

Министерство образования и науки Украины
Запорожский национальный технический университет

На правах рукописи

ЛУЦЕНКО ВЛАДИСЛАВ АНАТОЛЬЕВИЧ

УДК 621.785:621.771.25.001.8

НАУЧНЫЕ ОСНОВЫ СОВЕРШЕНСТВОВАНИЯ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ
ОБРАБОТКИ КАТАНКИ ДЛЯ СТАЛЬНОЙ ПРОВОЛОКИ МАЛОГО
ДИАМЕТРА

05.16.01 – Металловедение и термическая обработка металлов

Диссертация на соискание ученой степени доктора технических наук

Научный консультант
Парусов Владимир Васильевич
доктор технических наук, профессор

Запорожье – 2015

СОДЕРЖАНИЕ

Перечень условных обозначений, символов, единиц, сокращений и терминов.....	8
Введение.....	11
Раздел 1 Анализ современного состояния вопроса. Постановка научно-прикладной проблемы и задач диссертационной работы.....	22
1.1 Анализ существующих тенденций, технологического оборудования и эволюции процессов термомеханической обработки катанки в потоке высокоскоростного проволочного стана.....	22
1.2 Анализ современных технологических подходов к направленному формированию структуры и свойств при производстве катанки и проволоки широкого марочного состава.....	37
1.3 Особенности формирования фазового состава окалины и процесса обезуглероживания на поверхности стальной катанки.....	54
1.3.1 Особенности окалинообразования, происходящего в процессе охлаждения стального проката.....	54
1.3.2 Влияние охлаждения на формирование структур, определяющих частичный обезуглероженный слой в поверхностных слоях стальной катанки.....	58
1.4 Постановка научной проблемы и задач диссертационной работы.....	63
1.5 Выводы.....	67
Раздел 2 Материалы и методики проведения исследований.....	70
Раздел 3 Влияние температурно-временных условий горячей прокатки на размер аустенитного зерна в углеродистых сталях.....	87
3.1 Влияние температурно-деформационных параметров на величину аустенитного зерна стали 80 и 45.....	92
3.2 Вывод.....	99
Раздел 4 Кинетика превращений аустенита и закономерности	

структурообразования в непрерывнолитой стали 90 при непрерывном охлаждении и в изотермических условиях.....	100
4.1 Особенности структурообразования и фазовых превращений стали 90 после аустенитизации и последующего непрерывного охлаждения в широком диапазоне скоростей.....	100
4.1.1 Определение критических точек.....	103
4.1.2 Образование структурно свободного цементита.....	105
4.1.3 Распад по диффузионной кинетике.....	108
4.1.4 Распад по смешанной кинетике и сдвиговому механизму.....	110
4.1.5 Влияние химического состава на особенности кинетики распада высокоуглеродистого аустенита.....	113
4.1.6 Моделирование процесса контролируемого охлаждения высокоуглеродистой катанки 90 в процессе термомеханической обработки..	118
4.2 Особенности структурообразования и распада аустенита стали 90 при различных изотермических выдержках.....	120
4.3 Влияние на кинетику превращения аустенита диаметра проволоки при патентировании стали 90.....	130
4.4 Выводы.....	133
Раздел 5 Развитие научных представлений о процессах структурообразования и формирования окалина при термомеханической обработке высокоуглеродистой катанки и проволоки.....	136
5.1 Особенности влияния термомеханической обработки на структуру и свойства катанки и проволоки из высокоуглеродистой стали.....	136
5.1.1 Влияние температурно-скоростных режимов охлаждения на формирование структуры и свойств высокоуглеродистой катанки.....	137
5.1.2 Особенности формирования перлитной структуры высокоуглеродистой стали в линии проволочного стана.....	152
5.1.3 Влияние температуры и условий изотермической выдержки на формирование структуры высокоуглеродистой стали.....	157
5.1.4 Особенности переработки термомеханически обработанной	

	4
высокоуглеродистой катанки на высокопрочную проволоку и сверхвысокопрочный металлокорд.....	162
5.2 Особенности структурообразования в поверхностных слоях высокоуглеродистой катанки после термомеханической обработки.....	173
5.3 Фазовый и количественный состав окалины в зависимости от режимов контролируемого охлаждения в процессе термомеханической обработки высокоуглеродистой катанки и проволоки.....	185
5.3.1 Особенности формирования окалины на поверхности высокоуглеродистой катанки после горячей деформации.....	186
5.3.2 Влияние регулируемого охлаждения в потоке высокоскоростного проволочного стана на фазовый и количественный состав окалины высокоуглеродистой катанки.....	191
5.3.3 Особенности формирования окалины на поверхности высокоуглеродистой проволоки при охлаждении с отдельного нагрева.....	196
5.4 Особенности и взаимосвязь между качественными показателями высокоуглеродистой катанки.....	199
5.5 Выводы.....	202
Раздел 6 Влияние процессов термомеханической обработки на структурное состояние и механические свойства катанки из низкоуглеродистой стали и легированной сварочного назначения.....	205
6.1 Особенности влияния контролируемого охлаждения в процессе ТМО на структурное состояние и механические свойства катанки из низкоуглеродистой стали.....	205
6.2 Особенности формирования структуры и свойств катанки из легированной стали сварочного назначения, подвергнутой в потоке проволочного стана различным режимам контролируемого охлаждения при ТМО.....	214
6.2.1 Основные требования, предъявляемые к комплексной технологии производства катанки для сварочных проволок малых диаметров.....	214
6.2.2 Механические свойства и структура катанки из низкоуглеродистой	

легированной стали, подвергнутой различным режимам контролируемого охлаждения в процессе ТМО в потоке проволочного стана.....	219
6.2.3 Особенности структурообразования в катанке из никельмолибденовой стали, подвергнутой разупрочняющей термомеханической обработке.....	225
6.2.4 Особенности влияния микролегирования на свойства катанки для сварочной проволоки ответственного назначения.....	234
6.2.5 Исследования сварочно-технологических свойств опытной партии проволоки из термомеханически обработанной стальной легированной катанки.....	238
6.2.6 Особенности формирования структуры и механических свойств в термомеханически обработанной катанке из кремнемарганцевой стали.....	239
6.3 Выводы.....	245
Раздел 7 Совершенствование процессов термомеханической обработки катанки для стальной проволоки различного назначения.....	247
7.1 Совершенствование технологии термомеханической обработки при производстве низкоуглеродистой катанки различного размерного сортамента.....	247
7.2 Разработка сквозной технологии производства термомеханически обработанной катанки из легированной стали сварочного назначения.....	251
7.3 Разработка энергосберегающей технологии термомеханической обработки высокоуглеродистой стальной проволоки в линии термотравильных агрегатов.....	255
7.4 Создание в потоке высокоскоростного проволочного стана научно обоснованной усовершенствованной ТМО высокоуглеродистой катанки.....	260
7.4.1 Разработка способов изготовления высокоуглеродистой стальной катанки для проволоки различного малого размерного сортамента.....	260
7.4.2 Разработка способа оценки качества высокоуглеродистой стальной катанки.....	261
7.4.3 Разработка обоснованных предложений по корректировке технических требований к катанке для высоко- и сверхвысокопрочной проволоки и	

	6
металлокорда.....	262
7.4.4 Совершенствование способа термомеханической обработки высокоуглеродистой катанки для высоко- и сверхвысокопрочной проволоки и металлокорда.....	271
7.5 Выводы.....	275
Выводы.....	280
Список использованных источников	285
ПРИЛОЖЕНИЯ.....	325
Приложение А Акт использования диссертационной работы на ОАО «БМЗ»	326
Приложение Б Расчет экономической эффективности	327
Приложение В Акт о фактической экономической эффективности на ОАО «БМЗ» внедренных результатов диссертационной работы и долевом участии	328
Приложение Г Изменение №3 к «Режимам ускоренного охлаждения проката в потоке проволочного стана 150-1 СПЦ-1 ПАО «АрселорМиттал Кривой Рог» с 15.01.2007 г.....	329
Приложение Д ТК 840-ПЗ-01-2007. Приложение 11. Катанка стальная для перетяжки на проволоку по ГОСТ 30136-95, ASTM A510 M-00, по спецификациям к контрактам. Режимы двухстадийного охлаждения катанки (для механического способа удаления окалины) ОАО «БМЗ» с 01.01.2007 г.	330
Приложение Е СТИ 228-112-2008 „Производство катанки из легированных сталей для сварочной проволоки ответственного назначения”, введенная на ПАО «АрселорМиттал Кривой Рог» с 30.02.2009 г.....	331
Приложение Ж ТУ У 276.3-23365425-638.2008 „Дріт сталевий термічно оброблений”, с 01.12.2008 р.....	335
Приложение К Акт использования результатов диссертационной работы при выполнении научно-исследовательских работ ИЧМ НАНУ.....	342
Приложение Л ТК 840-ПЗ-01-2002. Приложение 1. Страница 5. Катанка стальная пружинная по ЗТУ 840-02-99. Катанка для металлокорда, РМЛ и бортовой проволоки по ЗТУ 840-03-2001, с 15.04.2002 г.....	345
Приложение М ТК 840-ПЗ-01-2002. Приложение 15. Страница 22. Катанка	

	7
для производства металлокорда для фирмы CZ VENA, с 15.11.2002 г.....	346
Приложение Н Изменение №11 к ЗТУ 840-03-2006 „Катанка стальная сорбитизированная для металлокорда, бортовой проволоки и проволоки для рукавов высокого давления”, с 29.01.2010 г.....	347
Приложение П Изменение к ТК 840-ПЗ-01-2007. Режимы двухстадийного охлаждения высокоуглеродистой катанки для металлокорда, бортовой и пружинной проволоки для скоростей прокатки более 100 м/с, с 01.01.2013 г..	352
Приложение Р Расчет ожидаемого экономического эффекта от внедрения энергосберегающего режима сорбитизации катанки на стане 150 ОАО «БМЗ», декабрь 2012 г.....	353

ПЕРЕЧЕНЬ УСЛОВНЫХ ОБОЗНАЧЕНИЙ, СИМВОЛОВ, ЕДИНИЦ,
СОКРАЩЕНИЙ И ТЕРМИНОВ

ИЧМ НАНУ – Институт черной металлургии им. З. И. Некрасова Национальной академии наук Украины;

ТМО – термомеханическая обработка;

ВТМО – высокотемпературная термомеханическая обработка;

НТМО – низкотемпературная термомеханическая обработка;

КО – контролируемое охлаждение;

КП – прокатка с контролируемой температурой;

ЧБ – чистовой блок;

РКБ – редуционно-калибрующий блок;

ИЗД – изотермическая диаграмма;

ТКД – термокинетическая диаграмма;

A_{c1} – критическая точка превращения аустенит ↔ перлит;

M_n – критическая точка начала мартенситного превращения;

A – аустенит;

П – перлит;

Ф – феррит;

Ц – цементит;

К – карбид;

ОБЗ – обезуглероженный слой;

T – температура, °C;

$T_{во}$ – температура виткообразования, °C;

σ_b – временное сопротивление разрыву, Н/мм²;

ψ , относит. суж. – относительное сужение, %;

δ , относит. удл. – относительное удлинение, %;

РЭМ – растровая электронная микроскопия;

S – межпластиночное расстояние в перлите, мкм;

HV₂₀₀ – микротвердость при нагрузке 200гр., Н/мм²;

НВ – единицы твердости по Бринеллю;

МКИД – межкритический интервал температур (Ac₁-Ac₃);

МДК – микродифракционная картина;

диам., Ø – диаметр, мм;

НД – нормативная документация;

ЗТУ – заводские технические условия;

ТУ – технические условия;

ТИ – технологическая инструкция;

ОАО «БМЗ» – открытое акционерное общество «Белорусский металлургический завод – управляющая компания холдинга Белорусская металлургическая компания» (г.Жлобин);

ПАО «АрселорМиттал Кривой Рог» – публичное акционерное общество «АрселорМиттал Кривой Рог» (г.Кривой Рог);

СЗАО «ММЗ» – совместное закрытое акционерное общество «Молдавский металлургический завод» (г.Рыбница);

ОАО «МакМЗ» – открытое акционерное общество «Макеевский прокатный завод» с 2009г. (г.Макеевка);

ОАО «Северсталь» – открытое акционерное общество «Северсталь» (г.Череповец);

ПАВ – поверхностно активные вещества;

ГВП – струйное воздушное охлаждение;

ЭПО – электролитно-плазменная очистка;

МО – механический способ удаления окалины;

НТ – нормальная прочность, Н/мм² (МПа);

НТ – высокая прочность, Н/мм² (МПа);

СТ – сверхвысокая прочность, Н/мм² (МПа);

СПЦ – сортопрокатный цех;

НЗС – непрерывно-заготовочный стан;

ПС – проволочный стан;

СтПЦ – сталепроволочный цех;

$V_{\text{тр.}}$ – скорость транспортирования витков, м/с;

$V_{\text{пр}}$ – скорость прокатки, м/с;

V – скорость охлаждения, °С/с;

τ – время, с;

в/о – виткообразователь;

ПК – передний конец;

ЗК – задний конец;

ΔG^0 – изменение стандартной гиббсовой энергии;

β – уширение, мрад.;

D_{HKL} – измельчение блоков (субзерен), см;

$\frac{\Delta a}{a}$ – микронапряжения решетки α -фазы;

λ – длина волны CuK_{α} -излучения ($1,54081 \text{ \AA}$);

m_1 – доля уширения β_{110} ;

m_2 – доля уширения β_{211} ;

$\rho_{D_{\text{HKL}}}$ – плотность дисперсности блоков, см^{-2} ;

$\rho_{\frac{\Delta a}{a}}$ – плотность микронапряжений, см^{-2} ;

ρ – плотность дислокаций, см^{-2} ;

Z_Y – физико-химический эквивалент;

$C_{\text{эkv}}$ – углеродный эквивалент;

R – коэффициент регрессии;

R^2 – коэффициент корреляции.

ВВЕДЕНИЕ

При современной технологии переработки суммарные обжатия при волочении катанки в проволоку достаточно большие (до 99,2%), что требует проведения дополнительных промежуточных термических обработок. Поэтому повышение пластичности металла после высокотемпературной прокатки для обеспечения изготовления стальной проволоки различного назначения без промежуточной термической обработки с сохранением необходимых конечных характеристик является актуальным.

Формирование микроструктуры и свойств, наиболее подходящих для холодной пластической деформации катанки на стальную проволоку малого диаметра, можно достичь путем термомеханической обработки катанки в потоке высокоскоростного проволочного стана. При совершенствовании ТМО стальной катанки необходимо учитывать влияние высокотемпературной деформации и последующих условий охлаждения на рекристаллизационные процессы, кинетику превращения аустенита, соотношение структурных составляющих, рациональное сочетание таких качественных характеристик, как механические свойства, обезуглероженный слой, количественный и качественный состав окалина.

Диссертационная работа посвящена решению важной и актуальной научно-прикладной проблемы: повышение после высокотемпературной прокатки пластических свойств металла на основе развития научных положений о влиянии процессов ТМО на структурообразование и свойства катанки для стальной проволоки малого диаметра различного назначения. Установленные закономерности позволят совершенствовать технологию термомеханической обработки катанки, что при экономии материальных ресурсов обеспечит производство стальной проволоки для металлокорда (в т.ч. сверхвысокопрочного), высокопрочной бортовой, канатной, легированной сварочной и низкоуглеродистой.

Связь работы с научными программами, планами, темами. Выполнение

диссертационной работы связано с научно-тематическими планами исследований ИЧМ НАНУ в соответствии с направлением «Развитие научных основ формирования железоуглеродистых сплавов и управление их структурой и свойствами». Исследования, являющиеся составной частью диссертационной работы, проведены в рамках ведомственных, поисковых, конкурсных и договорных научно-исследовательских работ ИЧМ НАНУ, в которых автор сформулировал задачи исследований, разработал основные идеи и принимал непосредственное участие в их выполнении в качестве руководителя или ответственного исполнителя:

– “Взаимосвязь фазовых и структурных превращений с процессами окалинообразования и обезуглероживания в углеродистой катанке”, № госрегистрации 0103U005409 (ответственный исполнитель).

– “Исследование и развитие научных и технологических основ комплексной технологии производства экономнолегированных (с уменьшенным содержанием Mo и Ni) низкоуглеродистых сталей для сварочной проволоки ответственного назначения”, № госрегистрации 0107U001713 (руководитель работы).

– “Оценка возможности использования комбинированных способов удаления окалина для повышения технологических характеристик катанки-проволоки”, № госрегистрации 0109U002455 (руководитель работы).

– “Разработка комплексной технологии получения легированных сталей перспективного сортамента, предназначенных для изготовления катанки и сварочной проволоки малого диаметра”, № госрегистрации 0109U002459 (руководитель работы).

– “Исследование влияния комбинированной термомеханической обработки на закономерности фазово-структурных превращений аустенита высокоуглеродистой стали различного химического состава для сверхвысокопрочной проволоки”, № госрегистрации 0109U002451 (руководитель работы).

– “Разработка научно обоснованных режимов комбинированной

термической обработки сортового проката из легированной конструкционной стали“, № госрегистрации 0112U001351 (руководитель работы).

– “Исследование и оптимизация режимов температурно-деформационной обработки катанки различного назначения на проволочном стане 150-1 комбината «Криворожсталь» с целью обеспечения требований национальных и международных нормативных документов”, № госрегистрации 0197W006892 (ответственный исполнитель).

– “Разработка и исследование технологии производства чистых по вредным примесям легированных и низкоуглеродистых сталей для сварочной проволоки с использованием комплексной рафинирующей обработки чугуна и конвертерного полупродукта”, № госрегистрации 0103U007215 (руководитель работы).

– “Разработка и исследование технологии производства на проволочном стане 150-1 катанки диаметром 5,5 мм из легированных молибден- и никельсодержащих сталей, обеспечивающей повышение качества готовой металлопродукции”, № госрегистрации 0104U005823 (руководитель работы).

– “Разработка и исследование сквозной технологии производства канатной катанки из высокоуглеродистой стали по ДСТУ 3683-98, охлажденной после прокатки двухстадийным способом”, № госрегистрации 0105U004580 (руководитель работы).

– “Исследование технологий производства сортового проката и катанки в условиях РУП «БМЗ» и разработка предложений по ее совершенствованию”, № госрегистрации 0107U006777 (руководитель работы).

– “Развитие научных основ создания сквозных технологий металлургического производства, разработки рациональных технологических схем и выбора конструктивно-структурного состава оборудования современных производственных линий для получения металлопродукции массового и целевого назначения с заданным комплексом эксплуатационных свойств“, № госрегистрации 0107U001704 (ответственный исполнитель).

– “Исследование влияния термомеханической обработки с прокатного и

отдельного нагрева на качественные характеристики металла”, № госрегистрации 0108U002339 (руководитель работы).

Научно-технические проекты НАН Украины:

– “Исследование и совершенствование технологии производства сортовых профилей и катанки в потоке современных мелкосортных и проволочных станов”, № госрегистрации 0106U008278 (ответственный исполнитель).

– “Разработка научно обоснованных практических предложений по совершенствованию производства катанки широкого размерного и марочного сортамента на современных высокоскоростных проволочных станах”, № госрегистрации №0107U005051 (ответственный исполнитель).

– “Создание энергосберегающего и экологически чистого технологического участка для термической обработки металла для холодной деформации в профили простых и сложных сечений. Раздел 1. Создание технологического участка термической обработки металла с электроконтактным нагревом стальной заготовки для дальнейшего квазиизотермического охлаждения и очистки поверхности для холодной деформации в профили простых и сложных сечений”, № госрегистрации 0108U004122 (ответственный исполнитель).

Цель и задачи исследований. Цель работы – на основе выявленных новых закономерностей формирования структуры и свойств совершенствовать технологию термомеханической обработки катанки, повысив её пластичность, что обеспечит производство стальной проволоки малого диаметра для металлокорда (в т.ч. сверхвысокопрочного), высокопрочной бортовой, канатной, легированной сварочной и низкоуглеродистой при снижении материальных затрат.

Для достижения поставленной цели необходимо решить следующие **задачи:**

– исследовать особенности влияния температурно-временных условий горячей прокатки на величину аустенитного зерна углеродистой стали;

– установить закономерности кинетики превращений аустенита и структурообразования при непрерывном охлаждении и изотермических условиях

в непрерывнолитой стали 90 для высоко- и сверхвысокопрочной проволоки;

– выявить особенности влияния режимов ТМО на формирование в поверхностном слое высокоуглеродистой катанки микроструктуры и окалина;

– установить взаимосвязь структурных параметров с качественными характеристиками высокоуглеродистой катанки;

– определить в потоке высокоскоростного проволочного стана влияние режимов ТМО на структурообразование и механические свойства катанки из стали, высокоуглеродистой, легированной сварочной и низкоуглеродистой обычного качества;

– использовать полученные результаты на металлургических предприятиях при производстве катанки для стальной проволоки малого диаметра.

Объект исследований – процессы формирования структуры и свойств в стальной катанке широкого марочного состава, подвергнутой различным режимам ТМО в потоке высокоскоростного проволочного стана.

Предмет исследований – закономерности, определяющие влияние режимов ТМО на структурообразование, механические свойства и качественные характеристики катанки из стали, высокоуглеродистой, легированной сварочной и низкоуглеродистой.

Методы исследований. Теоретические разработки диссертации базируются на фундаментальных положениях металловедения и термической обработки металлов. Для исследований использовали стали: высокоуглеродистую, низкоуглеродистую обыкновенного качества и легированную для сварочной проволоки (никельмолибденовую, кремнемарганцевую) промышленного производства и такие, которые изготовлены в соответствии с разработанной в работе нормативной документацией. В диссертационной работе использованы современные методы исследований: металлографический, электронномикроскопический, дилатометрический, микрорентгеноструктурный, количественный микроанализ структурного состояния, оценка микротвердости, механических свойств катанки и проволоки. Проводили математическую обработку данных лабораторных и промышленных экспериментов. Для

прогнозирования механических свойств стальной катанки в зависимости от химического состава использовали методы математического моделирования. Технологические процессы производства опытно-промышленных и промышленных партий осуществляли в соответствии с требованиями принятых на соответствующих предприятиях нормативно-технических документов.

Научная новизна полученных результатов.

Основные выводы и положения, которые характеризуют научную новизну работы, состоят в следующем:

1. Впервые выявлены новые закономерности влияния температурно-временных условий горячей деформации стали 80 на величину аустенитного зерна. С повышением температуры деформации в интервале 850...950°C с увеличением времени изотермических выдержек размер аустенитного зерна меняется нелинейно, что обусловлено различием в интенсивности протекания процессов метадинамической и повторной (статической) рекристаллизации. После деформации при температурах 850...950°C и изотермической выдержке образуется аустенитное зерно меньшего размера, чем при охлаждении и выдержке при этих температурах после высокотемпературной деформации. Это дает возможность устанавливать при горячей прокатке и охлаждении нужный температурно-временной интервал, необходимый для формирования аустенитного зерна, от размера которого при дальнейшем распаде зависит образование перлита различной дисперсности.

2. Впервые установлены закономерности влияния температуры и дробности горячей деформации на механические свойства высокоуглеродистой стали 70...90 после ТМО. При ТМО снижение температуры горячей деформации с 1050...1100°C до 900...950°C (принудительное охлаждение) и увеличение дробности деформации (дополнительный редуционно-калибрующий блок) приводят к увеличению пластических свойств (относительное сужение на 5%), что обусловлено уменьшением размера аустенитного зерна и дисперсности перлита. Это позволяет совершенствовать режимы ТМО в процессе высокоскоростной прокатки (более 100 м/с) стальной

катанки, используя принудительное охлаждение между чистовым и редуционно-калибрующим блоками.

3. Впервые установлены закономерности превращений аустенита стали 90 при непрерывном охлаждении и в изотермических условиях. Закономерности процессов структурообразования для стали 90 приведены в виде термокинетической и изотермической диаграмм превращения переохлажденного аустенита. При соответствующих скоростях охлаждения и температурах изотермических выдержек в стали 90 формируются различные структурные состояния: избыточный зернограничный цементит, перлит, бейнит и мартенсит. С повышением скорости непрерывного охлаждения выделение цементита по границам зерен в значительной степени подавляется и полностью отсутствует при скоростях выше $10^{\circ}\text{C}/\text{с}$ и при изотермическом распаде. В интервале изотермических выдержек при температурах $350\text{...}550^{\circ}\text{C}$ распад проходит по смешанной кинетике – с образованием перлита и бейнита, тогда как при различных скоростях непрерывного охлаждения бейнит отсутствует. Это позволяет в процессе ТМО с целью обеспечения необходимого структурного состояния определять режимы, температурно-скоростные для катанки и температурно-временные для проволоки из высокоуглеродистой стали 90.

4. Впервые определено влияние рекалесценции на кинетику превращения аустенита стали 90. При распаде переохлажденного аустенита наиболее существенно проявляется эффект рекалесценции в интервале скоростей непрерывного охлаждения $1,5\text{...}15,0^{\circ}\text{C}/\text{с}$, а при изотермических выдержках – в интервале температур $400\text{...}600^{\circ}\text{C}$. При этом в течение распада аустенита температура увеличивается, и ее конечные значения превышают первоначальные. Это позволяет уточнять все тонкости воздействия тепла фазового превращения высокоуглеродистого аустенита на формирование структуры, до сих пор не учитываемого при разработке процессов ТМО с контролируемым охлаждением катанки и при патентовании проволоки.

5. Установлены новые закономерности влияния ТМО на формирование структуры и свойств стальной катанки, высокоуглеродистой, легированной

сварочной и низкоуглеродистой. Для высокоуглеродистой катанки, подвергнутой ТМО с температурой охлаждения после горячей прокатки выше точки A_1 , установлены новые зависимости между межпластиночным расстоянием в перлите и другими качественными характеристиками: глубиной обезуглероженного слоя (зависимость линейная) и количеством окалина (зависимость нелинейная). Пластические свойства высокоуглеродистой катанки повышаются в процессе ТМО в случае ускоренного охлаждения после горячей прокатки до температур $A_1 + (200...250)^\circ\text{C}$ и дальнейшего охлаждения со скоростью, определяемой из зависимости $V = (50...100) \times d^2$ в течение $\tau = (100...60) \times d^2$ (где: V – скорость охлаждения, $^\circ\text{C}/\text{с}$; d – диаметр катанки, см; τ – время, с), при этом основу микроструктуры составляет сорбитообразный перлит (более 70%), отсутствует замкнутая цементитная сетка, обезуглероженный слой (менее 1,8%) равномерно распределен по периметру катанки.

Для легированной стали повышение пластических свойств катанки обеспечивается формированием в ферритной матрице достаточно равномерно распределенных бейнито-мартенситных участков незначительного количества (не более 10%), что не создает существенных препятствий движению дислокаций при холодной деформации.

Для низкоуглеродистой катанки повышение пластичности обусловлено формированием равномерной структуры с увеличением соотношения феррита к перлиту.

Это позволяет для конкретного структурного состояния термомеханически обработанной стальной катанки, высокоуглеродистой (для металлокорда, бортовой проволоки, канатной), легированной (для сварочной проволоки) и низкоуглеродистой, прогнозировать ее способность к волочению без промежуточной термообработки на последующем проволочном переделе.

Практическое значение полученных результатов.

На основании теоретических и экспериментальных исследований разработаны новые технологические процессы ТМО катанки для стальной проволоки малого диаметра, которые реализованы на прокатном и проволочном

переделах ОАО «БМЗ», а также в условиях ПАО «АрселорМиттал Кривой Рог».

Предложенные в работе новые способы изготовления и контроля качества стального проката защищены патентами на изобретения: №828, Республика Беларусь (BY), C21D 1/02, C21D 8/06, опубл. 15.08.1995. Бюл. № 3 (6), №11664, Республика Беларусь (BY), МПК C21D 8/06, опубл. 28.02.2009, №88799, Украина (UA), МПК B21C 51/00, G01N 33/20, опубл. 25.11.2009, Бюл. № 22. Эти способы позволили при производстве высокоуглеродистой катанки повысить пластические свойства, дисперсность перлита и оперативность его определения, обеспечить отсутствие замкнутой цементитной сетки, уменьшить обезуглероженный слой.

Разработана технология ТМО высокоуглеродистой проволоки, обеспечивающая формирование сорбитной структуры и отсутствие бейнита (патент на изобретение №86324, Украина (UA), МПК C21D 9/52, опубл. 10.04.2009, Бюл. № 7) с необходимыми механическими свойствами. На базе этой технологии созданы и опробованы опытные экологически чистые установки (одно- и многониточные), использующие в качестве охлаждающей среды вместо свинца горячий водный раствор с поверхностно активными веществами или струйное воздушное охлаждение.

Разработаны режимы ТМО катанки из низкоуглеродистой стали и легированной для сварочной проволоки, которые получили свое отражение в технических документах ПАО «АрселорМиттал Кривой Рог» (СТИ 228-112-2008 и изменение №3 к режимам охлаждения проката в потоке проволочного стана 150-1 СПЦ-1) и ОАО «БМЗ» (изменения к ТК 840-ПЗ-01-2007).

На основании установленного в работе влияния режимов охлаждения в процессе ТМО на пластичность при переработке катанки на проволоку ужесточены требования к микроструктуре и свойствам, которые отражены в изменении №11 к заводским техническим условиям ОАО «БМЗ» ЗТУ 840-03-2006 «Катанка стальная сорбитизированная для металлокорда, бортовой проволоки и проволоки для рукавов высокого давления» и в разработанных ТУ У 276.3-23365425-638.2008 «Проволока стальная термически обработанная».

Разработаны и внедрены на ОАО «БМЗ» режимы ТМО катанки из

высокоуглеродистой стали (изменения к ТК 840-ПЗ-01-2002 и ТК 840-ПЗ-01-2007), в том числе из марки 90 для высокопрочной и сверхвысокопрочной проволоки и металлокорда.

Освоение новых технологий позволило уменьшить расходный коэффициент металла в среднем на 10%. Общий фактический экономический эффект от внедренных технологических решений составляет 31,7 миллиона гривен, доля автора – 4,44 миллиона гривен.

Личный вклад соискателя.

Основные результаты работы получены диссертантом самостоятельно. Статьи [208, 239, 281, 284, 289, 293, 294, 300, 303, 342, 344, 347, 349] соискателем опубликованы без соавторов. При проведении исследований, результаты которых опубликованы в соавторстве, автору диссертации принадлежат: проведение теоретического анализа [160, 196, 226, 239, 278]; постановка и проведение экспериментов, исследования влияния термомеханической обработки на структуру и свойства стальной катанки различного химического состава, обработка и анализ результатов экспериментов [76, 91, 218, 236, 253, 258, 298, 312]; постановка и проведение экспериментов, исследования особенностей кинетики фазовых превращений стали 90, обработка и анализ результатов исследований [209, 211, 215-217, 223-225, 230]; установление взаимосвязи между дисперсностью перлита, обезуглероживанием и количеством окалина [256, 279, 283, 296, 299, 301, 302]; разработка научных основ усовершенствованной технологии производства катанки из высокоуглеродистой [237, 250, 251, 262, 266, 304], низкоуглеродистой [59, 309, 310] и легированной стали [336, 338, 355, 360]; проведение промышленных экспериментов, разработка изменений к нормативной документации и научно-технологическое сопровождение освоения промышленного производства катанки из высокоуглеродистой [200, 219, 220, 233, 235, 239, 240, 247, 249, 252, 257, 265, 271, 272, 305, 374, 375], низкоуглеродистой [92, 311] и легированной стали [232, 328, 341, 361], технические решения и их внедрение в производство. В докторской диссертации не использованы результаты кандидатской диссертации соискателя.

Апробация результатов диссертации.

Материалы диссертационной работы были представлены и одобрены на международных научных конференциях "Проблемы современного материаловедения (Стародубовские чтения)" (Днепропетровск, 2006, 2007, 2009 гг.), "Металлургия XXI века" (Жлобин, Республика Беларусь, 2004 г.), международной конференций "Современное материаловедение: достижения и проблемы" MMS-2005 (Киев, 2005 г.), международных научно-технических конференциях "Долговечность стальных канатов" Международной ассоциации исследователей стальных канатов (Одесса, 2005, 2007 гг.), международных научно-технических конференциях "Литейное производство и металлургия. Беларусь" (Республика Беларусь: Барановичи, 2006 г., Жлобин, 2007 г., Минск, 2009, 2012 гг.), международной научно-технической конференции "Новые наукоемкие технологии, оборудование и оснастка для обработки материалов давлением" (Краматорск, 2010 г.), IX международной конференции "Пластическая деформация металлов" (Днепропетровск, 2011 г.).

Публикации. Материалы и результаты диссертации опубликованы в 78 научных работах, в том числе 55 статей – в специализированных научных журналах и сборниках, из которых 36 – в изданиях иностранных и включенных в международные наукометрические базы; 4 патента; 13 публикаций в материалах, сборниках и тезисах докладов на научно-технических конференциях, 6 – в дополнительных изданиях.

Автор выражает искреннюю благодарность за проведение совместных исследований и помощь докт. техн. наук, проф. В. В. Парусову, специалистам ИЧМ НАНУ, ОАО «БМЗ» и ПАО «АрселорМиттал Кривой Рог».

РАЗДЕЛ 1

АНАЛИЗ СОВРЕМЕННОГО СОСТОЯНИЯ ВОПРОСА. ПОСТАНОВКА
НАУЧНО-ПРИКЛАДНОЙ ПРОБЛЕМЫ И ЗАДАЧ ДИССЕРТАЦИОННОЙ
РАБОТЫ

1.1. Анализ существующих тенденций, технологического оборудования и эволюции процессов термомеханической обработки катанки в потоке высокоскоростного проволочного стана

В настоящее время объем производства катанки в мире превышает 50 млн. т, что объясняется широким сортаментом производимой из нее готовой продукции – канаты, металлокорд, пружины, иглы, струны, сетки, крепеж, сварочные электроды и прочие метизы [1-7]. По стандарту ГОСТ 2590-2006 к катанке относят круглые профили диаметром 9,0 мм и менее, круглые профили диаметром 10,0 мм и более относят к мелкосортному прокату. В зарубежной и отечественной литературе иногда катанкой считают круглый прокат из углеродистых, низко- и высоколегированных сталей, производимый на непрерывных проволочных станах и проволочных линиях мелкосортно- и сортопроволочных станков, независимо от диаметра, достигающего 26 мм. Основная доля производимой катанки направляется для дальнейшей переработки на сталепроволочные и метизные предприятия [8]. В последние годы увеличились объемы производства катанки из непрерывнолитых заготовок с высокой степенью металлургической чистоты, в том числе для изготовления особо ответственных изделий [9, 10]. Например, таких, как металлокорд, который обладает высоким уровнем выносливости, а по прочностным характеристикам, согласно [2, 11], этот вид продукции разделяют по нормативной прочности (для латунированной проволоки диаметром 0,35 мм) на нормальной ($NT\ 2400...2750\ Н/мм^2$), высокой ($HT\ 2750...3100\ Н/мм^2$), сверхвысокой ($ST\ 3100...3450\ Н/мм^2$) и ультравысокопрочной ($UT\ 3450...3750\ Н/мм^2$).

С увеличением скоростей волочения и повышением требований метизных и

сталепроволочных предприятий к качеству готовой продукции возросли требования к качеству стальной катанки для проволоки малых диаметров: массе мотка, количеству и составу окалины, обезуглероженному слою, механическим свойствам (пластичности) и структуре, а также равномерности их распределения по длине мотка. При этом сохраняется требование конкурентоспособности – доступная цена [12]. Чтобы удовлетворить эти требования, изготовителям катанки необходимо создавать принципиально новые процессы и оборудование [13].

Чтобы повысить точность катанки, уменьшить овальность, увеличить скорость прокатки и массу мотков, были созданы чистовые блоки клетей различного типа. Для улучшения структуры и свойств катанки из различных марок сталей были разработаны линии гибкого регулируемого двухстадийного охлаждения.

За рубежом массовое строительство станов нового типа с чистовыми блоками клетей и линиями двухстадийного охлаждения, а также другим новым оборудованием для прокатки и дальнейшей обработки началось с 1966 года [14, 15]. В начале 1960-х годов фирмой «Shleman» («Шлеман») был создан чистовой блок, состоящий из двухвалковых клетей [16,17]. В 1960 году был испытан новый блок конструкции фирмы «Morgan» («Морган», США). Этот блок состоял из восьми кассет с консольно установленными дисковыми валками (диаметром 150 мм) с групповым приводом. С 1966 года началось массовое строительство проволочных станов с чистовыми двухвалковыми блоками.

Проволочные станы первых поколений, оборудованные чистовыми двухвалковыми блоками, были четырехниточными со скоростью прокатки до 70 м/с [18, 19]. В настоящее время предложения на катанку превосходят спрос, а с учетом интенсивного строительства и реконструкции проволочных станов на металлургических предприятиях стран СНГ такое положение, наверное, сохранится и в будущем. Поэтому, начиная с 1980 года, строятся только одно- и двухниточные проволочные станы.

При реконструкции стана 250-2 Череповецкого металлургического комбината (теперь стан 150, ОАО «Северсталь») установлены восьмиклетевые

чистовые блоки, линии двухстадийного охлаждения и новое оборудование для уборки мотков [20-22]. На Макеевском и Криворожском меткомбинатах вместо старых станов установлены новые двухниточные станы 150, рассчитанные на прокатку катанки диаметром 5,5 мм со скоростью 80...90 м/с из заготовок сечением до 150×150 мм [23, 24].

С повышением производительности станов, скорости прокатки и массы мотков качество катанки несколько ухудшилось. Так, с повышением скорости прокатки температура проката увеличилась до 1100°С, что привело к ухудшению микроструктуры, росту вторичной окалины и обезуглероживанию поверхности катанки [25].

Среди средств, обеспечивающих требуемое качество катанки в условиях непрерывного высокоскоростного производства, большой эффект дает ТМО, включающая регулируемое ускоренное охлаждение горячедеформированного проката в линии проволочного стана. Сейчас в мире разработано около 20 технологических способов такого охлаждения [17, 26-34].

К наиболее ранним исследованиям ускоренного охлаждения можно отнести работы [35, 36], в которых этот процесс осуществляли в ваннах с горячей водой или обдувкой воздухом. Ускоренное охлаждение катанки в потоке проволочных станов сдерживалось несовершенством прокатного оборудования, большой разностью температуры по длине раската [25], отсутствием эффективных охлаждающих устройств. Катанку из углеродистых сталей (0,30...0,70%С) на метизном переделе подвергали патентированию для получения дисперсной структуры перлита, которая обладает высокими технологическими свойствами при волочении на проволоку [37].

Однако патентирование связано с использованием специального оборудования, что приводит к значительным энергетическим и защитно-экологическим затратам. Поэтому все существующие способы обработки катанки в потоке проволочного стана направлены на получение структуры и свойств, максимально приближающихся к структуре и свойствам патентированной заготовки.

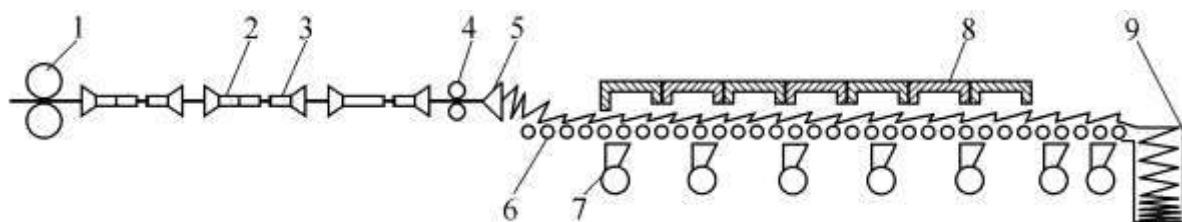
Для всех способов двухстадийного охлаждения в процессе ТМО характерно, что катанка при выходе из последней клетки интенсивно охлаждается водой в проводящих трубах до температур, как правило, выше A_1 , а затем в разложенных витках относительно медленно охлаждается в интервале температур аустенитно-перлитного превращения. Чтобы предотвратить закалку поверхностного слоя катанки, длину хвостовой части проволочного стана увеличивают, устанавливая большое число охлаждающих ступеней (водяных проводок) на первой стадии охлаждения. Витки катанки после виткообразователя, перемещаясь на конвейере, охлаждаются воздухом, нагнетаемым вентиляторами, то есть происходит так называемое воздушное патентирование катанки.

Наибольшее распространение среди систем двухстадийного охлаждения получили линии Стелмор, благодаря простоте конструкции, широкой возможности воздействия на структуру и свойства катанки различных марок стали, от низкоуглеродистых до высоколегированных. Кроме того, при использовании линий Стелмор обеспечивается возможность получения мотков массой 2 т и более при любой скорости прокатки.

Разработанный в начале 60-х гг. XX века способ Стелмор начал широко применяться с 1964 г. Уже через шесть лет в девяти странах было установлено 44 линии обработки катанки этим способом общей производительностью 4,5 млн. т в год. Двухстадийный процесс охлаждения катанки по способу Стелмор, применяемый на большинстве современных проволочных станков, включает охлаждение катанки водой после выхода из чистового блока (1-я стадия) и воздухом в витках, разложенных на транспортере (2-я стадия) [17, 29, 38].

Различают разновидности способа Стелмор, используемые для охлаждения катанки из различных марок стали [38]. Стандартный Стелмор включает интенсивное охлаждение катанки с температур прокатки до $750...850^{\circ}\text{C}$, раскладывание витков на транспортере, охлаждение их воздухом до температур $315...375^{\circ}\text{C}$, формирование мотка и применяется при производстве катанки из средне- и высокоуглеродистых сталей, например, для производства пружинной, канатной. Разработан также процесс «медленный Стелмор» – конвейер имеет

шесть зон: первые три – закрыты, изолированы и подогреваются; четвертая – просто закрыта и изолирована; две последние – открыты, как и при стандартном. Кроме того, конвейер движется со скоростью, меньшей, чем при стандартном: минимальная скорость конвейера – 0,05 м/с, что обеспечивает скорость охлаждения катанки до 0,3°C/с (используется для производства катанки из легированных и сложнелегированных сталей). Для производства катанки из низкоуглеродистых и некоторых легированных сталей (стали для производства сварочной проволоки, клапанных пружин, подшипниковой стали и др.) используют «замедленный Стелмор». Замедленный отличается от медленного Стелмора тем, что конвейер оборудован теплоизолирующим покрытием стенок и такими же съемными крышками. В результате снижения скорости конвейера до 0,05 м/с витки катанки укладываются плотно, и тем самым уменьшаются потери тепла за счет излучения, обеспечивая возможность охлаждения со скоростью 1,0°C/с. В линиях замедленного и медленного Стелмора обязательно использование роликового конвейера. Наибольшее распространение получил комбинированный гибкий процесс – «стандартный и замедленный Стелмор», позволяющий создать требуемые условия охлаждения при производстве катанки широкого марочного сортамента. Схема охлаждения катанки по способу «стандартный и замедленный Стелмор» приведена на рис. 1.1.



1 – последняя клетка блока; 2 – водяные охлаждающие форсунки; 3 – отсекающие форсунки; 4 – трайбаппарат; 5 – виткоукладчик; 6 – транспортер витков; 7 – вентиляторы; 8 – теплоизолирующие крышки; 9 – виткосборник;

Рисунок 1.1 – Принципиальная схема охлаждения катанки в процессе ТМО по способу Стелмор [38].

Участок водяного охлаждения катанки оборудован водоохлаждающими секциями, установленными вдоль проводящей трассы общей длиной до 40 м на определенном расстоянии друг от друга с промежутками для выравнивания температуры по сечению катанки. Для исключения попадания воды на катанку на участке выравнивания температуры применяют отсекающие водяные и воздушные форсунки. После 1-й стадии охлаждения (водяной) температура катанки на виткообразователе в зависимости от марки стали составляет 750...850°C.

Ступенчатый режим водяного охлаждения катанки, реализуемый на первой стадии, в значительной мере предотвращает рост измельченного в процессе деформации аустенитного зерна и делает сталь более чувствительной к фазовым превращениям, происходящим на второй стадии охлаждения. В этом случае исключается резкое охлаждение и большой перепад температур между серединой и поверхностью катанки, предупреждается образование в поверхностном слое участков подкалки (сорбита отпуска) и общей неравномерности структуры в поперечном сечении катанки.

Концевая часть участка водяного охлаждения оборудована трайбаппаратом, который направляет катанку в виткообразователь, работающий по принципу моталки Эденборна. С помощью виткообразователя витки катанки укладываются на движущийся транспортер, длина которого зависит от скорости прокатки. На современных станах со скоростью прокатки менее 100 м/с обычно применяют роликовые транспортеры длиной 80...100 м. Конструкцией транспортера предусмотрена плавная регулировка скорости перемещения витков катанки в пределах 0,05...1,3 м/с.

В перечисленных способах Стелмор-процессов на второй стадии охлаждения применяется воздушная среда, поэтому достигаемые свойства катанки занимают промежуточное значение между свойствами, получаемыми при охлаждении на воздухе и патентировании в свинцовой или селитровой ванне. Основными характеристиками процесса двухстадийного охлаждения катанки являются температура раскладки на витки, скорость движения транспортера,

режим работы вентиляторов и положение термоизоляционных крышек ("Открыто", "Закрыто").

Температура катанки, выходящей из чистового прокатного блока и поступающей в линию водяного охлаждения, составляет 1050...1150°C и определяется режимом предварительного водяного охлаждения раската перед блоком. Температура катанки на виткоукладчике – 700...850°C. Скорость охлаждения катанки на транспортере – 1,0...10,0°C/с (определяется скоростью движения транспортера, положением термоизоляционных крышек, количеством включенных вентиляторов и расходом подаваемого воздуха).

На транспортере Стелмор, изменяя скорость вращения роликов каждого модуля, регулируют плотность укладки витков – растягивая или сжимая всю спираль в процессе охлаждения. В результате этого исключается постоянный контакт разогретых витков металла между собой и элементами транспортера, что выравнивает скорость охлаждения и повышает структурную однородность по сечению проката, а также уменьшает разброс механических свойств по его длине.

Воздушное охлаждение является второй, завершающей стадией охлаждения проката и может быть:

- ускоренным, с открытыми крышками и продувкой воздухом витков катанки вентиляторами;
- замедленным, при закрытых термоизолирующих крышках и малой скорости транспортирования.

В конце роликового транспортера витки собираются в мотки, прессуются, маркируются и, окончательно остывая на крюковом транспортере, отправляются на склад.

Воздушное охлаждение катанки осуществляется на транспортере витков. Воздух от вентиляторов подается на витки катанки через специальные отверстия. У краев транспортера объем охлаждаемого металла больше, чем в середине, поэтому для равномерного охлаждения витков по окружности на крайние участки транспортера подается больше воздуха. Скорость охлаждения катанки диаметром 5,5 мм в зоне продувки зависит от мощности вентиляторов и в большинстве

случаев составляет около $10^{\circ}\text{C}/\text{с}$. Это в два раза выше, чем при охлаждении в спокойном воздухе (при отключенных вентиляторах и пониженной скорости транспортировки витков).

При производстве высокоуглеродистой катанки, например, стали 70 (для канатов, пружин, металлокорда), необходимо получить высокие прочностные и пластические свойства, поэтому применяют интенсивную продувку витков катанки воздухом при скорости роликового транспортера $0,4...0,8$ м/с. В этом случае дисперсность пластинчатого перлита повышается, толщина пластинок цементита уменьшается, что обеспечивает устойчивость структуры при волочении. Интенсивное охлаждение высокоуглеродистой катанки воздушным потоком уменьшает количество доэвтектоидного феррита, формируемого на границах зерен в процессе превращения, что снижает возможность образования при волочении микротрещин, образующихся вследствие различной способности к удлинению перлита и феррита. В результате получается мелкодисперсная структура с величиной зерна номеров $6...10$ по ГОСТ 5639-82, а количество сорбитообразного перлита (1-й балл по ГОСТ 8233-56) в поперечном сечении катанки – $30...50\%$. Количество окалина уменьшается до $2...5$ кг/т, она состоит преимущественно из вюстита (FeO), который легко удаляется, что снижает затраты при травлении катанки. Максимальная величина обезуглероженного слоя не превышает $3,0\%$, при средней – $2,5\%$.

Охлажденная по способу Стелмор высокоуглеродистая катанка имеет структуру, среднюю между структурами, получаемыми при нормализации и патентировании. Это в ряде случаев позволяет исключить операцию начального патентирования в сталепроволочном производстве, увеличить степень деформации и скорость волочения, а также сократить число обрывов при волочении.

При охлаждении катанки из низкоуглеродистых и ряда легированных сталей необходимо получить пониженную прочность и высокие пластические свойства. Для этого применяют замедленное охлаждение при закрытых теплоизолирующих крышках и пониженной до $0,05...0,3$ м/с скорости

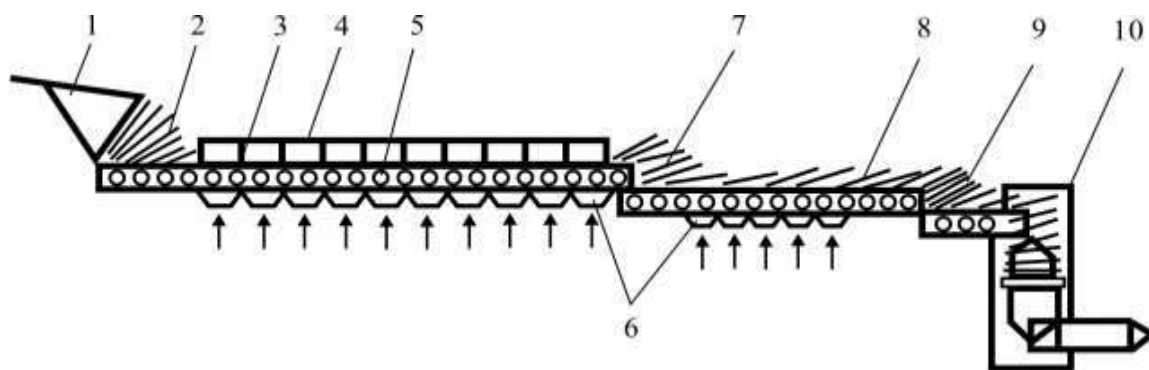
транспортера. В результате этого скорость охлаждения может понижаться до $1^{\circ}\text{C}/\text{с}$. При таком режиме охлаждения увеличивается размер ферритных зерен, а избыточный углерод выделяется в виде стабильной фазы, что уменьшает деформационное упрочнение при волочении катанки.

Имеются сведения о разработке иных способов термической обработки катанки с прокатного нагрева, которые отличаются от Стелмор-процесса чисто конструктивно («Шлеман» [39], «Аншлоу» [40], «Демаг-Явата» [41]), с использованием на второй стадии в качестве охлаждающей среды воздух. Фирмой «НОАГ» разработан способ охлаждения катанки в кипящем слое [41], согласно которому веерообразно укладываемые в горизонтальном положении витки катанки транспортируются с заданной скоростью через кипящий (псевдооживленный) теплоноситель. При EDS-процессе [42] катанка после чистовой клетки охлаждается в горячей воде; при Кобе-процессе [43] – в атмосфере защитного газа (азота). Способ «АРПАТ» [41] весьма близок по достигаемому эффекту к патентованию в свинцовой ванне: витки после ускоренного охлаждения водой укладываются в ванну с соляным расплавом, что обеспечивает равномерное охлаждение и достижение однородной структуры.

Способы регулируемого охлаждения катанки, применяемые в промышленных условиях, в основном позволяют получать катанку с требуемыми свойствами. Из всех рассмотренных способов следует отметить Стелмор-процесс, поскольку он не связан с особыми техническими проблемами и является достаточно экономичным с точки зрения соотношения между затратами и достигаемым эффектом.

Техническое перевооружение в области производства катанки в СССР началось в 1979 г. В это время был введен в эксплуатацию проволочный стан 150 нового типа на Белорецком металлургическом комбинате («БМК») [21-23].

Современные технические решения были использованы при строительстве проволочного стана 150 ОАО «МакМК» и при реконструкции проволочного стана 250-1 на КГМК «Криворожсталь» (сейчас ПАО "АрселорМиттал Кривой Рог"), осуществленных в середине 90-х годов с участием фирмы «СКЭТ» (рис. 1.2).



1 – виткоукладчик; 2 – загрузочная секция транспортера; 3 – секция замедленного охлаждения; 4 – крышки секции замедленного охлаждения; 5 – роликовый транспортер; 6 – вентиляторы принудительного охлаждения; 7 – секция выравнивания температуры катанки; 8 – секция окончательного охлаждения; 9 – секция уборки витков; 10 – виткосборник;

Рисунок 1.2 – Схема участка воздушного охлаждения катанки на стане 150 ПАО «АрселорМиттал Кривой Рог» [23].

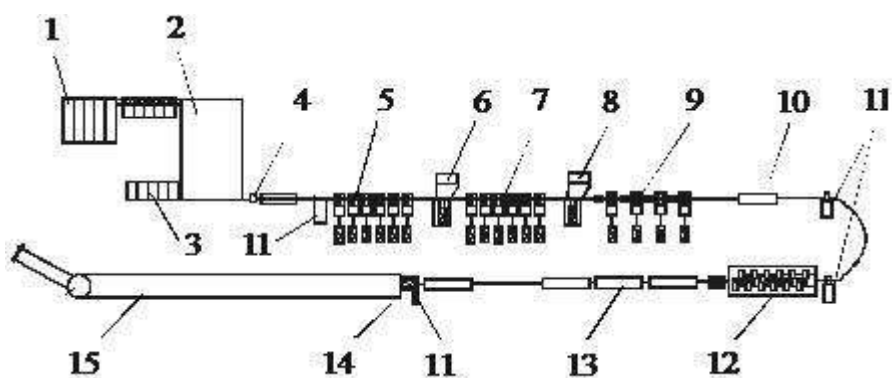
По сути, на ПАО "АрселорМиттал Кривой Рог" был построен новый двухниточный проволочный стан 150 с десятиклетевым чистовым блоком, рассчитанный на производство катанки из углеродистой стали обыкновенного качества и с содержанием углерода 0,4...0,8% диаметром 5,5...14,0 мм в мотках массой до 2,0 т из заготовок сечением до 150x150 мм и длиной 12 м. С использованием в процессе ТМО двухстадийного охлаждения катанки.

В последние годы широкое распространение в мировой практике получили заводы малой мощности – мини-заводы. Это объясняется высокой гибкостью таких предприятий, выполняющих заказы на поставку небольших партий металлопродукции широкого размерного и марочного сортамента. Возросшая мощность электросталеплавильных печей, использование непрерывной разливки стали и высвобождение дополнительных ресурсов скрапа в связи с вытеснением мартеновских печей конвертерами способствовало распространению мини-заводов, в первую очередь, в районах потребления металлопродукции и образования металлического лома. Первыми предприятиями такого типа в СССР явились Белорусский и Молдавский металлургические заводы.

В 1985 году на Молдавском металлургическом заводе (СЗАО «ММЗ») был введен в эксплуатацию мелкосортно-проволочный стан 320/150, изготовленный фирмой «СКЭТ» [44]. На участке охлаждения витков был установлен пластинчатый транспортер длиной 70 м. С целью повышения производительности стана заводом осуществлена его реконструкция [45]. Стан в 90-х годах был превращен в двухниточный с модернизацией линии воздушного охлаждения с расширенным диапазоном скоростей охлаждения. Это повысило производительность при производстве мелких профилей и улучшило товарный вид мотков.

В 1984 году на Белорусском металлургическом заводе (ОАО «БМЗ») введен в эксплуатацию мелкосортно-проволочный стан 320/150. Годовая проектная производительность стана – 500 тыс. т, в том числе катанки – 150 тыс. т. Оборудование стана изготовлено фирмами «Фест-Альпине», «Шлеман-Зимаг» и «Даниели» [46]. При прокатке катанки ответственного назначения использовались заготовки сечением 125x125 мм, полученные на обжимном стане 850 из непрерывнолитых заготовок сечением 250x300 мм и 300x400 мм. Максимальная скорость прокатки катанки – до 90 м/с.

В 2000...2001 г.г. на ОАО «БМЗ» была выполнена первая реконструкция мелкосортно-проволочного стана 320/150, в результате которой стан был разделен на два независимых и самостоятельно работающих стана: мелкосортный 320 и проволочный 150 [47]. Для нового проволочного стана 150 отошли десятиклетевой блок конструкции фирмы «Морган», система водовоздушного охлаждения катанки в потоке, наклонный виткообразователь, бунтоприемник (виткосборник, кантователь и платформа для мотков), адьюстажное оборудование (крюковой конвейер для транспортировки мотков, пресс-вязальные машины, автоматические весы, станция разгрузки мотков и др.). Оборудование для реконструкции было изготовлено и поставлено фирмами «Фест-Альпине» (Австрия) и «Морган» (рис. 1.3.).



1 – загрузочная решетка; 2 – нагревательная печь; 3 – разгрузочный рольганг (аварийный); 4 – установка удаления окалины; 5 – черновая группа клетей; 6 – ротационные ножницы; 7 – первая промежуточная группа клетей; 8 – ротационные ножницы; 9 – вторая промежуточная группа клетей; 10 – секция водяного охлаждения подката перед блоком; 11 – трайбаппарат; 12 – проволочный блок; 13 – участок водяного охлаждения катанки; 14 – виткообразователь; 15 – рольганг для воздушного охлаждения витков катанки;

Рисунок 1.3 – Схема расположения прокатного оборудования проволочного стана 150 ОАО «БМЗ» после первой реконструкции [47].

Чистовой блок стана 150 ОАО «БМЗ» состоит из 10 рабочих кассет. Требуемые свойства катанки после прокатки в блоке обеспечиваются двухстадийным охлаждением в линии Стелмор. На первой стадии катанка ступенчато охлаждается водой под давлением до 1,6 МПа в четырех секциях.

Каждая охлаждающая секция состоит из четырех охлаждающих форсунок прямооточного исполнения, в конце установлены водяные и воздушные отсекающие форсунки. Длина участка – 41,3 м. В зависимости от марки прокатываемой стали катанка может быть охлаждена до температур 700...980°С.

После линии водяного охлаждения катанка с помощью трайбаппарата и виткоукладчика, работающих синхронно с проволочным блоком, витками укладывается на роликовый транспортер, на котором осуществляется вторая стадия охлаждения Стелмор – воздушная. Роликовый транспортер перемещает витки катанки к камере образования мотков, в процессе перемещения в катанке происходят структурные превращения.

Длина роликового транспортера – 80,3 м, скорость перемещения витков – 0,05...1,3 м/с. После приемной части рольганга расположен участок воздушного охлаждения катанки с 16-ю зонами охлаждения. Может осуществляться ускоренное охлаждение с продувкой витков воздухом 12-ю вентиляторами и замедленное под термоизолирующими крышками при отключенных вентиляторах и пониженной скорости транспортирования витков.

Одним из основных параметров, определяющих свойства и структуру готовой катанки, является температура конца прокатки. На станах с традиционным расположением оборудования хвостовой части (десятиклетевой блок – линия Стелмор) влиять на температуру конца прокатки за счет изменения температуры нагрева заготовок и температуры подката перед блоком можно лишь в узком диапазоне. В качестве перспективного направления с целью повышения скорости прокати более 100 м/с и расширения возможностей управления качеством катанки на ОАО «БМЗ» была предусмотрена установка дополнительного четырехклетевого редуционно-калибрующего мини-блока. То есть повышение скорости прокатки за счет повышения дробности деформации на финальной стадии прокатки, используя восемь клеток (из десяти) чистового и четыре клетки редуционно-калибрующего блоков.

В процессе освоения и совершенствования технологии производства катанки на новых проволочных и мелкосортно-проволочных станах стран СНГ заводами совместно с Институтом черной металлургии им. З.И. Некрасова НАН Украины был выполнен большой объем исследований по влиянию на качество катанки различных технологических параметров прокатки и охлаждения. Эти исследования проводились учениками и последователями основателя школы украинских термистов К. Ф. Стародубова, работниками ИЧМ НАНУ (И. Г. Узловым, В. В. Парусовым и др.) [48-50]. Эти работы посвящены исследованиям и разработке способов получения требуемых характеристик в катанке различного химического состава в потоке высокоскоростного проволочного стана.

Исследования выполнены также на проволочных станах Европы, Японии,

США и др. стран. Результаты данных работ достаточно подробно освещены в литературе [21, 22, 51-58], в том числе и автора [59].

В работах В. В. Парусова, А. Б. Сычкова [49, 60] приведены результаты освоения процесса производства проката из непрерывнолитой заготовки малого сечения и катанки на стане 320/150 СЗАО «ММЗ». На ОАО «БМЗ» исследовано влияние режимов двухстадийного охлаждения на качественные характеристики углеродистой катанки [61], выполнен анализ влияния технологических параметров на стабильность механических свойств углеродистой катанки [62]. Исследована возможность управления свойствами катанки и получены экспериментальные регрессионные зависимости качественных показателей от параметров прокатки и охлаждения на стане 150 «БМК» [63].

В работах [24, 64, 65] приведены результаты освоения технологии производства сорбитизированной катанки на проволочных станах «БМК» и Магнитогорского металлургического комбината. В работах [20, 66] приведены результаты освоения производства и повышения качества катанки на проволочном стане 150 ОАО «Северсталь». В работе [67] приведены результаты исследований микроструктуры и механических свойств катанки из углеродистых сталей, прокатанной на стане 150 ОАО «МакМЗ» с использованием после десятиклетевого чистового блока и линии водяного охлаждения дополнительно установленного двухклетевого низкотемпературного блока, рассчитанного на минимальную температуру конца прокатки перед виткоукладчиком 750°C.

Опыт эксплуатации современных проволочных станов показал, что возможности коренного улучшения структуры и свойств катанки за счет изменения режимов двухстадийного охлаждения на линиях Стелмор, используемых уже десятки лет, практически исчерпаны, особенно при скоростях прокатки около 100 м/с. В процессе высокоскоростной прокатки охлаждение катанки на стандартных линиях Стелмор не обеспечивает получения структуры и свойств, равноценных при патентировании в изотермических средах [68-71]. Наибольшие трудности возникают при изменении химического состава стали в пределах, допустимых для данной марки, а также при охлаждении катанки

различных диаметров. Кроме того, охлаждение водой, применяемое на первой стадии, может приводить к подкалке поверхности, что недопустимо при производстве катанки ответственного назначения.

На существующих высокоскоростных станах вследствие разогрева раската за счет выделения тепла пластической деформации температура раската повышается в процессе прокатки. В результате температура конца прокатки находится в пределах 1050...1200°C, т.е. температура конца прокатки, являясь одним из важнейших параметров, определяющих качество катанки, не участвует в формировании механических свойств и структуры готового профиля.

Поэтому требуется осуществлять регулирование температурного режима прокатки и управление температурой конца прокатки в широких пределах – от 750 до 1100°C. В этом случае появляется возможность осуществления режима ТМО с контролируемой температурой прокатки, что позволит исключить или сократить длительность процессов термообработки на последующем переделе.

Для интенсификации производства современные проволочные станы оборудуются высокоскоростными прокатными блоками, которые для обеспечения скорости до 100 м/с и более используют чистовую прокатку с повышенной дробностью деформации, разделяя её на несколько участков, например, чистовой и редуционно-калибрующий блок. В качестве конструктивного перспективного аналога, использующего повышение дробности деформации (деление на несколько мини-блоков), можно привести проволочный стан на заводе «Qingdao» (Китай) [72].

Основные модернизированные компоненты ТМО можно выделить следующие:

- участки охлаждения и выравнивания температуры расположены перед чистовыми и редуционно-калибровочными мини-блоками (РКБ), а также после этих блоков, что позволяет производить ТМО с контролируемой прокаткой;

- чистовые блоки и РКБ для прокатки катанки рассчитаны на очень высокие нагрузки и низкую температуру прокатки (930...1170°C – в чистовых блоках и 750...1100°C – в РКБ).

По сравнению со станами, построенными в последние годы ведущей немецкой фирмой «SMS Demag» [73], схема [72] занимает меньшую площадь за счет применения двух мини-блоков, сокращения длины свободного участка перед редуционно-калибрующим блоком и отсутствия петель, а также имеет меньшую массу установленного оборудования.

Однако ограниченное количество данных о влиянии в процессе ТМО такой повышенной дробности деформации с использованием мини-блоков и повышение скорости прокатки на закономерности превращений аустенита не позволяют надежно прогнозировать и разрабатывать режимы обработки стальной катанки, обеспечивающие требуемые свойства ее, а также необходимую пластичность на последующем метизном переделе при изготовлении проволоки малых диаметров.

1.2 Анализ современных технологических подходов к направленному формированию структуры и свойств при производстве катанки и проволоки широкого марочного состава

В последние годы на рынке металлопроката появилась большая потребность в ранее не производимой стальной катанке с углеродом 0,9% и выше для высоко- и сверхвысокопрочной проволоки (диаметром 0,35...0,05 мм) и металлокорда. Однако для освоения производства такой катанки из непрерывнолитой стали 90 в потоке высокоскоростного проволочного стана и патентирования холодноволооченной проволоки отсутствуют данные об особенностях кинетики превращений высокоуглеродистого аустенита в процессе ТМО при непрерывном охлаждении и в изотермических условиях.

С теоретической точки зрения, для улучшения структурной однородности высокоуглеродистого проката необходимо снижать температуру фазовых превращений при охлаждении за счет повышения устойчивости переохлажденного аустенита путем легирования или увеличения скорости

охлаждения. несовершенства строения реальных кристаллов во многом определяют механизм и кинетику фазовых и структурных превращений при термической обработке стального проката.

В горячекатаном металле может наблюдаться широкий спектр структурных состояний: от наклепанного до статически рекристаллизованного. Комплексное воздействие деформации, нагрева и охлаждения на структуру металла достигается при ТМО [74]. Эти процессы могут совмещаться в одной технологической операции или проводиться в разное время [75], важно лишь, чтобы фазовые превращения проходили в условиях повышенной плотности дефектов решетки, созданных пластической деформацией.

В ходе горячей прокатки зерна аустенита дробятся и измельчаются и происходит их наклеп, сопровождаемый увеличением плотности дислокаций, что вызывает дополнительное повышение уровня механических свойств проката. Контролируемое ускоренное охлаждение препятствует развитию процессов рекристаллизации аустенита, способствуя наряду с упрочнением сохранению пластичности. Все эти явления типичны для процесса ТМО проката [76, 77].

При высокотемпературной термомеханической обработке последовательно осуществляют нагрев металла до температуры, отвечающей области существования стабильного аустенита, деформацию и охлаждение с последующим отпуском или без него. Структура аустенита, возникающая в условиях горячей деформации, является первичным фактором, определяющим конечную структуру и механические свойства сталей, подвергнутых ВТМО.

В результате горячей деформации металла в аустените образуются дефекты кристаллической решетки, обуславливающие протекание процессов рекристаллизации [78]. Величина зерна аустенита в катанке зависит от температуры и степени деформации при прокатке. В [79] показано, что величина зерна аустенита перед охлаждением зависит от температуры печи для нагрева заготовок и паузы между окончанием прокатки и началом охлаждения. Известно [80, 81], что чем выше температура, тем быстрее происходит протекание процессов рекристаллизации после пластической деформации. Это имеет важное

значение при обработке катанки непосредственно после горячей деформации, так как развитие рекристаллизационных процессов приводит к значительному снижению упрочняющего эффекта ВТМО [82-85].

Если исходить из того, что все процессы превращения определяются и сопровождаются несовершенством строения (дефектами решетки), теоретически комбинация пластической деформации с каждым видом существующей термической обработки может привести к новым специфическим эффектам и будет представлять значительный научный и технический интерес. Более того, возможность комбинаций многих видов термической обработки с пластической деформацией при различных температурах может создать ранее неизвестные перспективные технологические режимы.

Использование разновидностей ТМО, в частности ВТМО, в производственных условиях затруднено из-за наличия мартенситной структуры, которая плохо деформируется и трудно поддается механической обработке. Для преодоления этих затруднений и распространения технологических возможностей использования в прокатном производстве были предложены разновидности ТМО, при которых не требуется охлаждение катанки со скоростью, выше критической, и поэтому соответствующие технологии вписываются в существующие схемы прокатного производства [86-90].

В работе Бернштейна М. Л. [74] приведены некоторые разновидности ТМО, предусматривающие превращение деформированного аустенита без образования структур закалки: перлит или феррит и перлит (высокотемпературная термомеханическая обработка с диффузионным распадом аустенита); перлит, сорбит, троостит (высокотемпературная термомеханическая обработка с диффузионным превращением аустенита в изотермических условиях); бейнит (высокотемпературная термомеханическая обработка с изотермическим распадом аустенита в бейнитной области).

Главной особенностью способа улучшения структуры катанки при ТМО является непрерывное охлаждение ее с температур аустенизации или окончания горячей деформации. Поэтому при разработке в процессе ТМО способов

контролируемого охлаждения высокоуглеродистой катанки в потоке высокоскоростного проволочного стана необходимо учитывать влияние высокотемпературной деформации и последующих условий охлаждения на кинетику превращений аустенита [91-93].

Однако влияние горячей деформации на кинетику превращений аустенита при непрерывном охлаждении значительно сложнее, чем в случае изотермического распада, и зависит от скорости последеформационного охлаждения: при больших скоростях область перлитного превращения смещается к повышенным температурам; при малых – происходит торможение распада [94]. Последнее объясняется тем, что при малых скоростях охлаждения горячедеформированных сталей в них происходит первичная и может начаться собирательная рекристаллизация аустенита, что может полностью устранить влияние деформации на кинетику превращения [95].

В зависимости от условий проведения горячей деформации (варьирование температуры, степени, скорости деформации, времени последеформационной выдержки) может наблюдаться широкий спектр структурных состояний деформированного металла: от горяченаклепанного до статически рекристаллизованного. Эти структурные состояния, зафиксированные охлаждением, и определяют комплекс механических свойств металла при комнатной температуре, причем не только в случае отсутствия фазовых превращений, но и при их наличии.

Необходимость дальнейшего снижения прочностных и повышения пластических характеристик стали привела к разработке новых схем ТМО – контролируемой прокатки и процесса получения высокой пластичности, наведенной превращением [74].

Целью термомеханических видов обработки является использование возникающих при пластической деформации несовершенств кристаллического строения для получения новых структурных состояний и оптимальных комбинаций свойств до и после термической обработки. При этом оказывают влияние вызываемые ими в сочетании с термообработкой изменения тонкого

строения и микроструктуры.

В ходе горячей деформации структурные изменения оказывают влияние на непрерывно изменяющееся сопротивление деформации. О характере этих изменений косвенно можно судить по виду кривых (рис. 1.4) деформационного упрочнения (или разупрочнения) в координатах напряжение – деформация [74].

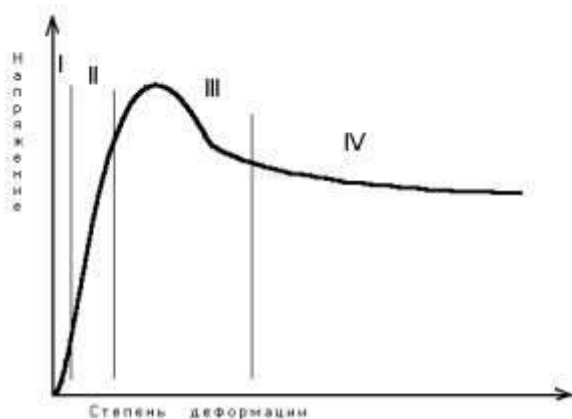


Рисунок 1.4 – Кривые деформационного упрочнения (или разупрочнения) в координатах напряжение – деформация [74].

Резкий рост напряжения до некоторого пикового значения на начальных этапах деформации свидетельствует о деформационном упрочнении (участок I - II), начальные стадии которого связаны с созданием горячего наклепа и повышением значений напряжения и деформации, соответствующих пику; разупрочнение происходит преимущественно по механизму динамического возврата, при этом существенное развитие приобретают процессы динамической полигонизации, протекание которых фиксируется еще до пика напряжения, но наиболее интенсивно – после пика (участок II - III); полного разупрочнения на участке II - III, естественно, не наступает; наличие (после пика) области IV, характерной только для горячей деформации на установившейся стадии (участок III - IV), на которой наблюдается достижение больших деформаций при практически неизменном напряжении.

Установившаяся IV стадия – специфическая стадия горячей деформации, она характеризуется наличием постоянного по величине значения текущего

напряжения; при этом непрерывно набирается деформация. Основными разупрочняющими процессами на этой стадии являются процессы динамической полигонизации и динамической рекристаллизации. Вероятность протекания того или иного процесса определяется условиями деформации (температура, скорость и степень деформации), химическим составом и соответственно получаемой на более ранних стадиях деформации структурой.

Созданная горячей деформацией субструктура может определить уникальное сочетание свойств – повышение прочности в связи с наличием некоторого количества непроницаемых для движущихся дислокаций субграниц и одновременно повышение пластичности и сопротивления хрупкому разрушению в связи с наличием некоторого количества проницаемых для движущихся дислокаций субграниц, обеспечивающих релаксацию пиковых напряжений. В зависимости от строения и положения субграницы в пространстве и от схемы напряженного состояния при деформировании субграница может оказаться непроницаемой или полупроницаемой.

При горячей деформации со сравнительно большими обжатиями возможно разупрочнение из-за протекания процессов динамической рекристаллизации. Динамическая рекристаллизация определяет снижение накопленной энергии деформации путем формирования новых зерен в ходе самой деформации. Прямое экспериментальное подтверждение существования динамической рекристаллизации получить трудно, так как всегда существует опасность принять новые зерна, рекристаллизованные статически во время последеформационных выдержек или охлаждения, за рекристаллизованные динамически. О динамической рекристаллизации свидетельствует наличие в рекристаллизованных зернах избыточной плотности дислокаций и их упорядоченных построений, искривление границ двойников в рекристаллизованных зернах [74].

Поскольку формирование рекристаллизованных объемов связано с характером тонкой структуры, созданной на стадии динамического возврата, а миграция образовавшихся большеугловых границ – термически активируемый

процесс, то влияние температуры и скорости деформации на вид кривых напряжение – деформация при разупрочнении на IV стадии по механизму динамической рекристаллизации такое же, как и при динамическом возврате и полигонизации. С увеличением скорости и понижении температуры деформации переход к IV стадии происходит при больших напряжениях и степенях деформации [96], размер рекристаллизованного зерна уменьшается с ростом скорости деформации и на IV стадии остается неизменным [97]. Механизм динамической рекристаллизации в основном совпадает с таковым для статической рекристаллизации. Увеличение рекристаллизованных объемов всегда происходит в результате миграции большеугловых границ. Динамически рекристаллизованные зерна вновь подвергаются продолжающейся горячей деформации, и в них образуется субструктура горячего наклепа, и как на начальных этапах деформации протекает или динамическая полигонизация, или следующий цикл динамической рекристаллизации.

Переохлажденный аустенит в зависимости от условий охлаждения может превращаться по различным механизмам. Степень переохлаждения аустенита оказывает сильное влияние на ход превращений и характер образующихся при этом структур. Дисперсность перлита является важной структурной характеристикой и определяет основные технологические свойства стали. Прочность стали возрастает с уменьшением размера частиц карбидов и расстояния между ними [98, 99]. Известно [100], что если приложенные напряжения превышают предел текучести γ -фазы при данной температуре, превращение аустенита ускоряется, и продолжительность инкубационного периода может уменьшиться на порядок. Для области диффузионных превращений [101] пластическая деформация стабильного аустенита приводит к ускорению полиморфного превращения, а диаграммы превращений аустенита смещаются в интервал более высоких температур, причем инкубационный период превращений уменьшается. Механизм влияния горячей деформации аустенита на снижение устойчивости его в перлитной области заключается в увеличении вклада граничной (межфазной) диффузии по сравнению с объемной и

повышением энергии системы за счет большей плотности дефектов кристаллического строения [74].

Исследование горячедеформированной аустенитной стали [74, 102] после закалки показало, что развитие деформации при умеренных температурах и сравнительно небольших скоростях осуществляется скольжением вдоль одинаковых или близких кристаллографических направлений, вследствие чего формируется плоскополигональная субструктура. При дальнейшем развитии деформации вытянутые субзерна преобразуются в четырехгранные призмы, а затем в равноосные субзерна [86], которые могут укрупняться, вследствие чего углы разориентировки между ними постепенно превращаются в большеугловые [78, 103].

Большая скорость и степень горячей деформации и отсутствие последеформационной выдержки приводят к образованию в аустените нерегулярных дислокационных построений, которые при определенных температурно-деформационных условиях формируют ячеистую субструктуру, устранение которой может протекать путем миграции большеугловых границ. Воздействуя на субструктуру и структуру аустенита, горячая деформация оказывает существенное влияние не только на кинетику его превращения, но и на соотношение фаз и морфологию структурных составляющих [104].

Измельчение аустенитного зерна вследствие рекристаллизации приводит к уменьшению размеров перлитных участков в сталях с невысоким содержанием углерода. Образование в результате собирательной рекристаллизации крупного аустенитного зерна приводит к уменьшению количества структурно-свободного феррита и укрупнению перлитных участков [105, 106]. Горячая деформация доэвтектоидных сталей значительно ускоряет выделение структурно-свободного феррита [107, 108]. В сталях эвтектоидного состава горячая деформация существенно ускоряет перлитное превращение за счет увеличения скорости зарождения новых центров [109, 110], при этом скорость роста перлита изменяется мало [111]. Если деформацию стали проводить при температурах феррито-перлитной области, также происходит ускорение распада аустенита, причем этот эффект возрастает с повышением степени деформации [74].

В процессе горячей деформации, после динамической рекристаллизации, особенно когда она происходит при налагающихся циклах разупрочнение – упрочнение, металл имеет повышенную плотность несовершенств. Следовательно, сразу после горячей деформации так называемое рекристаллизованное состояние металла отличается от состояния статической рекристаллизации повышенной плотностью несовершенств. Если динамически рекристаллизованный металл подвергать последеформационным выдержкам при температурах немного ниже конца горячей деформации, то в нем могут протекать процессы метадинамической рекристаллизации, статической полигонизации (избыточные дислокации будут перестраиваться в субграницы) или статической (повторной) рекристаллизации (избыточная плотность дислокаций будет ликвидирована в результате миграции большеугловых границ). Повторная рекристаллизация связана с формированием новых зародышей, способных к последующему росту за счет матрицы горячедеформированного металла, в которой в той или иной степени прошли процессы динамической и метадинамической рекристаллизации, но сохранилась повышенная плотность дислокаций [74].

Таким образом, именно процессы статической полигонизации и повторной рекристаллизации, происходящие после динамической и метадинамической рекристаллизации, являются определяющими при ТМО прочностные свойства, не требующими закалки стали на мартенсит.

В одной из работ [112] статическая рекристаллизация аустенита была использована не для разупрочнения стали, а для измельчения зерна перед закалкой, благодаря чему стало возможным повышение не только прочностных, но и вязких свойств. В других работах [105, 113, 114] разупрочняющий эффект достигался регулированием величины рекристаллизованного аустенитного зерна путем ускоренного охлаждения до 800...900°C аустенита, претерпевшего динамическую рекристаллизацию, или горячей деформацией при указанных температурах и последующим охлаждением на воздухе. Превращение мелкозернистого аустенита при такой обработке сопровождалось образованием

бóльшей доли структурно свободного феррита и уменьшением дисперсности перлита по сравнению с обычным горячекатаным состоянием.

Важнейшим параметром структуры перлита, определяющим сопротивление пластической деформации и разрушению, является межпластиночное расстояние и толщина цементитных пластин [98]. Уменьшение величины аустенитного зерна в стали, вызванное ускоренным охлаждением, обуславливает увеличение протяженности границ и, следовательно, термодинамического потенциала системы, что снижает устойчивость аустенита как при непрерывном, так и изотермическом охлаждении. Величина аустенитного зерна углеродистых сталей влияет также на дисперсность образующегося при превращении эвтектоида. Горячая деформация аустенита с последующим изотермическим превращением практически не влияет на дисперсность перлита. Однако есть сведения [115], что при распаде деформированного аустенита в области субкритических температур 600...650°C происходит снижение дисперсности по сравнению с состоянием без деформации. Аналогично изменяется и толщина цементитных пластин, более дисперсному перлиту соответствуют более тонкие пластины [116, 117]. В процессе непрерывного охлаждения, особенно с невысокой скоростью, ощутимый вклад вносят процессы возврата, полигонизации и рекристаллизации [74]. Отсутствие связи между изотермическими и термокинетическими диаграммами распада деформированного аустенита [118] объясняется зависимостью процессов разупрочнения в аустените от скорости последеформационного охлаждения.

Известно, что в результате нагрева, изотермической выдержки и охлаждения в стали может быть реализован целый спектр превращений, приводящих к созданию аустенитной, ферритной, перлитной, бейнитной, мартенситной структур и их разнообразных сочетаний [119-127]. Способ изотермической обработки (патентирование) является основным видом термообработки катанки и проволоки из средне- и высокоуглеродистых сталей перед их волочением [128] и изобретен в Англии в 1854 году Джеймсом Хорсфоллом [129].

Теоретическим представлениям о кинетике распада аустенита при

непрерывном охлаждении и в изотермических условиях посвящены многочисленные исследования [118, 119, 121, 125-130]. Так долгое время существовало мнение, что при изотермических условиях (патентировании) происходит закалка стали с последующим высоким отпуском (улучшение) [68].

Многочисленные исследования превращения аустенита, проведенные в то время, позволили сделать вывод, что патентирование представляет не закалку с высоким отпуском, а изотермическое превращение переохлажденного аустенита в так называемой первой ступени, когда происходит непосредственный распад аустенита на смесь, состоящую из феррита и цементита. Фазовые составляющие продуктов этого превращения представляют такую же смесь, как и в перлите, но отличаются от него высокой степенью дисперсности цементита и особой равномерностью его распределения в основной массе ферритных зерен. Так как продуктами этого превращения являются равновесные фазовые составляющие, феррит и цементит, патентирование по своему существу представляет изотермический отжиг [119].

Осуществление операции патентирования аналогично методике проведения изотермических исследований. Поэтому принято считать, что распад аустенита при патентировании, так же, как и при изотермических исследованиях, происходит при заданной температуре изотермической ванны, то есть изотермически [69]. Однако в [68] описано, что при патентировании в ванне с температурой 550°C проволоки диаметром более 2 мм из стали с содержанием углерода 0,5...0,6% превращение аустенита в результате выделения тепла при фазовом превращении может произойти в верхних зонах температур переохлаждения. А также [68] говорится, что за счет выделения тепла фазовых превращений даже при обработке тонкой проволоки распад аустенита идет не изотермически, а в интервале температур.

Считается, что превращение аустенита протекает тем ближе к изотермическому, чем больше углерода в стали, чем ниже температура и тоньше проволока. При изучении превращений аустенита образцы нагревают до температуры выше линии A_{c3} , выдерживают при этой температуре и затем

переохлаждают до определенной субкритической температуры, при которой выдерживают некоторое время для развития и прохождения превращения [118].

Процесс патентирования является, по существу, одним из вариантов ТМО [74]. Исходным материалом служит проволока из углеродистой стали со структурой после холодного волочения, которая характеризуется предпочтительной ориентацией кристаллов пластинчатого перлита вдоль оси деформации. В процессе патентирования происходит изменение структуры путем аустенитизации и последующего изотермического превращения в перлит с очень малым межпластиночным расстоянием [68, 130-134]. Такую структуру принято называть сорбитом. Структура сорбита обеспечивает не только высокое упрочнение в результате деформации, но и достаточно высокие характеристики пластичности и вязкости металлоизделия. Избыточный феррит или вторичный цементит не успевают образоваться, и структура является квазиэвтектоидной. В получении высокопрочного состояния патентирование играет двоякую роль. Во-первых, благодаря ему проволока способна выдерживать большие обжаты при холодной протяжке без обрывов. Это обеспечивается структурой сорбитообразного перлита и отсутствием зерен избыточного феррита. Во-вторых, после холодной пластической деформации феррито-цементитная смесь, в которой межпластиночное расстояние еще меньше, чем после патентирования, обеспечивает сочетание высокой прочности с вязкостью при скручивании и изгибе. Конечный комплекс свойств высокопрочной проволоки формируется после окончательного волочения и свивки ее в канаты или корд, а также после возможного естественного или искусственного старения (работы Фетисова В. П и Бабича В. К. [11, 135-137]).

Технологический режим патентирования включает холодную пластическую деформацию (до 97%), нагрев до $920 \pm (30...40^\circ\text{C})$, охлаждение и изотермическое превращение в патентировочной ванне (расплаве соли или свинца), имеющей температуру $450...550^\circ\text{C}$, с повторной холодной пластической деформацией волочением, которая может быть финальной операцией или операцией, после которой осуществляется указанный выше технологический цикл.

На структуру, механические и технологические свойства патентированной

стальной проволоки решающее влияние оказывают следующие факторы: химический состав стали, диаметр заготовки, величина аустенитного зерна, температура, скорость и продолжительность нагрева выше $920 \pm (30...40)^\circ\text{C}$ при аустенитизации, а также температура и теплофизические свойства охлаждающей среды в патентовочной ванне.

При выборе стали для патентирования необходимо учитывать следующее: химический состав должен быть таким, чтобы исходное структурное состояние (сорбит) обеспечивало получение комплекса высоких прочностных и пластических свойств [138-141]. Для предотвращения выделения доэвтектоидного феррита наиболее целесообразно применять сталь эвтектоидного состава ($\sim 0,8\% \text{ C}$). Подвергать патентированию можно также некоторые легированные стали (например, кремнемарганцевые для сварочной проволоки) при условии, что имеющиеся в них легирующие элементы не существенно снижают устойчивость аустенита в перлитной области.

На структуру и свойства патентованной проволоки влияет скорость охлаждения от температуры аустенитизации до температуры патентовочной ванны. Особенно чувствительны к этому параметру обычные углеродистые стали. С повышением содержания углерода уменьшается количество зернограничного феррита и увеличивается доля перлита, поэтому прочность патентованной заготовки повышается. Увеличение содержания углерода в стали вызывает повышение как предела прочности патентованной проволоки, так и ее деформационного упрочнения при последующей холодной деформации [37]. Так, увеличение содержания углерода на $0,10\%$ приводит к повышению предела прочности проволоки после патентирования на $\sim 100 \text{ Н/мм}^2$, а после холодного волочения с истинной деформацией $3,2$ – на $\sim 250 \text{ Н/мм}^2$. Аналогичное, но более слабое влияние оказывает повышение содержания марганца в стали.

Прочность перлитных сталей зависит не только от измельчения зерна, но и в значительной степени – от содержания углерода [68]. Возможно также использование и других механизмов упрочнения, в том числе твердорастворного и дисперсионного. Ванадий повышает прочность при патентировании за счет

дисперсионного упрочнения феррита, а хром – за счет упрочнения при уменьшении межпластиночного расстояния. Для кордовой проволоки обычно применяют упрочнение уменьшением межпластиночного расстояния путем повышения содержания углерода и добавки хрома.

Аустенитообразующие элементы, такие как марганец, снижают температуру эвтектоидного распада аустенита. Однако марганец улучшает вязкость стали, т.к. повышает дисперсность карбидных выделений в структуре. Но из-за неравномерного распределения марганца по длине проволоки (особенно для тонких диаметров) содержание этого элемента должно быть ограничено.

Вызывает интерес влияние цветных примесных элементов (никеля и меди), а также азота на свойства и технологичность при переработке катанки. В работе [142] отмечается, что никель и медь ухудшают структуру патентованной заготовки: из-за повышения устойчивости аустенита образуются бейнито-мартенситные участки, которые снижают технологическую пластичность проволоки. Согласно [142], для рядовых видов проволоки максимальное содержание любого из этих элементов не должно превышать 0,25%, а суммарное – 0,30%. Для проволоки ответственного назначения (диаметром менее 0,20 мм) рекомендуется содержание каждого элемента до 0,05 % при суммарном содержании не более 0,12%.

Как известно, хром и никель образуют с железом непрерывный ряд твердых растворов [143]. При комнатной температуре железохромистые сплавы представляют собой α -растворы. В железоникелевых сплавах при комнатной температуре α -раствор стабилен при концентрациях никеля до 17%, а γ -раствор – при содержании никеля более 29%. В области содержания никеля от 17 до 29% α - и γ -растворы находятся в равновесии.

Следует отметить, что сталь с содержанием хрома около 0,25%, имеет более высокую величину деформационного упрочнения, чем сталь аналогичного химического состава, но без хрома. Поэтому использование высокоуглеродистой стали, содержащей 0,2...0,3% хрома, позволяет получить в патентованной проволоке более высокие прочностные характеристики по сравнению с

проволокой из стали без дополнительного легирования хромом [144]. В работах [145, 146] показано, что содержание хрома и никеля (0,15...0,20% каждого) не оказывает существенного влияния на скорость распада аустенита.

Степень упрочнения тем выше, чем меньше начальное межпластиночное расстояние в перлите. Так, степень деформационного упрочнения хромистой стали, где проявляется эффект уменьшения межпластинчатого расстояния, особенно высока в области высоких деформаций, а при одинаковых деформациях проволока из этой стали имеет более высокую прочность [145]. В отличие от этого ванадий и молибден, которые способствуют дисперсионному твердению, не оказывают большого влияния на степень деформационного упрочнения [147].

Медь имеет ограниченную растворимость в железе при комнатной температуре, однако, по данным [148], в медьсодержащих конструкционных сталях дисперсионное твердение обусловлено выделением избыточной фазы. С увеличением массовой доли меди от 0,04 до 0,45% продолжительность инкубационного периода распада аустенита очень незначительная – менее 1 с, при 0,10...0,25% меди она возрастает всего на 0,5 с. Медь вызывает красноломкость стали и способствует образованию трудноудаляемой окалины, что начинает проявляться при $>0,4...0,5\%$ Cu [148]. Вместе с тем медь увеличивает усталостную выносливость металла.

Азот усиливает склонность металла к процессам деформационного старения, которое, по мнению многих авторов, может ухудшить технологическую пластичность и эксплуатационные характеристики канатов, пружин и другой продукции. Однако в ряде случаев можно управлять процессами старения и получать металлопродукцию с необходимыми эксплуатационными характеристиками [135, 143].

В зависимости от химического состава стали меняется также и такой показатель, как количество скручиваний проволоки. Так, при одинаковом пределе прочности проволока из высокоуглеродистой хромсодержащей стали имеет большее количество скручиваний, чем проволока из обычной углеродистой стали [145]. Предел усталости при циклических испытаниях повышается с увеличением

предела прочности металла и в явном виде не зависит от содержания углерода.

Поэтому, поскольку высокоуглеродистая хромсодержащая сталь обеспечивает более высокую прочность в проволоке без снижения количества скручиваний, её можно использовать для изготовления сверхвысокопрочной проволоки и металлокорда. Однако следует учитывать, что в стали с высоким содержанием углерода (выше 0,8%), может образовываться цементитная сетка, которая приводит к обрывам проволоки при волочении и свивке. При использовании хромсодержащей стали требуется более длительное время на травление и более продолжительная изотермическая выдержка при патентировании (для обеспечения перлитного превращения), что приводит к снижению производительности.

Опыт последних лет показал, что низкоуглеродистые кипящие и полуспокойные стали перестали удовлетворять возросшие требования метизного производства из-за повышенной неоднородности и загрязненности неметаллическими включениями, высокой чувствительности к механическому старению в процессе холодной деформации [113, 135]. В первую очередь это связано с внедрением в метизное производство высокоскоростного (до 1250 м/мин) холодного деформирования катанки, что обусловило повышение требований к качеству и функциональным свойствам катанки-проволоки.

Даже при мобилизации всех средств улучшения качества и свойств полуспокойной стали из марок типа SAE добиться стабильного глубокого волочения катанки при высокоскоростных процессах переработки (на диаметр менее 1,0 мм) не удастся. Перспективными являются разработки процессов ТМО, включающих температурно-скоростные параметры регулируемого двухстадийного охлаждения катанки после прокатки, обеспечивающих формирование структуры и свойств в низкоуглеродистых спокойных сталях, обладающих высокой однородностью, низкой загрязненностью неметаллическими включениями, а также с малой чувствительностью к деформационному старению при волочении [59, 129, 137]. Прочностные свойства катанки для проволоки малых диаметров не должны превышать более 410 Н/мм².

При изготовлении ответственных сварочных конструкций из легированных сталей методом газозащитной сварки широко применяются легированные сварочные проволоки по ГОСТ 2246-70, используемые для сварных мостов (Св-10НМА), газонефтепроводных труб большого диаметра (Св-08Г1НМА, Св-08ХМ, Св-08ГНМ), корпусов крупнотоннажных судов (Св-08ГСНТ, Св-08ГСМТ), тяжело нагруженных машин и других особо ответственных конструкций (Св-08Г2С, Св-08Г2СЦ). При этом практика сварочных работ в Украине и за рубежом ставит перед производителями задачи использования для этих целей проволоки малых диаметров (менее 2,0 мм). Однако изготовление проволок малых диаметров на метизных предприятиях обуславливает необходимость дополнительных технологических операций, включающих два / три промежуточных отжига с травлением [129]. Это приводит к ухудшению санитарно-гигиенических условий труда, а также к дополнительным материальным затратам и, как следствие, повышению себестоимости выпускаемой продукции.

Для волочения катанки на сварочную проволоку малых диаметров необходимо обеспечить химическую однородность металла, высокое качество поверхности подката и макроструктуры, пониженную загрязненность неметаллическими включениями, а также низкую чувствительность термомеханически обработанной катанки к деформационному старению [135, 137]. Учитывая, что легирующие элементы (Mo, Ni, Cr, Mn) существенно повышают устойчивость аустенита [118, 120, 143], при охлаждении в катанке может формироваться сложная гамма дислокационнонасыщенных смешанных феррито-перлитно-бейнитно-мартенситных структур [118, 119], определенное долевое соотношение которых в процессе ТМО и будет обеспечивать необходимый комплекс пластических и технологических свойств [92].

Поэтому при разработке способов ТМО стальной катанки для проволоки малого диаметра широкого марочного состава для получения высокой пластичности на последующем проволочном переделе необходимо учитывать влияние процессов рекристаллизации и условий охлаждения на кинетику

превращений аустенита и соотношение структурных составляющих. Для этого требуется установление закономерностей фазово-структурных превращений аустенита для сталей различного химического состава, высокоуглеродистых, низкоуглеродистых и легированных, в зависимости от режимов ТМО [92].

1.3 Особенности формирования фазового состава окалины и процесса обезуглероживания на поверхности стальной катанки

Большинство используемых в технике металлов подвергаются разрушению либо вследствие коррозии, либо из-за окисления при высокой температуре, и склонность металлов к подобному роду разрушений существует в широких пределах. Проблемы окисления и обезуглероживания стали поддаются достаточно глубокому анализу и теоретической оценке, охватывающей широкий круг металлургических, химических и физических проблем. Первые исследования данной проблемы проводились с целью предотвратить разрушение применяемых на практике металлов от воздействия высоких температур и окислительных атмосфер. Исследован широкий круг явлений, например, массоперенос через окалину; испарение оксидов или металлов; роль механических напряжений в окислении; рост окалины в сложных средах, содержащих более одного окислителя [149-152]. Эти знания получены на основе применения многочисленных физических и химических методов исследования.

1.3.1 Особенности окалинообразования, происходящего в процессе охлаждения стального проката

Железо с кислородом образуют твердый раствор и ряд оксидов.

Растворимость кислорода в α -железе при комнатной температуре равна 0,05%. Растворимость кислорода в железе при 715...800°C составляет около 0,1%, а при плавлении (1509°C) – 0,21% [150].

Железо образует три оксида: Fe_2O_3 ; Fe_3O_4 и FeO . Теоретическое содержание кислорода, % (вес.): 30,06 в Fe_2O_3 ; 27,64 в Fe_3O_4 и 22,28 в FeO . Известно [143], что окись железа, или гематит Fe_2O_3 (молекулярный вес 159,68), устойчива до 1100°C; при более высокой температуре частично диссоциирует, а при 1565°C диссоциирует полностью (рис. 1.5).

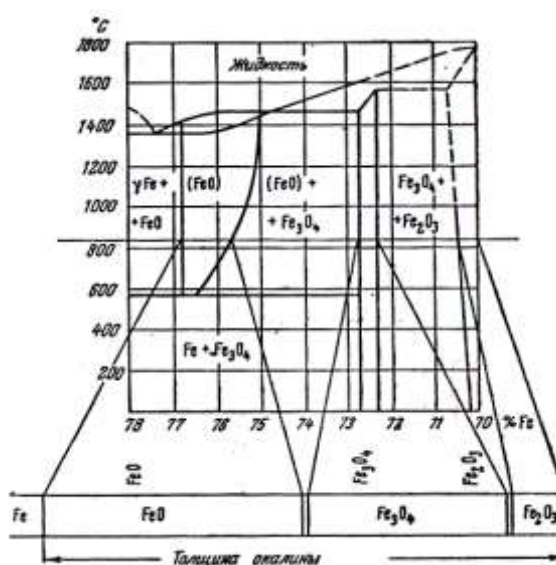


Рисунок 1.5 – Диаграмма состояния системы Fe-O и схематическая связь слоев окалина [143].

Закаись – окись железа, или магнетит Fe_3O_4 (молекулярный вес 231,52), устойчива во всем диапазоне температур: от комнатной до температуры плавления 1588°C. При нагревании в окислительной среде при 220°C происходит двухступенчатый переход магнетита: химический состав его изменяется до состава Fe_2O_3 , но магнитные свойства и кристаллическая решетка остаются неизменными. При 550°C происходит потеря магнитных свойств и изменение решетки. Новое состояние магнетита носит название $\gamma\text{-Fe}_2\text{O}_3$. Превращения магнетита составляют один из существенных этапов процесса образования окалина.

Закись железа, или вюстит FeO (молекулярный вес 71,84). Эта окисная фаза с химическим составом, точно соответствующим формуле FeO , устойчиво существовать не может. В устойчивой закисной фазе, имеющей место при процессах окисления, содержание кислорода всегда повышено, и оно изменяется от минимума 23,15% до 25,6% в зависимости от температуры. При 570°C закисная фаза имеет постоянное содержание кислорода, равное 23,57%.

При охлаждении вюстита от температуры его плавления 1377°C до температуры $570\dots575^\circ\text{C}$ из него выделяются кристаллы избыточного Fe_3O_4 . Ниже 575°C оставшийся вюстит существовать не может и распадается на Fe_3O_4 и железо. Распад вюстита происходит медленно; наибольшая скорость распада установлена при 480°C . При достаточно больших скоростях охлаждения окалина распад вюстита может не происходить.

Вюстит играет наиболее существенную роль в процессах окисления железа и определяет в значительной степени характер и свойства окалина. Слои окалина располагаются таким образом, что непосредственно к металлу примыкает слой оксида с наименьшим содержанием кислорода FeO , далее следует средний слой промежуточного состава Fe_3O_4 , наружный слой окалина состоит из Fe_2O_3 .

Наружный слой окалина обычно блестящий или бархатистый, от светло-серого до черного цвета. В изломе окалина имеет кристаллическое строение с признаками столбчатости кристаллов. Толщина наружного слоя составляет обычно не более 10% общей толщины окалина. Наружный слой очень прочно соединен со средним слоем, и практически разделить их невозможно. Средний слой стекловидный, плотный, без пор и трещин с толщиной около 40% от общей толщины окалина. Внутренний слой рыхлый и пористый; он имеет мелкокристаллическое строение; отдельные кристаллики слабо сцеплены друг с другом и легко разрушаются. Контакт между средним и внутренним слоями осуществляется отдельными участками, рассеянными по поверхности. Контакт этот непрочный; корка, состоящая из наружного и среднего слоев, легко отделяется от внутреннего слоя окалина. По толщине внутренний слой составляет почти половину толщины окалина [149].

Процессы окалинообразования при нагреве стального проката детально рассмотрены в работах Темлянцев М. В. [153, 154]. Окисление поверхности проката начинается и практически заканчивается при высоких температурах. В высокотемпературном интервале (1150...800°C) образуется от 80 до 95% окалины по массе. При высокой температуре термодинамически стабильны все три основных оксида.

Окислению может подвергаться либо чистая, свободная от пленок окислов поверхность проката, как это бывает при высокоскоростной прокатке, либо поверхность, на которой могут присутствовать пленки различной толщины. На структуру и состав таких оксидов будут влиять продолжительность пребывания горячедеформируемого раската на воздухе, температурные условия деформации, возможность удаления окалины в процессе горячей деформации и последующего охлаждения.

Особенностью окислительных процессов на прокате является то, что процесс окалинообразования происходит при постоянно снижающейся температуре. При непрерывном охлаждении окисляемый металл проходит ряд температурных областей, для которых могут быть характерны различные законы окисления. Особое влияние на структуру окалины и ее свойства оказывает скорость охлаждения при температуре ниже 570°C в связи с превращениями в слое вюстита.

При снижении температуры металла из-за различий в коэффициентах линейного расширения окалины и металла происходит нарушение целостности окалины, возникновение трещин улучшает доступ окислителя к неокисленным поверхностям, появляются участки повышенного окисления, возникают структуры, значительно отличающиеся от аналога. Поверхность проката, выходящего из чистовой клетки, может сохранять следы всей предшествующей обработки. Изменения шероховатости калибров, особенно чистовых, могут оказывать влияние на количество окалины (особенно в первый период окисления), ее структуру, напряжения в слоях окалины.

Особые условия окалинообразования возникают при ускоренном охлаждении проката (работы Губинского В. И.). Окисление поверхности проката

может происходить в условиях длительного пребывания металла в контакте с охладителем или при чередующихся процессах охлаждения водой и выдержки на воздухе. При этом идеальное строение окалина может нарушаться, наблюдаются случаи увеличения числа слоев или беспорядочного их перемешивания [151].

1.3.2 Влияние охлаждения на формирование структур, определяющих частичный обезуглероженный слой в поверхностных слоях стальной катанки

Обезуглероживание поверхности металла является нежелательным явлением, в первую очередь, для изделий, воспринимающих контактные (толкатели, кулачки, штоки, резьбовые соединения) и знакопеременные (канаты, пружины, металлокорд) нагрузки. При этом частичное обезуглероживание характеризуется структурой, отличной от структуры основного металла (ГОСТ 1763-68). Наряду с проблемой обеспечения общего низкого обезуглероживания проката своеобразное влияние обезуглероживание оказывает на технологические процессы при переработке проката в метизных цехах. При неравномерном обезуглероживании проката наблюдаются неравномерный захват смазки (мыльной стружки), прижоги, налипание металла на волоку [155].

Прочность при растяжении термообработанной стали зависит, прежде всего, от содержания углерода. Максимальное напряжение при изгибе возникает у поверхности. Ясно, что если необходимо избежать чрезмерного повреждения стального изделия во время работы, особенно под действием знакопеременных напряжений, в поверхностных слоях нужно сохранять требуемое содержание углерода. К сожалению, наблюдается сильная тенденция к обезуглероживанию поверхностных слоев стальных изделий после повторных нагревов для горячей деформации или для термообработки. Эта потеря углерода, или обезуглероживание, является одной из наиболее постоянных проблем черной металлургии.

Фундаментальные представления об обезуглероживании, диффузионном

насыщении и других процессах, которые могут протекать в металлах и сплавах вследствие их контакта с различными газами, являются основой для разработки современных промышленных конструкционных материалов, применяемых в машиностроении, авиастроении, энергетике и т.д.

В ходе обычного нагрева, который, как правило, проводится в печи, где стальная заготовка контактирует с продуктами сгорания, сталь окисляется с образованием окалины и одновременным обезуглероживанием [151, 153, 154, 156]. Повторный нагрев для термообработки с целью получения необходимых механических свойств может проводиться в контролируемой атмосфере во избежание потерь углерода из поверхностного слоя стального изделия [157].

Обезуглероживание связано с тем, что углерод имеет большее сродство к кислороду, чем железо. Для того, чтобы обезуглероживание произошло, газовая атмосфера должна оказывать не очень сильное окислительное действие. Если скорость окисления больше скорости диффузии углерода в стали, происходит окалинообразование, так как в этом случае кислород может окислять одновременно углерод и железо. Известно [158], что обезуглероженность стали зависит от температуры нагрева ее в окислительной среде. Из приведенной на рис. 1.6 зависимости следует, что процесс обезуглероживания начинается при температуре 650...700°C и интенсивно протекает до 800°C.

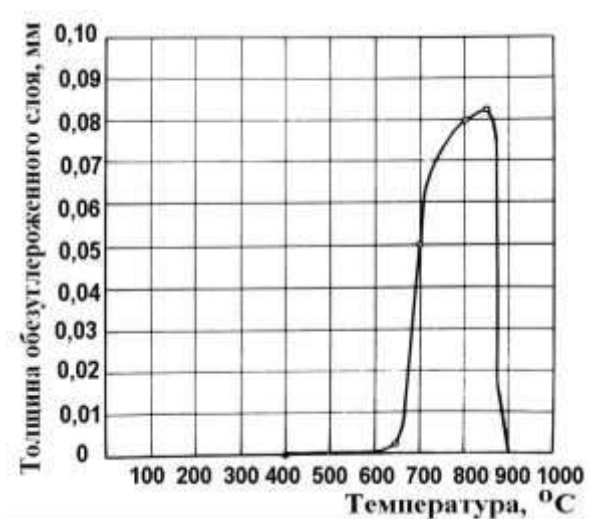


Рисунок 1.6 – Зависимость толщины обезуглероженного слоя стали У8 от температуры нагрева [158].

Спад кривой толщины (глубины) обезуглероживания начинается при температурах 800...900°C, соответствующих началу интенсификации процесса окисления железа. При температуре 900°C величина обезуглероживания соответствует нулю, здесь наблюдается резкое возрастание интенсивности окалинообразования.

Известно, что деформация влияет на диффузию атомов внедрения, а поскольку деформация влияет на скорость диффузии углерода в феррите больше, чем в аустените [159], то необходимо учитывать температурный интервал, в котором происходит деформация.

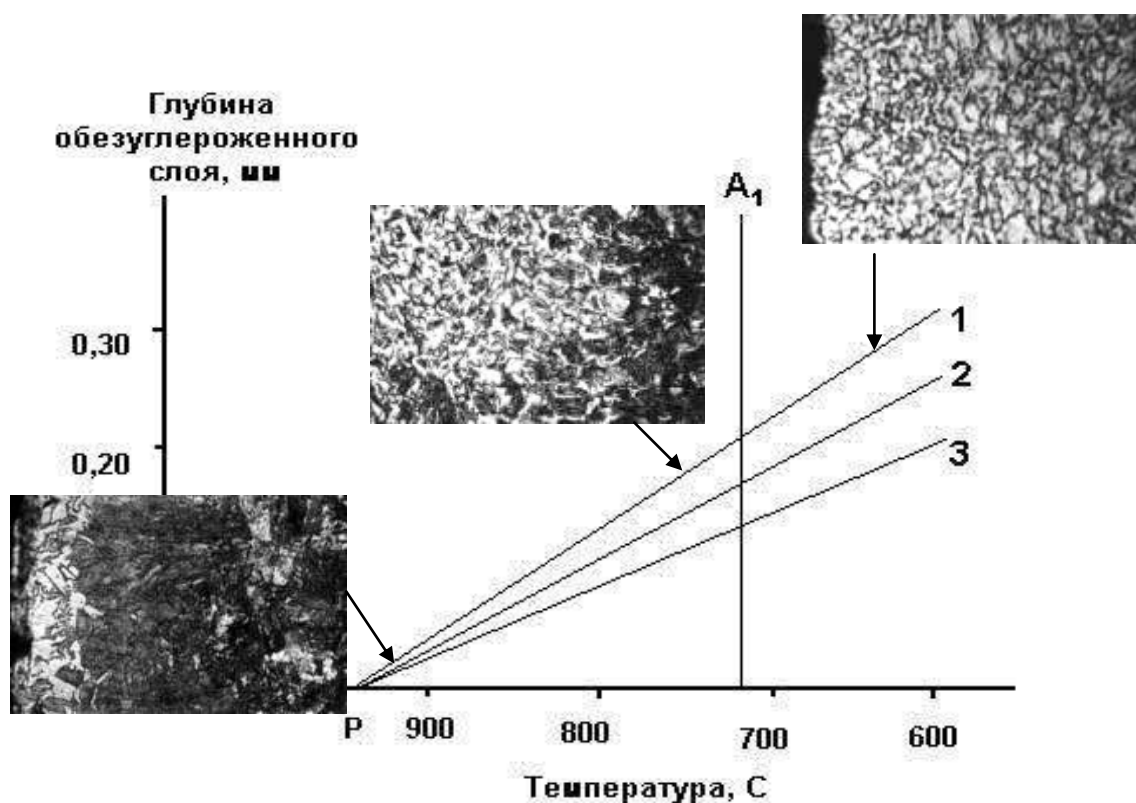
В стали имеются предпосылки для перераспределения углерода в приповерхностном слое [152]. В отсутствие деформации оно происходит медленно и интенсифицируется горячим деформированием [159]. Однако обезуглероженность стали после горячей деформации уменьшается.

В работе [53] предполагалось, что уменьшение обезуглероженности может достигаться помимо горячей деформации последеформационным ускоренным охлаждением, приводящим к увеличению в поверхностном слое объема структур квазиэвтектоида. А в [61] показано, что с увеличением аустенитного зерна протяженность границ уменьшается, вследствие чего диффузия углерода и обусловленная этим глубина обезуглероженного слоя также уменьшается.

В процессе ускоренного охлаждения водой поверхностные слои катанки переохлаждаются ниже точки M_n практически независимо от длительности ускоренного охлаждения. При последующем выравнивании среднemasсовой температуры на поверхности катанки образуются структуры согласно ГОСТ 1763-68, определяемые как частичный обезуглероженный слой.

Глубина распространения структур, определяющих обезуглероживание катанки, увеличивается с понижением температуры окончания ускоренного охлаждения водой (рис. 1.7) [160]. С повышением содержания углерода увеличивается его концентрация, что приводит к уменьшению глубины обезуглероженного слоя. В работе [152] показано, что в углеродистой катанке истинное обезуглероживание распространяется на глубину до 1,5 мм, при этом

количество углерода на поверхности составляет $\sim 0,5\%$.



1 – 0,61%; 2 – 0,71%; 3 – 0,82%;

Рисунок 1.7 – Зависимость глубины обезуглероженного слоя от температуры конца водяного охлаждения катанки и содержания углерода [160].

Следует отметить, что в процессе ускоренного охлаждения водой поверхностные слои катанки переохлаждаются ниже точки M_n практически независимо от длительности ускоренного охлаждения. При последующем выравнивании до температур ниже A_1 на поверхности катанки образуется сорбит отпуска, который по мере снижения температуры конца водяного охлаждения монотонно увеличивается. В случае быстрого разогревания охлажденных участков до температур выше A_1 на $20...150^\circ\text{C}$ структура закалки трансформируется в мелкозернистую аустенитно-ферритную или аустенитную структуру, причем в аустените сохраняются некоторое время мелкие глобулы цементита, и при последующем охлаждении на воздухе в поверхностном слое формируется структура, основным отличием которой от основной является

наличие в квазиэвтектоиде мелких глобулей цементита. В сердцевине катанки превращение аустенита идет по диффузионному механизму.

При двойной перекристаллизации в стали образуются температурно устойчивые карбиды [68], которые в зависимости от превышения температуры над A_1 после охлаждения имеют различную морфологию, определяя тем самым формирование конечной структуры в катанке. При температурах в интервале $A_1 - 800^\circ\text{C}$ структура проявляется в виде мелкозернистого перлита с последующим наложением квазиэвтектоидного превращения. При температурах выше 800°C структура формируется в виде структурно свободного цементита по границам бывших аустенитных зерен.

Если учесть, что поверхностный обезуглероженный слой имеет незамкнутый характер, то в местах стыковки разных структур в процессе сухого волочения между поверхностями проволоки и волокна в отдельных местах контакта может происходить плохой захват смазки. В этих участках поверхность катанки-проволоки в очаге деформации разогревается до температур выше A_1 . При наличии обычных структур (феррит + сорбитообразный перлит пластинчатой морфологии) указанный разогрев отдельных участков поверхности приводит к превращению квазиэвтектоида в гомогенный аустенит, который при выходе из очага деформации вследствие выравнивания температур по сечению проволоки переохлаждается до температуры ниже M_n со скоростью выше критической и превращается в мартенсит. Это приводит при последующем волочении к образованию суб- и микротрещин, развитие которых сопровождается обрывами в процессе волочения и свивке канатов [155].

При наличии в квазиэвтектоиде поверхностных слоев катанки мелкозернистого цементита, обладающего большей температурной устойчивостью, чем пластинчатый цементит [68], в образующихся при скоростном волочении катанки-проволоки участках аустенита сохраняется большое количество нерастворившихся кристаллов цементита, которые, резко повышая критическую скорость охлаждения при закалке, способствуют образованию не мартенсита, а мелкозернистого перлита, т.е. восстановлению

исходной структуры.

Для обеспечения высокой технологичности переработки на проволоку малых диаметров необходимо изучение и выявление новых закономерностей по влиянию параметров ТМО на процессы окалино- и структурообразования в поверхностных слоях стальной катанки. Так как при одинаковых режимах ТМО в высокоуглеродистой катанке формируются определенные значения качественных характеристик, таких как дисперсность перлита, глубина видимого обезуглероженного слоя, количество окарины, представляет определенный научный и практический интерес установить зависимость между указанными характеристиками.

1.4 Постановка научно-прикладной проблемы и задач диссертационной работы

Несмотря на достигнутый в мировой практике прогресс в развитии технологии ТМО катанки на современных прокатных станах, остается нерешенным ряд важных вопросов, касающихся улучшения качества готовой продукции, разработки новых режимов, обеспечивающих улучшение структуры и высокую пластичность катанки для стальной проволоки малых диаметров и расширение сортамента готовой продукции, что и определило направление исследований автора и задачи настоящей диссертационной работы.

В связи с ужесточением требований потребителей к механическим свойствам и микроструктуре катанки для стальной проволоки различного назначения, связанных с необходимостью снижения затрат на её переработку, в процессе ТМО в потоке высокоскоростного проволочного стана должна обеспечиваться возможность регулировки температуры конца прокатки в диапазоне 750...1050°C. Для управления температурой конца прокатки и, следовательно, микроструктурой и механическими свойствами стальной катанки предлагается после основного чистового блока установить дополнительно

четырёхклетевой редуционно-калибрующий блок с организацией принудительного водяного охлаждения перед блоком [161], то есть повесить при финальной чистовой прокатке дробность деформации.

В настоящее время в литературе отсутствует информация о влиянии ТМО при повышении дробности деформации (использование чистового и редуционно-калибрующего блоков) на структуру и свойства катанки для стальной проволоки малого диаметра. Установление при прокатке и охлаждении нужного температурного интервала, необходимого для формирования аустенитного зерна, от размера которого при последующем распаде зависит образование перлита различной дисперсности. Поэтому требуется установление закономерностей влияния температурно-временных условий обработки на размер зерна в высокоуглеродистых сталях.

С целью уменьшения металлоемкости изделий создаются материалы, которые при уменьшении веса сохраняют эксплуатационные характеристики готовых металлоизделий. Использование традиционных марок сталей с количеством углерода до 0,8% исчерпало свой ресурс и не может гарантировать повышения прочности проволочных изделий. Поэтому для производства сверхвысокопрочной проволоки малого диаметра (0,35 мм и менее) появилась потребность в стальной катанке с углеродом 0,9% и выше, которая ранее у нас не производилась. В литературе отсутствуют данные о кинетике распада аустенита непрерывнолитой стали 90 при непрерывном охлаждении (применимо при ТМО катанки) и в изотермических условиях (применимо при патентировании холодноволооченной проволоки).

Глубина и характер распределения обезуглероженного слоя по периметру катанки определяют ее технологичность на последующем переделе. Еще одним важным качественным показателем катанки является характер и количество окалины на поверхности и способность её очистки. Это связано с отказом от применения химического способа удаления окалины из экологических соображений.

Для обеспечения повышенной пластичности высокоуглеродистой катанки на последующем проволочном переделе необходимо достичь показателей

качества, превышающих базовый нормативный уровень (табл. 1.1).

Таблица 1.1 – Основные качественные показатели, предъявляемые к высокоуглеродистой катанке

Показатели качества	Марка стали	Базовый уровень, НТД	
1	2	3	
Относительное сужение, %	70	≥25	ТУ 14-15-334-94;
		≥28	ДСТУ 3683-98;
		≥30	ТУ У 14-4-470-2000;
		≥30	ТУ У 27.1-4-521-2002
	80	≥24	ДСТУ 3683-98
	85	≥20	ДСТУ 3683-98
	90	Отсутствует	
Относительное удлинение, %	70	≥8	ТУ 14-15-334-94;
		≥8	ТУ У 27.1-4-521-2002;
		≥9	ТУ У 14-4-470-2000; ДСТУ 3683-98
	80	≥8	ДСТУ 3683-98
	85	≥7	ДСТУ 3683-98
	90	Отсутствует	
Перлит 1-го балла, % содержания	70	≥20	ТУ 14-15-334-94;
	70	≥40	ТУ У 27.1-4-521-2002;
	70	≥50	ТУ У 14-4-470-2000;
	70...85	≥50	ДСТУ 3683-98
	90	Отсутствует	
Цементитная сетка	Для всех	Отсутствует	
Глубина обезуглероженного слоя, средний / max, %	Для всех	≤2,5 / 3,0	ТУ 14-15-334-94;
		≤2,0 / 2,5	ДСТУ 3683-98;
		≤1,5 / 2,0	ТУ У 14-4-470-2000;
		≤1,5 / 2,0	ТУ У 27.1-4-521-2002
	90	Отсутствует	

Продолжение таблицы 1.1

1	2	3
Окалина, кг/т	Для всех	$\leq 9,0$ ТУ 14-15-334-94; $\leq 8,0$ ТУ У 27.1-4-521-2002; $\leq 6,0$ ДСТУ 3683-98; Не норм. ТУ У 14-4-470-2000
	90	Отсутствует
Величина действительного зерна, номер (разбег)	Для всех	6 -10 (≤ 3) ТУ 14-15-334-94; ДСТУ 3683-98; Не норм. ТУ У 14-4-470-2000; Не норм. ТУ У 27.1-4-521-2002

Изучение специфики термомеханической обработки стальной катанки в технологическом потоке, влияние термопластической деформации и последующих процессов рекристаллизации, а также выявление взаимосвязи фазовых и структурных превращений с процессами окалинообразования и обезуглероживания позволят развить и углубить научные основы этих явлений. Установленные закономерности необходимы для совершенствования и промышленной реализации режимов ТМО, обеспечивающих повышение технологической пластичности стальной катанки и проволоки.

На основании выше изложенного при совершенствовании способов обработки стального проката в процессе и после горячей деформации необходимо учитывать влияние высокотемпературной деформации и последующих условий охлаждения и выдержек на рекристаллизационные процессы, кинетику превращений аустенита, особенности структурообразования (дисперсность перлита, соотношение структурных составляющих) в сочетании с такими характеристиками, как обезуглероженный слой, количественный и качественный состав окалины.

Поэтому диссертационная работа посвящена решению важной и актуальной научно-прикладной **проблемы**: повышение после высокоскоростной прокатки

пластических свойств металла на основе развития научных положений о влиянии процессов ТМО на структурообразование и свойства катанки для стальной проволоки малого диаметра различного назначения. Установленные закономерности позволят совершенствовать технологию термомеханической обработки катанки, что при экономии материальных ресурсов обеспечит производство стальной проволоки: для металлокорда (в т.ч. сверхвысокопрочного), высокопрочной бортовой, канатной, легированной сварочной и низкоуглеродистой.

Для решения существующей проблемы необходимо решить следующие **задачи**:

- исследовать особенности влияния температурно-временных условий горячей прокатки на величину аустенитного зерна углеродистой стали;
- установить закономерности кинетики превращений аустенита и структурообразования при непрерывном охлаждении и изотермических условиях в непрерывнолитой стали 90 для высоко- и сверхвысокопрочной проволоки;
- выявить особенности влияния режимов ТМО на формирование в поверхностном слое высокоуглеродистой катанки микроструктуры и окалины;
- установить взаимосвязь структурных параметров с качественными характеристиками высокоуглеродистой катанки;
- определить в потоке высокоскоростного проволочного стана влияние режимов ТМО на структурообразование и механические свойства катанки из стали, высокоуглеродистой, легированной сварочной и низкоуглеродистой обычного качества;
- использовать полученные результаты на металлургических предприятиях при производстве катанки для стальной проволоки малого диаметра.

1.5 Выводы

1. Проведен аналитический обзор научно-технических источников по следующим направлениям:

– существующие тенденции создания технологического оборудования и эволюции процессов термомеханической обработки катанки в потоке высокоскоростного проволочного стана;

– современные технологические подходы по направленному формированию структуры и свойств при производстве катанки и проволоки широкого марочного состава;

– особенности окалинообразования, происходящего в процессе нагрева и охлаждения стального проката;

– влияние охлаждения на формирование структур, определяющих частичный обезуглероженный слой в поверхностных слоях стальной катанки.

2. Дана оценка технологии производства катанки из низкоуглеродистых сталей. Показано, что даже при мобилизации всех средств улучшения качества и свойств низкоуглеродистой стали (из марок типа SAE) добиться стабильного глубокого волочения катанки при высокоскоростных процессах переработки не удастся. Перспективными являются разработки процессов ТМО, которые должны обеспечивать формирование равномерной структуры и свойств в катанке из низкоуглеродистых спокойных сталей обыкновенного качества с малой чувствительностью к деформационному старению при волочении.

3. Для волочения катанки на сварочную проволоку малых диаметров (без промежуточной умягчающей термообработки) необходимо обеспечить химическую однородность металла, высокое качество поверхности и макроструктуры. Учитывая, что легирующие элементы существенно повышают устойчивость аустенита, при охлаждении в такой катанке может формироваться сложная гамма дислокационнонасыщенных смешанных структур, определенное долевое соотношение которых в процессе ТМО и будет обеспечивать необходимую технологическую пластичность при изготовлении проволоки малых диаметров.

4. Анализом современного состояния производства и нормативных

требований на стальную высокоуглеродистую катанку показано, что для высоко- и сверхвысокопрочной проволоки малых диаметров и металлокорда имеется большая потребность в ранее не производимой стальной катанке с содержанием углерода 0,9% и выше. Однако для освоения производства из непрерывнолитой стали 90 катанки в потоке высокоскоростного проволочного стана и патентирования холодноволооченной проволоки отсутствуют данные об особенностях кинетики превращений высокоуглеродистого аустенита в процессе ТМО при непрерывном охлаждении и в изотермических условиях.

5. С целью увеличения производительности проволочных станов последние разработки направлены на увеличение скорости прокатки, для этого существующие технологические линии с чистовыми блоками дополнительно (для обеспечения скорости прокатки до 100 м/с и более) оснащаются редуционно-калибрующими блоками. Однако, как повлияет такое повышение дробности деформации на качественные характеристики стальной катанки, мало изучено.

6. Для повышения пластичности металла перспективными и актуальными являются исследования закономерностей структурообразования и качественных характеристик стальной катанки при ТМО в потоке высокоскоростных проволочных станов, оборудованных чистовыми и редуционно-калибрующими блоками. Повышение пластичности катанки обеспечит изготовление без промежуточной термической обработки стальной проволоки малого диаметра различного назначения с сохранением необходимых конечных характеристик.

7. На основании анализа научно-технической литературы, патентов и с учетом современных тенденций развития металлургического производства, диктуемых требованиями мирового рынка к качеству катанки для стальной проволоки малого диаметра различного назначения, обоснованы постановка научно-прикладной проблемы и основные научно-технические задачи диссертационной работы.

РАЗДЕЛ 2

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДИКИ ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЙ

Материалом для исследований служила стальная катанка, подвергнутая в процессе ТМО в потоке высокоскоростного проволочного стана контролируемому охлаждению, и изготовленная из нее проволока малого диаметра, канатная, бортовая и для металлокорда различной нормированной прочности, легированная сварочная и низкоуглеродистая.

Теоретические разработки диссертации базировались на фундаментальных положениях металловедения и термической обработки металлов. Исследовались закономерности, определяющие влияние процесса ТМО на структурообразование, механические свойства и пластичность стальной катанки-проволоки.

В диссертационной работе использованы современные методы исследований: металлографический, электронномикроскопический, дилатометрический, количественный микроанализ структуры и фаз, микрорентгеноструктурный, определение химического состава стали, микротвердости и механических свойств катанки и проволоки.

В процессе выполнения диссертационной работы в производственных условиях в потоке высокоскоростного проволочного стана выпущены опытные и опытно-промышленные партии стальной катанки из высокоуглеродистых, низкоуглеродистых и легированных сталей. Для исследований использовали сталь, выплавленную электродуговым способом, вакуумированную непрерывнолитую (ОАО «БМЗ», СЗАО «ММЗ»), мартеновскую и конвертерную (ПАО «АрселорМиттал Кривой Рог»).

Химический состав основных промышленных сталей, исследованных в диссертационной работе, соответствовал требованиям существующей нормативной документации: заводским техническим условиям ОАО «БМЗ» ЗТУ 840-03-2006 «Катанка стальная сорбитизированная для металлокорда,

бортовой проволоки и проволоки для рукавов высокого давления», ТУ У 14-4-470-2000 «Катанка сорбитизированная для металлокорда», ТУ 14-15-334-94 «Катанка стальная канатная из углеродистой качественной стали», ДСТУ 3683-98 «Катанка стальная канатная. Технические условия», ТУ У 27.1-4-521-2002 «Катанка стальная канатная из углеродистой стали», ДСТУ 2651:2005/ГОСТ 380-2005 «Сталь вуглецева звичайної якості. Марки», ASTM A510M «Standard Specification for General Requirements for Wire Rods and Coarse Round Wire, Carbon Steel, and Alloy Steel», ГОСТ 30136-95 «Катанка из углеродистой стали обыкновенного качества», ЗТУ 840-11-2006 «Катанка стальная углеродистая общего назначения», ГОСТ 2246-70 «Проволока стальная сварочная», ЗТУ 840-07-2002 «Катанка сварочная», ТУ У 27.1-4-548-2003 «Катанка из легированной стали для сварочной проволоки» и спецификациям (табл. 2.1 – 2.2).

В работе использованы современные методы контроля, анализа и исследований. Анализ химического состава стали осуществляли посредством спектрометров «Spectrolab-M», «ARL-3460», «Spectroflaim», газовых анализаторов фирм «LECO-TN 314 и TC 436», «Strohlein» модели «O- H- N –Mat» и других.

Механические свойства проката определяли по ГОСТ 1497-84 «Металлы. Методы испытаний на растяжение» на разрывных машинах «EU100» и «EDZ-40», «P-20» и «UP-500». Измерение твердости проводили по ГОСТ 9012-59 «Металлы. Методы измерения твердости по Бринеллю» и ГОСТ 22975-78 «Металлы и сплавы. Метод измерения твердости по Роквеллу при малых нагрузках (по Супер-Роквеллу)» на приборах «ТК 14-250» и «ТР 5006», микротвердости по ГОСТ 9450-76 «Измерение микротвердости вдавливанием алмазных наконечников» – на «ПМТ-3» (с нагрузкой 200 г) и «МНТ-240».

Требования к механическим свойствам и микроструктуре приведены в таблице 2.3. Свойства высокопрочной бортовой проволоки определяли в соответствии с требованиями спецификаций «Goodyear» и «Michelin», при этом оценку типа излома после скручивания высокопрочной бортовой проволоки производили в соответствии с ниже приведенными шкалами.

Таблица 2.1 – Химический состав (% масс.) образцов основных сталей различных производителей, использованных для экспериментальных исследований

№ пп	Марка	C	Si	Mn	Cr	P	S	Ni	Mo	Cu	Al	N	B
1	80 ¹	0,82	0,22	0,55	0,04	0,006	0,012	0,03	-	0,031	0,001	0,005	-
2	45 ¹	0,45	0,29	0,49	0,12	0,010	0,026	0,08	-	0,017	0,002	0,005	-
3	90К ¹	0,92	0,21	0,44	0,02	0,005	0,009	0,01	-	0,041	0,001	0,004	-
4	90Б ¹	0,87	0,23	0,30	0,23	0,006	0,008	0,02	-	0,032	0,001	0,005	-
5	80К ¹	0,83	0,23	0,53	0,04	0,006	0,012	0,03	-	0,021	0,001	0,005	-
6	80К ¹	0,80	0,18	0,52	0,03	0,006	0,009	0,02	-	0,013	0,001	0,005	-
7	70 ²	0,74	0,33	0,59	0,04	0,014	0,021	0,01	-	0,042	0,001	0,007	-
8	80БВ ¹	0,81	0,22	0,29	0,22	0,004	0,013	0,04	-	0,041	0,001	0,005	-
9	SAE 1008 ²	0,07	0,04	0,34	0,11	0,005	0,021	0,02	-	0,023	0,014	0,006	-
10	SAE 1005 ³	0,05	0,10	0,25	0,10	0,015	0,007	0,14	-	0,234	0,001	0,008	-
11	SAE 1010 ¹	0,11	0,17	0,54	0,08	0,012	0,023	0,15	-	0,214	0,002	0,010	-
12	Ст1сп ¹	0,06	0,15	0,43	0,05	0,013	0,006	0,15	-	0,235	0,002	0,009	-
13	Ст1сп ¹	0,09	0,25	0,46	0,09	0,027	0,026	0,14	-	0,281	0,003	0,009	-
14	Св-10НМА ²	0,08	0,22	0,55	0,02	0,007	0,017	1,19	0,42	0,082	0,012	0,007	-
15	Св-08Г1НМА ²	0,07	0,34	1,00	0,01	0,007	0,010	0,56	0,65	0,043	0,015	0,007	0,001- 0,011
16	Св-08Г2С ¹	0,11	0,74	1,85	0,08	0,019	0,015	0,07	-	0,021	0,017	0,009	-

Примечание: ¹ – производство ОАО «БМЗ»; ² – ПАО «АрселорМиттал Кривой Рог»; ³ – СЗАО «ММЗ».

Таблица 2.2 – Требования к химическому составу стали канатно-кордового назначения, легированной сварочной и низкоуглеродистой обыкновенного качества, используемой различными производителями

Нормативный документ	Марка стали	Массовая доля элементов, %										
		C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Cu	Mo	Al	N
					Не более							
1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13
ЗТУ 840-03-2006	70К	0,71-0,75	0,40-0,70	≤0,30	0,016	0,016	0,10	0,12	0,12	-	0,005	0,005
	75К	0,76-0,80	0,40-0,70									
	80Б	0,81-0,85	0,45-0,70		0,012	0,012	0,05	0,05	0,05	-	0,005	0,005
	85К	0,85-0,90	0,40-0,70									
	90К (Б)*	0,88-0,92	0,40-0,55									
ТУ У 14-4-470-2000	70КРД	0,70-0,74	0,40-0,60	0,15-0,25	0,015	0,010	0,10	0,13	0,20	-	0,005	0,007
	75КРД	0,75-0,79										
	80КРД	0,80-0,84										
	85КРД	0,85-0,89										
ДСТУ 3683-98	70	0,67-0,75	0,40-0,70	0,27-0,37	0,025	0,025	0,10	0,10	0,10	-	0,005	0,006
ТУ 14-15-334-94	70	0,67-0,75	0,40-0,70	0,25-0,45	0,03	0,03	0,10	0,10	0,15	-	-	0,008
ТУ У 27.1-4-521-2002	70	0,67-0,75	0,40-0,70	0,27-0,37	0,025	0,025	0,10	0,10	0,10	-	0,005	0,006
«Пирелли» N.02.В.005	70	0,70-0,76	0,42-0,58	≤0,30	0,025	0,025	0,15	0,10	0,15	-	0,010	0,010
	N.02.В.002	80	0,80-0,84	0,44-0,56	≤0,30	0,015	0,015	0,05	0,05	0,05	-	0,005

Продолжение таблицы 2.2

1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13
«Бекарт» GS-02-002	70	0,69-0,76	0,46-0,60	0,15-0,30	0,030	0,030	0,10	0,10	0,10	-	0,005	0,008
«Goodyear» LM 180 E 17.12.04	80	0,82±0,02	0,5±0,055	≤0,30	0,015	0,015	0,05	0,05	0,05	-	0,005	0,006
ТУ У 27.1-4-548-2003	Св-10НМА	0,07-0,12	0,40-0,70	0,12-0,35	0,02	0,025	0,20	1,0-1,5	0,25	0,40-0,55	0,05	-
	Св-08Г1НМА	≤0,09	1,00-1,50	0,20-0,45	0,02	0,015	0,30	0,5-0,70	0,25	0,50-0,65	0,05	-
ГОСТ 2246-70	Св-08Г2С	0,05-0,11	1,80-2,10	0,70-0,95	0,030	0,025	0,20	0,25	0,12	0,15	0,05	0,010
ДСТУ 2651:2005/ГОСТ 380-2005	Ст1пс, Ст1сп	≤0,08	≤0,50	≤0,18	0,030	0,040	0,20	0,20	0,40	-	0,010	0,010

Примечание: * – Требования факультативно на начало освоения. Количество O₂ – ≤ 0,004%, H₂ – ≤ 2,0 ppm.

Таблица 2.3 – Требования к механическим свойствам и микроструктуре стальной катанки различного назначения

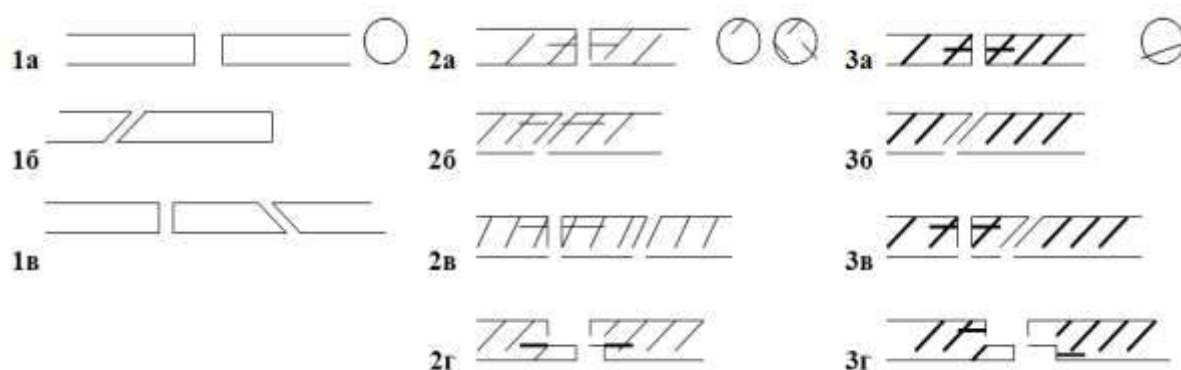
Нормативный документ	Марка стали	Механические свойства			Микроструктура			
		Временное сопротивление, Н/мм ²	Относительное		ОБЗ, % не более	Перлит 1 балла, % не менее	Размер зерна, номер (балл)	Окалина, кг/т не более
			удлинение, %	сужение, %				
1	2	3	4	5	6	7	8	9
ЗТУ 840-03-2006	70К, 70Б	970...1130	11	35	1,8	50	-	6,0
	80К, 85К	1030...1250	10					
	90К (Б) *	1140...1240	9					

Продолжение таблицы 2.3

1	2	3	4	5	6	7	8	9
ТУ У 14-4-470-2000	70КРД	≤1160	9	30	2,0	50	-	-
	80КРД	≤1250	8					
	85КРД	≤1300	7					
ДСТУ 3683-98	70	980...1130	9	30	2,5	50	6...10	6,0
	85	1130...1270	7	20				
ТУ 14-15-334-94	70	1080	8	25	3,0	20	6...10	9,0
ТУ У 27.1-4-521-2002	70	≤1140	9	30	2,0	40	-	8,0
«Пирелли»	70	980...1120	-	35	1,5	80	6...11	4,0
	80	1180...1220	-	35				
«Бекарт»	70	1020...1200	-	40	2,2	80	6...11	7,0
«Goodyear»	80	1100...200	-	32...48	-	-	-	-
ТУ У 27.1-4-548-2003	Св-10НМА	≤735	-	48	-	-	≤5	-
	Св-08Г1НМА	≤850	-	48	-	-	≤5	-
ГОСТ 2246-70, ЗТУ 840-07-2002	Св-08Г2С	≤690	-	48	механическое удаление			15
					химическое удаление			6,0
ЗТУ 840-11-2006, ГОСТ 30136-95	Ст1пс, Ст1сп	≤470	-	66	механическое удаление			12

Примечание: * – Неметаллические включения: недеформируемые ≤15 мкм, деформируемые ≤25 мкм, плотность ≤1000 вкл/см².

В процессе исследований излом при скручивании оценивали визуально на основании шкалы (рис. 2.1).



Тип 1: 1а...1в – удовлетворительно; Тип 2: 2а...2в – удовлетворительно; 2г – неудовлетворительно; Тип 3: 3а...3г – неудовлетворительно;

Рисунок 2.1 – Шкала оценки типов изломов после испытаний на скручивание.

Структурные параметры металла определяли на световом микроскопе «NEORHOT 2», «NEORHOT 32», «Axiovert 200M MAT», автоматическом анализаторе изображения «ИА-3001», электронных микроскопах «CAMBRIGE», «РЭМ 106И», «УЭМВ-100К» и «ЭМ-125».

Размер действительного зерна определяли по ГОСТ 5639-82 «Сталь и сплавы. Методы выявления и определения зерна», глубину обезуглероженного слоя – по ГОСТ 1763-68 «Сталь. Методы определения глубины обезуглероженного слоя» (методы М и ТМ), неметаллические включения – по методике ЗТУ 840-03-2006, макроструктуру – по ГОСТ 10243-75 «Сталь. Методы испытаний и оценки макроструктуры», микроструктуру – по ГОСТ 8233-56 «Сталь. Эталоны микроструктур», использовали ISO 4954:1993 «Steels for cold heading and cold extruding» и эталонные шкалы соответствующих спецификаций и технических условий. Величину зерна и содержание структурных составляющих определяли при помощи автоматического структурного анализатора «EPIQUANT».

Электронномикроскопические исследования «на просвет» проводили на тонких фольгах (толщиной до 100 нм) с помощью приборов «УЭМВ-100К» и

«ЭМ-125» при ускоряющем напряжении 100 кВ. Заготовки для фольги толщиной 0,4...0,5 мм вырезали из средней зоны образцов исследованной катанки, механически сошлифовывали с соблюдением необходимых мер по недопущению наклепа до толщины 0,15...0,20 мм. Дальнейшее утонение производили химически в электролите следующего состава: 10 % HF + 40 % H₂O₂ + 50 % H₂O. Полученные тонкие заготовки помещали в электроискровую установку, где методом искровой эрозии нарезали диски диаметром 3 мм, что соответствует размерам держателя образцов в электронных микроскопах. Окончательная полировка тонких дисков производилась в специальном пинцете из нержавеющей стали, рабочей средой служил электролит Морриса состава: 133 мл уксусной кислоты + 50 г хромового ангидрида + 7 мл дистиллированной воды при температуре 20...25°C. Полученные тонкие фольги использовались для идентификации структурных составляющих в образцах исследованной катанки, качественной оценки плотности дислокаций в этих составляющих, а также для определения методом микродифракции электронов их взаимной кристаллографической ориентации.

Микрорентгеновский анализ осуществляли на энергодисперсионном и волновом спектрометрах фирмы «Oxford Instruments». Массу и технологические свойства окарины определяли по методикам отечественной и зарубежной нормативной документации. Фазовый состав окарины определяли с помощью дифрактометра ДРОН-2,0 с идентификацией фаз по карточкам картотеки ASTM – American Society for Testing and Material Standards (Американское сообщество по тестированию и стандартизации материалов), которая является наиболее полным и постоянно пополняемым определителем фазовых картотек, содержащих кристаллографические данные, сведения о физических и других свойствах фаз.

Для изучения влияния температурно-временных параметров горячей прокатки с моделированием процессов прокатки с контролируемой температурой (КП) и контролируемым охлаждением (КО) на величину аустенитного зерна производили на образцах, вырезанных из заготовок промышленных сталей 80 и 45. Экспериментальную горячую прокатку выполняли в лабораторных условиях

на стане «ДУО-280» ИЧМ НАНУ. Для нагрева образцов до температуры аустенитизации $1050 \pm 10^\circ\text{C}$ (с выдержкой 1200 с) использовали муфельную печь («МП 2000»), охлаждение производили в соляных ($\text{NaCl} + \text{KCl}$) изотермических ваннах («СВ-1000») с температурами изотермических выдержек в интервале $800 \dots 950^\circ\text{C}$ (колебание температуры при выдержках $\pm 2,5^\circ\text{C}$). Охлаждение в воде (закалку) применяли для фиксирования аустенитного зерна стали. Последней операцией был низкотемпературный отпуск закаленных образцов при $200 \pm 10^\circ\text{C}$ в течение 1800 с в муфельной печи («МП-1200»). Температуру контролировали хромель-алюмелевой термопарой.

Прокатку образцов производили в один проход со средней скоростью деформации 130 с^{-1} . Для стали 45 использовали клиновидные образцы с нанесенной маркировкой толщины, позволяющей определять локальное обжатие после деформации. Использование таких образцов с маркировкой их толщины позволяет изучать структурное состояние сталей после однократной пластической деформации с различной степенью (до 35%). Для стали 80 использовали образцы прямоугольной формы с единичной степенью деформации в 15%.

Для изучения процессов рекристаллизации образцы разрезали по центральной линии вдоль направления прокатки, где уширение равно нулю. Аустенитное зерно выявляли методом травления микрошлифов в специальном травителе, содержащем поверхностно-активные вещества и пикриновую кислоту [162]. Определение среднего условного диаметра аустенитного зерна [163], соответствующего определенной степени горячей деформации, производили методом подсчета пересечений границ зерен по ГОСТ 5639-82.

При изучении превращений аустенита важную роль для установления закономерностей структурообразования при реальных процессах ТМО высокоуглеродистой стали является выбор методики проведения исследований.

Считается [68, 142, 164], что быстрое охлаждение обеспечивается применением в качестве охлаждающих сред расплавов свинца/селитры, а также использованием малых по размеру образцов до 4,0 мм. Такие образцы будут охлаждаться с достаточно большой скоростью и равномерно по всему сечению. В

этом случае аустенит не претерпевает превращения при охлаждении до температур изотермических выдержек, а распад происходит после инкубационного периода при достижении температуры изотермы [164]. Диаграммы, характеризующие прохождение фазовых превращений при постоянных температурах, называются изотермическими.

Наблюдение за развитием происходящих превращений возможно различными методами: структурным, дюрOMETрическим, термическим, дилатометрическим, магнитным, резистометрическим, калориметрическим и др. [88, 164-166]. Общепринятой методики построения как термокинетических, так и изотермических диаграмм распада аустенита нет [164]. Из известных способов изучения кинетики распада переохлажденного аустенита простым и наиболее надежным считается дилатометрический способ [167].

Однако важным вопросом при исследованиях кинетики превращений аустенита как при непрерывном охлаждении, так в изотермических условиях является выбор размеров исследуемых образцов. Поэтому для достоверности сведений о кинетике распада аустенита и фазовых превращений непрерывнолитой стали 90 исследования осуществляли, используя дилатометрический и микроструктурный методы.

Для изучения кинетики распада аустенита использовали катанку из непрерывнолитой стали 90 (составы №3 и №7, см. табл. 2.1) диаметром 5,5 мм, из которой изготавливали дилатометрические образцы Ø 3 мм и Ø 4 мм (длиной 25 мм). Часть образцов Ø 3 мм перешлифовывали на плоские образцы толщиной 1,6 мм. Кроме этого для изготовления дилатометрических образцов использовали холоднодеформированную проволоку диаметром 2,40 и 1,94 мм.

Для изучения распада аустенита высокоуглеродистой стали использовали дилатометры «МД-83» и «АД-80» конструкции ИЧМ НАНУ. Дилатометр «АД-80» имеет печь для нагрева образца, а также масляную или водяную ванну для охлаждения образца с большой скоростью. Дилатометры прошли поверку по ГОСТ 14080-78 с применением образцового средства измерения. Температуру образцов в дилатометре при нагреве и охлаждении контролировали хромель-

алюмелевой термопарой с диаметром электродов 0,3 мм. В этом случае электроды термопары приваривали к образцу на половине его высоты. Предварительно была выполнена калибровка дилатометров, изготовлены кварцевые держатели и проверены термопары.

Режим нагрева и охлаждения регулировали с помощью программных и тиристорных регуляторов. Нагрев образцов в дилатометре осуществляли до 950°C с последующей выдержкой в течение 3 мин. Изменение длины образца в зависимости от температуры для определения критических точек (дилатограмму) регистрировали на двухкоординатном потенциометре «ПДП4-002». Температурный интервал от начала фазового превращения до температуры изотермической ванны регистрировали потенциометром «ЭНДИМ 2200». Температуру образца во времени регистрировали на потенциометре «КСП4».

Для исследований влияния скорости охлаждения на распад аустенита после нагрева до 950°C образцы охлаждали по разным режимам: в печи, на воздухе, под активным вентилятором, в масле, в воде (Ø 3 мм). При охлаждении образца по термограмме определяли среднюю скорость охлаждения, а по перегибам на дилатограммах регистрировали температуру начала и температуру конца фазового превращения.

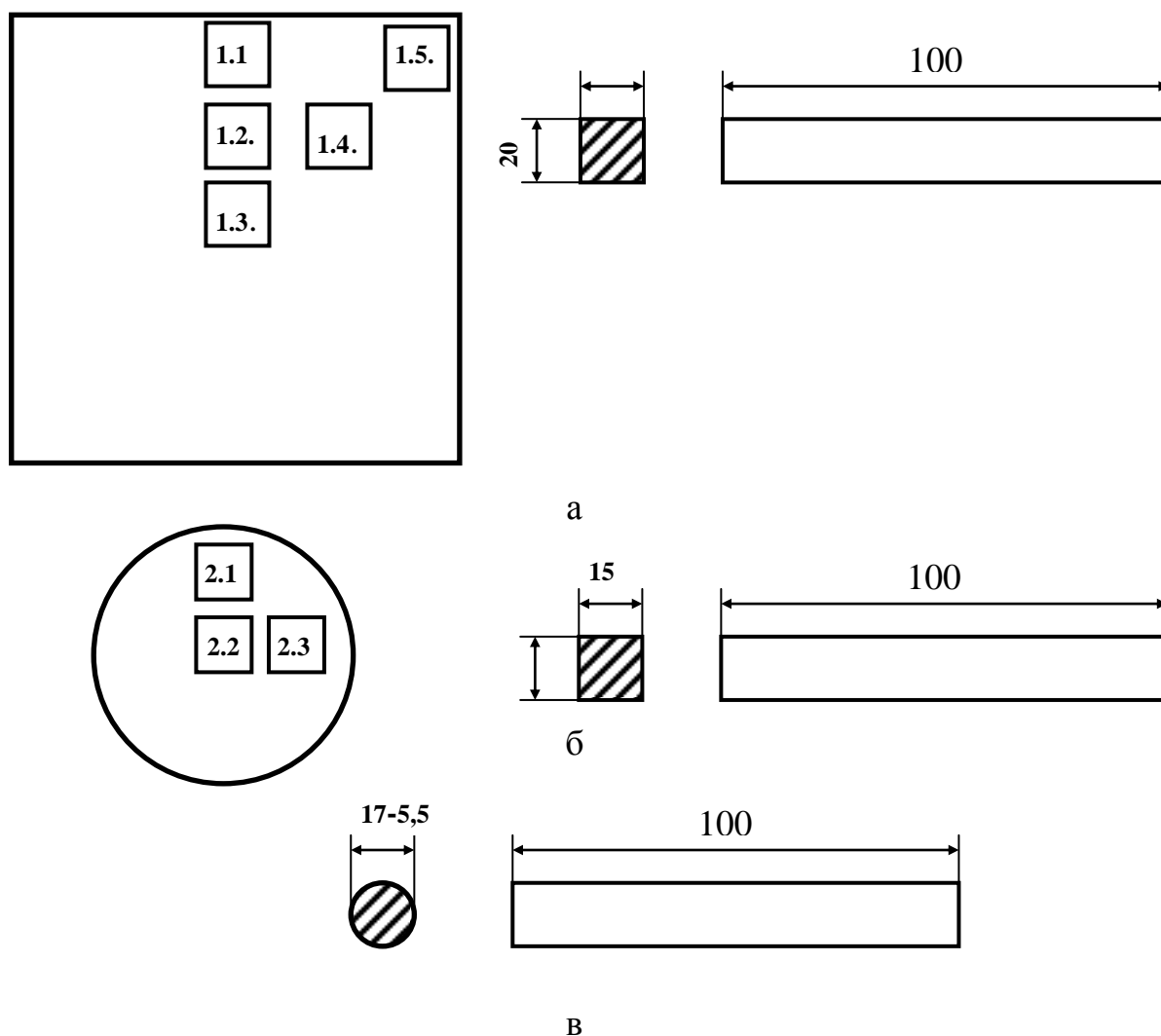
Для исследований распада аустенита в изотермических условиях после нагрева (до 950°C) образцы переносили в свинцовую ванну, температурный интервал изотермических выдержек при 700...250°C составлял 50°C.

Для получения наиболее полной картины кинетики фазовых превращений в стали необходимо проведение комплексного исследования с одновременным применением нескольких способов регистрации происходящих при этом процессов. На основании анализа методик и закономерностей распада аустенита определен дилатометрический и металлографический методы исследований кинетики фазовых превращений в стали 90. Превращения аустенита изучали путем одновременной записи с последующим совместным анализом дилатограмм и микроструктурного исследования.

Строение продуктов распада изучали на дилатометрических образцах

микроструктурным методом после травления 4% ниталем. Дисперсность перлита оценивали методом секущих по методике С. А. Салтыкова [163]. Выделение цементита по границам зерен исследовали в поперечном сечении после повторной полировки и травления щелочным раствором пикрата натрия (25 г NaOH + 50 мл H₂O + 2 г пикриновой кислоты + 50 мл H₂O) в течение 10 минут при температуре 80°C.

Для микроструктурных исследований влияния деформации (параметров прокатки и ТМО) на дисперсность перлита высокоуглеродистой стали производили отбор образцов (рис. 2.2) по сечению заготовки 125×125 мм от поверхности (№111) к центру (№131) и 1/4 ее высоты (№121), а также от ее угла (№151) и 1/4 диагонали (141).



а – заготовка 125×125 мм; б – круг Ø 62 мм; в – круг Ø 17 мм и катанка Ø 5,5 мм;

Рисунок 2.2 – Схема отбора образцов для микроструктурных исследований.

дифрактометре «ДРОН-2,0» в монохроматизированном CuK_α -излучении. В качестве эталона использовался спрессованный образец отожженного карбонильного железа. Для проведения анализа образцы проволоки длиной 15 мм в количестве 5 шт. плотно укладывались по образующим друг к другу, а затем заливались специальной самотвердеющей пастой. На следующем этапе препарированные таким образом образцы подвергались сошлифовке на 1/2 диаметра, тонкой полировке и травлению.

В процессе выполнения работы в промышленных условиях выпущены опытные и опытно-промышленные партии катанки из высокоуглеродистых, низкоуглеродистых и легированных (сварочных) сталей.

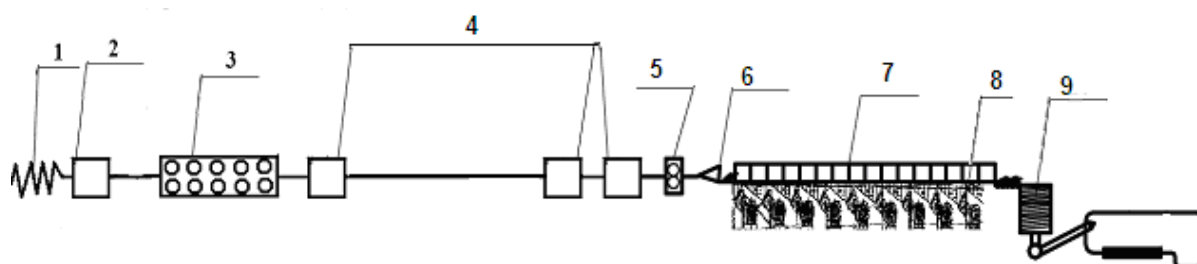
При экспериментальном исследовании процессов ТМО на проволочном стане 150 ОАО «БМЗ» и ПАО «АрселорМиттал Кривой Рог» параметры процессов контролировались стандартными приборами, а также при помощи ручных приборов и инструментов. Нестандартное оборудование и приборы в экспериментах не применяли.

На ПАО «АрселорМиттал Кривой Рог» опытно-промышленные плавки высокоуглеродистой стали производили в мартеновской печи № 4 емкостью 600 т. Выплавка легированных сталей сварочного назначения и низкоуглеродистых осуществлялась в конвертерах емкостью 160 т. При оценке фактических содержаний элементов в ферросплавах и стали использованы данные сертификатов и результаты химического анализа проб материалов жидкого металла, отобранных в промышленных условиях в соответствии с действующими стандартами и по принятым методикам. Все измерения параметров плавки в промышленных условиях производили приборами, установленными в мартеновском и конвертерном цехах и проверенными соответствующими центрами метрологии и стандартизации.

На ОАО «БМЗ» высокоуглеродистую, легированную сварочного назначения и низкоуглеродистую сталь производили в электропечах. При производстве высокоуглеродистой стали в качестве шихты использовали металлолом (до 40% лом категории 2А, 3А – в основном пакеты автолиста ВАЗ),

чугун передельный (до 15%), горячебрикетированное железо или металлизированные окатыши (до 40%) и кордовые отходы (5-10%). Раскисление и доводку химического состава производили ферромарганцем, ферросилицием и феррохромом. Необходимое содержание азота и водорода обеспечивали при помощи вакуумной обработки. Разливку непрерывнолитой заготовки производили с мягким обжатием при кристаллизации. Режим нагрева непрерывнолитых заготовок сечением 250×300 мм в нагревательной печи осуществлялся в соответствии с требованиями ТИ 840-П2-01-2005 по режиму 1 группы марок сталей. Прокатку непрерывнолитых заготовок опытно-промышленных партий на квадрат 125×125 мм проводили в соответствии с ТИ 840-П2-01-2005 на реверсивном стане 850 с использованием монопроцесса.

Процесс ТМО с регулируемым охлаждением проката в потоке станов 150 (рис. 2.4) заключался в следующем. После нагрева заготовок 125×125 мм (в соответствии с ТИ 150-П3-01-2005 ОАО «БМЗ» и ТИ 228-П1-02-2003 ПАО «АрселорМиттал Кривой Рог») происходит горячая деформация в черновых и промежуточных группах клетей, далее подкат может подстуживаться секцией водяного охлаждения до 930...1070°С и подается в десятиклетевой чистовой проволочный блок (скорость прокатки до 90 м/с).



1 – горячая прокатка; 2 – секция предварительного охлаждения раската; 3 – десятиклетевой чистовой блок; 4 – секции регулируемого охлаждения раската; 5 – трайбаппарат; 6 – виткообразователь; 7 – крышки и рольганг для охлаждения витков катанки; 8 – вентиляторы; 9 – виткосборник;

Рисунок 2.4 – Принципиальная схема ТМО высокоуглеродистой катанки с использованием контролируемого охлаждения на станах 150 ПАО «АрселорМиттал Кривой Рог» и ОАО «БМЗ» (первая реконструкция).

Производство катанки осуществляли с использованием при ТМО контролируемого охлаждения, включающего охлаждение водой и последующее охлаждение витков на транспортере вентиляторами. Контроль температуры катанки осуществляется фотоэлектрическим пирометром (предел измерения 650...1300°C, погрешность $\pm 2,5^\circ\text{C}$).

Катанка после участка водяного охлаждения виткообразователем формируется в витки и укладывается на роликовый транспортер по центру. Роликовый транспортер выполнен в виде отдельных секций, имеющих индивидуальный привод роликов. Транспортер имеет зоны охлаждения, под которыми установлены нагнетающие вентиляторы. Количество подаваемого воздуха изменяется скоростью вращения вентилятора (степенью включения от максимальной мощности). Изменение скорости вращения роликов регулирует плотность укладки витков на транспортере, растягивая или сжимая спираль витков в процессе охлаждения и транспортировки.

Также проводился выпуск опытных и опытно-промышленных партий стальной катанки широкого марочного состава в потоке проволочного стана 150 ОАО «БМЗ» при повышенных скоростях прокатки (более 100 м/с). Это было обеспечено использованием восьми клеток чистового блока и установкой в технологической линии дополнительного четырехклетевого редуционно-калибрующего блока.

Замер температуры металла в местах, где не установлены стандартные пирометры, производили переносным оптическим пирометром «ОППИР-017Э», погрешность – $\pm 10^\circ\text{C}$, и инфракрасным с лазерным целеуказанием «ТЕРМОСКОП-100», погрешность – 1%. Размеры высокоуглеродистой катанки и проволоки контролировались микрометром типа МК со шкалой 0...25 мм, цена деления – 0,01 мм, ГОСТ 6507-90 «Микрометры с ценой деления 0,01 мм. Технические условия».

Отбор образцов от стальной катанки различного назначения производили (после удаления дефектных и неохлажденных участков) от переднего и заднего конца мотков согласно ГОСТ 7565-81 «Чугун, сталь и сплавы. Метод отбора проб

для химического состава».

Переработку стальной катанки широкого марочного состава на проволоку производили на сталепроволочном переделе по существующим технологическим схемам. Изготовление высокопрочной бортовой бронзированной проволоки диам. 1,83...1,55 мм проводили в СтПЦ-1 ОАО «БМЗ» по базовой технологии (с патентированием на \varnothing 5,2 мм) и прямым волочением. Изготовление сверхвысокопрочного металлокорда конструкции 3+2 \times 0,35ST производили в СтПЦ-2 ОАО «БМЗ». Подготовка поверхности катанки, травление и нанесение подмазочного слоя (буры) производились в соответствии с действующей технологической инструкцией ТИ 840-СП2-06-2003. Катанку \varnothing 5,5 мм протягивали на \varnothing 3,6 мм и после термообработки (патентирования) на \varnothing 1,94 мм (базовая технология) и прямым волочением на \varnothing 1,94 мм, используя станы типа 1600/4+1250/9 на твердосплавных волоках со смазкой «Лубрифил». Холоднотянутую проволоку-заготовку \varnothing 1,94 мм патентировали и латунировали. Патентированную заготовку с латунным покрытием протягивали на \varnothing 0,35 мм, металлокорд конструкции 3+2 \times 0,35ST свивали на канатных машинах.

Исследование влияния ТМО на свойства низкоуглеродистой и легированной катанки, прокатанной на станах 150, проводили на сталях Ст1сп (пс), SAE 1005...1010, Св-10НМА, Св-08Г1НМА, Св-08Г2С. Переработка на проволоку малого диаметра производилась на метизных заводах (согласно заказам) по действующим технологическим схемам переработки.

Для оценки экспериментальных данных и прогнозирования механических свойств катанки и проволоки использовали методы математического моделирования и многокритериальной оптимизации [168].

РАЗДЕЛ 3

ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРНО-ВРЕМЕННЫХ ПАРАМЕТРОВ ГОРЯЧЕЙ
ПРОКАТКИ НА РАЗМЕР АУСТЕНИТНОГО ЗЕРНА В УГЛЕРОДИСТЫХ
СТАЛЯХ

Служебные и технологические свойства проката определяются закономерностями структурных и фазовых превращений в сталях, определяемых параметрами температурно-деформационной обработки [74, 169].

В зависимости от условий проведения горячей деформации (варьирование температуры, степени, скорости деформации, времени последеформационной выдержки) может наблюдаться широкий спектр структурных состояний деформированного металла: от горяченаклепанного до статически рекристаллизованного. Эти структурные состояния, зафиксированные охлаждением, и определяют комплекс механических свойств металла при комнатной температуре, причем не только в случае сохранения однофазного состояния в процессе охлаждения, но и при фазовом превращении.

Термомеханическая обработка включает деформацию аустенита, который как в процессе деформации, так и последующего регламентированного охлаждения претерпевает рекристаллизацию, а при достижении термодинамических точек – фазовые превращения [74, 78]. При этом образующиеся фазы наследуют дефекты кристаллического строения аустенита.

Созданная горячей деформацией субструктура, в зависимости от строения и положения субграницы в пространстве и от схемы напряженного состояния при деформировании, может оказаться непроницаемой или полупроницаемой. Это может сформировать определенное сочетание свойств: повышение прочности при наличии непроницаемых для дислокаций субграниц с одновременным повышением пластичности при наличии проницаемых для движущихся дислокаций субграниц.

В работе [86] показано, что развитие деформации при умеренных

температурах и небольших скоростях осуществляется скольжением вдоль одинаковых или близких кристаллографических направлений с формированием плоскополигональной субструктуры. В дальнейшем под действием деформации вытянутые субзерна преобразуются в равноосные [87, 103], которые могут укрупняться [104].

Горячая пластическая деформация оказывает существенное влияние не только на структуру аустенита, но и на кинетику превращения, соотношение фаз и морфологию структурных составляющих [104, 170]. В процессе горячей прокатки вследствие динамической рекристаллизации происходит дробление – измельчение зерен аустенита и их наклеп, сопровождаемый повышением плотности дислокаций, что вызывает повышение прочностных свойств стали.

Регулируемое контролируемое ускоренное охлаждение после горячей деформации препятствует развитию процессов статической рекристаллизации аустенита и ведет к изменению свойств: повышению прочности и сохранению высокой пластичности стали. Все эти явления типичны для процесса термомеханической обработки стали [69].

Технологию производства проката на современных станах стараются строить таким образом, чтобы совместить термическую и пластическую обработку металла, то есть использовать эффект влияния дефектов строения нагретой и деформируемой стали на её структуру и свойства после дальнейшего охлаждения и термической обработки [105, 171, 172].

На практике применяют различные варианты совмещенного температурно-деформационного воздействия на свойства проката, которые описаны в литературе [173-176]. Возможности использования того или иного варианта зависят от химического состава стали и требуемых свойств готового проката, схем расположения и характеристики оборудования стана, марочного сортамента, скорости прокатки и т.д.

Одним из важнейших условий, повышающих эффективность температурно-деформационного воздействия на свойства проката, является возможность регулирования температуры прокатки и получения заданной температуры конца

прокатки, а также параметры дальнейшей последеформационной обработки проката в линии стана и диапазон скоростей охлаждения.

Широко распространена термомеханическая обработка листовой стали [177-183], особенно стали, содержащей карбонитриды ванадия и ниобия [184]. Термомеханическая обработка сортового проката и катанки распространена меньше и применяется на некоторых сортовых и проволочных станах для улучшения качественных характеристик готового проката [185-189]. На таких станах термомеханическую обработку используют с высокотемпературной деформацией и нормализующей контролируемой прокаткой, при этом во всех случаях после выхода проката из последней клетки стана применяется термообработка с прокатного нагрева с соблюдением определенного температурного режима до и в процессе γ - α превращения.

При высокотемпературной деформации прокатка происходит в зоне высоких температур (1000...1100°C), которые снижают нагрузки на оборудование, однако в этом случае образуется довольно большая разнотернистость, что затрудняет управление структурой и свойствами проката. На проволочных станах в основном применяется ТМО с высокотемпературной прокаткой, что связано с интенсивным разогревом раската за счет тепла деформации, особенно при скоростях прокатки 100 м/с и более, уже достигнутых на станах, построенных в последние годы.

Как показано в работе [4], на выходе из чистового блока подповерхностная зона катанки еще не полностью рекристаллизована. Вследствие повышенной температуры в центральной зоне аустенит рекристаллизован и структура мелкозернистая. В дальнейшем происходит рекристаллизация в поверхностной зоне, величина зерен аустенита по сечению катанки сравнительно выравнивается, и последующее контролируемое охлаждение в зависимости от требуемых свойств катанки и марки стали применяется ускоренное или замедленное.

ТМО с нормализующей контролируемой прокаткой представляет собой деформацию в диапазоне низких температур аустенитной области, и температура конца прокатки на 30...200°C превышает температуру точки A_{r3} [4]. В этой

области температур вторичной рекристаллизации аустенита не происходит, после прокатки металл имеет мелкую полигональную структуру аустенита, которая без дальнейшего роста зерна превращается в мелкую вторичную структуру. При прокатке в этой области температур происходит увеличение площадок зародышей, увеличение площади их поверхности и проникновение внутрь зерен большого количества зон деформации в форме дислокационных полос. По границам удлинённых зерен γ и вдоль зон деформации внутри зерен образуются зерна α , размеры которых меньше, чем при высокотемпературной деформации. За счет уменьшения размеров зерен феррита достигается повышение прочности и вязкости низкоуглеродистых сталей. При этом кривая начала структурных превращений сдвигается влево и вверх, т.е. в сторону уменьшения инкубационного периода и в зону повышенных температур.

При нормализующей контролируемой прокатке углеродистых сталей вследствие измельчения зерен аустенита образуется мелкозернистая феррито-перлитная структура, в которой практически отсутствует строчечность. Повышенная плотность зародышей повышает температуру A_{r1} в большей мере, чем температуру A_{r3} , в результате феррит и перлит образуются почти одновременно [4, 190]. Содержание феррита по сечению одинаково, уменьшается разброс размеров зерен. При прокатке высокоуглеродистых сталей в температурной области, близкой к T_{Ar3} , уменьшается количество свободного феррита или цементита, которые равномерно распределены по сечению [189].

В [191] приведены результаты исследований режимов нормализующей контролируемой прокатки в сочетании с охлаждением на линии Стелмор катанки феррито-перлитного класса. Получена улучшенная равномерная по сечению мелкозернистая структура с пониженным временным сопротивлением разрыву σ_b и повышенной вязкостью. Показано существенное по сравнению с высокотемпературной прокаткой увеличение доли феррита в стали, уменьшение размеров зерен от номеров 7,5...8,5 до 9,5...10 по ASTM.

В [192, 193] показана целесообразность использования термомеханической обработки специальных легированных конструкционных сталей,

коррозионностойких мартенситных хромистых, жаростойких аустенитных и др. высоколегированных сталей. Установлено, что в ряде случаев за счет использования ТМО достигаются лучшие свойства, чем при классической термообработке (закалка в масле, гомогенизирующий отжиг, закалка в масле с последующим отпуском).

Таким образом, термомеханическая обработка с нормализующей контролируемой прокаткой в потоке современных непрерывных станов является процессом, при котором согласование температурно-деформационных режимов прокатки, последующего охлаждения и химического состава металла вызывает в стали процессы, позволяющие управлять структурой и свойствами готового проката. Таким путем обеспечивается улучшение свойств готовой продукции, сокращение последующих операций термообработки и в некоторых случаях экономии дорогостоящих легирующих элементов, если обусловленное этими процессами улучшение свойств допускает соответствующую замену стали.

Для осуществления ТМО с контролируемой прокаткой необходимо иметь возможность управления термомеханическим режимом прокатки таким образом, чтобы обеспечить изменение температуры конца прокатки в пределах 750...1000°C, что затруднительно на высокоскоростных проволочных станах вследствие интенсивного разогрева раската за счет выделения тепла пластической деформации. На станах со скоростью прокатки до 100 м/с с традиционными компоновкой оборудования и термомеханическими параметрами температура конца прокатки ниже 1050°C не достигается.

Понижение температуры конца прокатки является одной из основных проблем, решением которой занимаются исследователи и конструкторы оборудования ведущих промышленно развитых стран мира [58]. Имеются различные предложения по управлению температурным режимом и возможностями понижения температуры конца прокатки ($T_{к.пр}$) на непрерывных высокоскоростных проволочных станах: понижение $T_{к.пр}$ за счет уменьшения энтальпии исходных заготовок при нагреве в печи, применение различных устройств принудительного охлаждения раската между непрерывными группами

клетей и перед чистовым блоком, использование специальных турбулентных вставок для охлаждения раската между клетями чистового блока, понижение скорости прокатки. Предложены различные варианты разделения чистового блока на мини-блоки с охлаждением раската между ними. Однако рационального решения указанной проблемы до настоящего времени не найдено.

Это объясняется тем, что не установлены закономерности влияния различных факторов на температурно-деформационные параметры, что связано со сложностью проведения экспериментальных исследований в производственных условиях: необходимостью установки дополнительного оборудования для охлаждения раската в линии стана; вероятностью возникновения аварийных ситуаций при высоких скоростях прокатки, приводящих к снижению производительности и увеличению расхода металла и т.д.

Поэтому автором настоящей работы с целью выявления влияния температурно-деформационных условий на размер аустенитного зерна были смоделированы процессы прокатки с контролируемой температурой и контролируемым охлаждением применимо к углеродистой стали 45 и высокоуглеродистой 80.

В работах [61, 194] изучалось влияние температурно-деформационных параметров на величину аустенитного зерна в сталях, среднеуглеродистых и легированных, в развитии этих работ представляло интерес изучить влияние этих параметров в высокоуглеродистой марке 80.

3.1 Влияние температурно-деформационных параметров на величину аустенитного зерна стали 80 и 45

Изучение влияния температурно-деформационных параметров горячей прокатки на величину аустенитного зерна проводили в лабораторных условиях ИЧМ НАНУ на образцах из высокоуглеродистой стали 80 и сравнительной

среднеуглеродистой стали 45 (составы №1-№2, см. табл. 2.1).

Прокатку образцов проводили в один проход на стане "ДУО-280" и осуществляли их обработку по схеме: с контролируемой температурой прокатки (КП) и контролируемым охлаждением (КО).

Нагрев под прокатку осуществляли до температуры аустенитизации $1050 \pm 10^\circ\text{C}$, и далее образцы обрабатывали по следующим схемам моделирования:

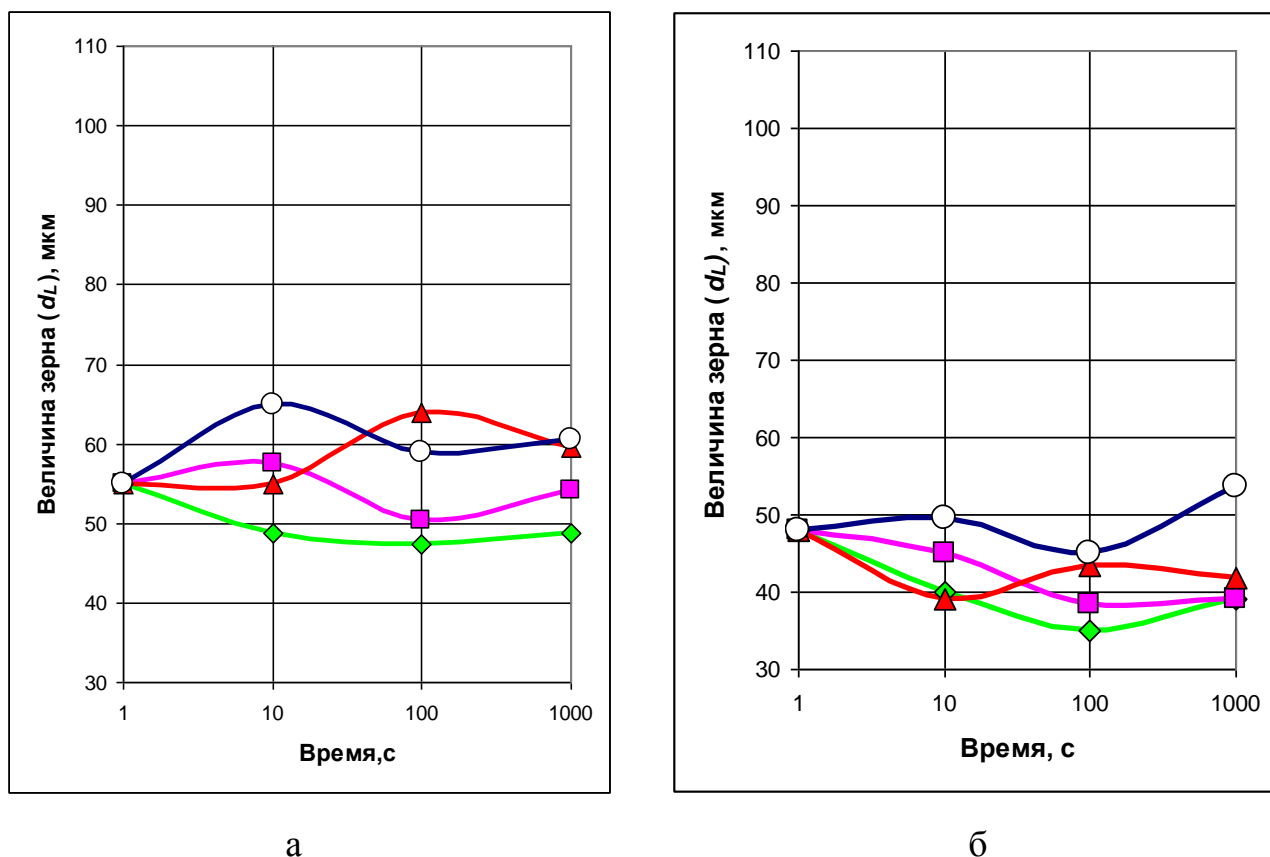
– процесса КП: охлаждение (в течение 30 с) в соляной ванне до температур 950, 900, 850 и 800°C , прокатка с последующей изотермической выдержкой в соляной ванне (1, 10, 100 и 1000 с) при температурах прокатки (950, 900, 850, 800°C) и охлаждение в воде;

– процесса КО: прокатка с последующей изотермической выдержкой (1, 10, 100 и 1000 с) в соляных ваннах с температурой 950, 900, 850 и 800°C и закалка в воде.

Известно [74], что сразу после горячей деформации, в процессе которой происходит динамическая рекристаллизация, состояние металла отличается от состояния после статической рекристаллизации повышенной плотностью несовершенств. В зависимости от длительности изотермических выдержек были установлены следующие закономерности изменения аустенитного зерна высокоуглеродистой стали.

Представленные на рис. 3.1 – 3.2 диаграммы свидетельствуют о нелинейном изменении величины зерна аустенита по мере снижения температуры и длительности изотермической выдержки после высокотемпературной деформации. Это изменение может быть обусловлено последовательным протеканием процессов метадинамической и повторной рекристаллизации и разной степенью их развития.

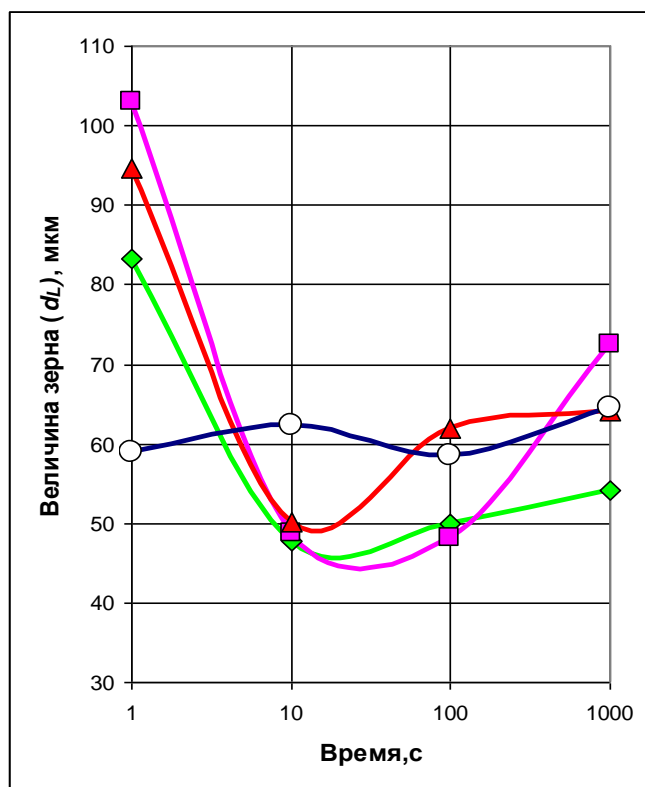
Известно [74], что по окончании горячей деформации, если динамически рекристаллизованный металл подвергать последеформационным выдержкам при температуре конца горячей деформации, то в нем должны протекать процессы статической полигонизации или статической рекристаллизации.



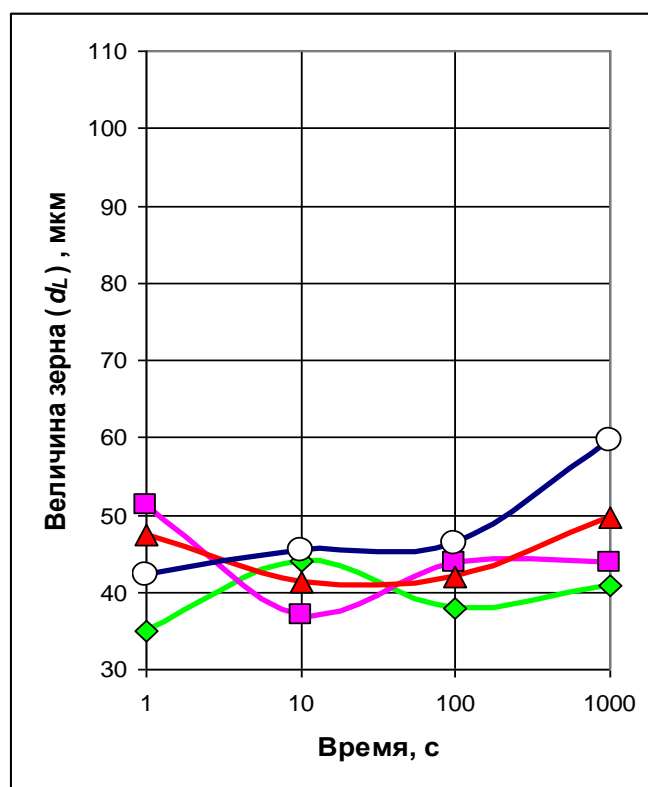
а – сталь 80; б – сталь 45;

Рисунок 3.1 – Зависимость среднего условного диаметра зерна (d_L) аустенита стали 80 и 45 от времени выдержки в изотермических средах с различной температурой (\blacklozenge –800 \blacksquare –850 \blacktriangle –900 \bullet –950, °C) при степени деформации 15% после контролируемого охлаждения.

На самом же деле в процессе изотермических последеформационных выдержек в горячедеформированном металле происходит измельчение зерен, это явление связывают с повторной рекристаллизацией, отличающейся от известного явления вторичной рекристаллизации, когда некоторые зерна, имеющие после первичной рекристаллизации выгодную ориентацию, растут за счет других зерен. Повторная рекристаллизация связана с формированием новых объемов (центров), способных к последующему росту за счет матрицы горячедеформированного металла, в которой в той или иной степени прошли процессы динамической рекристаллизации, но сохранилась повышенная плотность дислокаций [195].



а



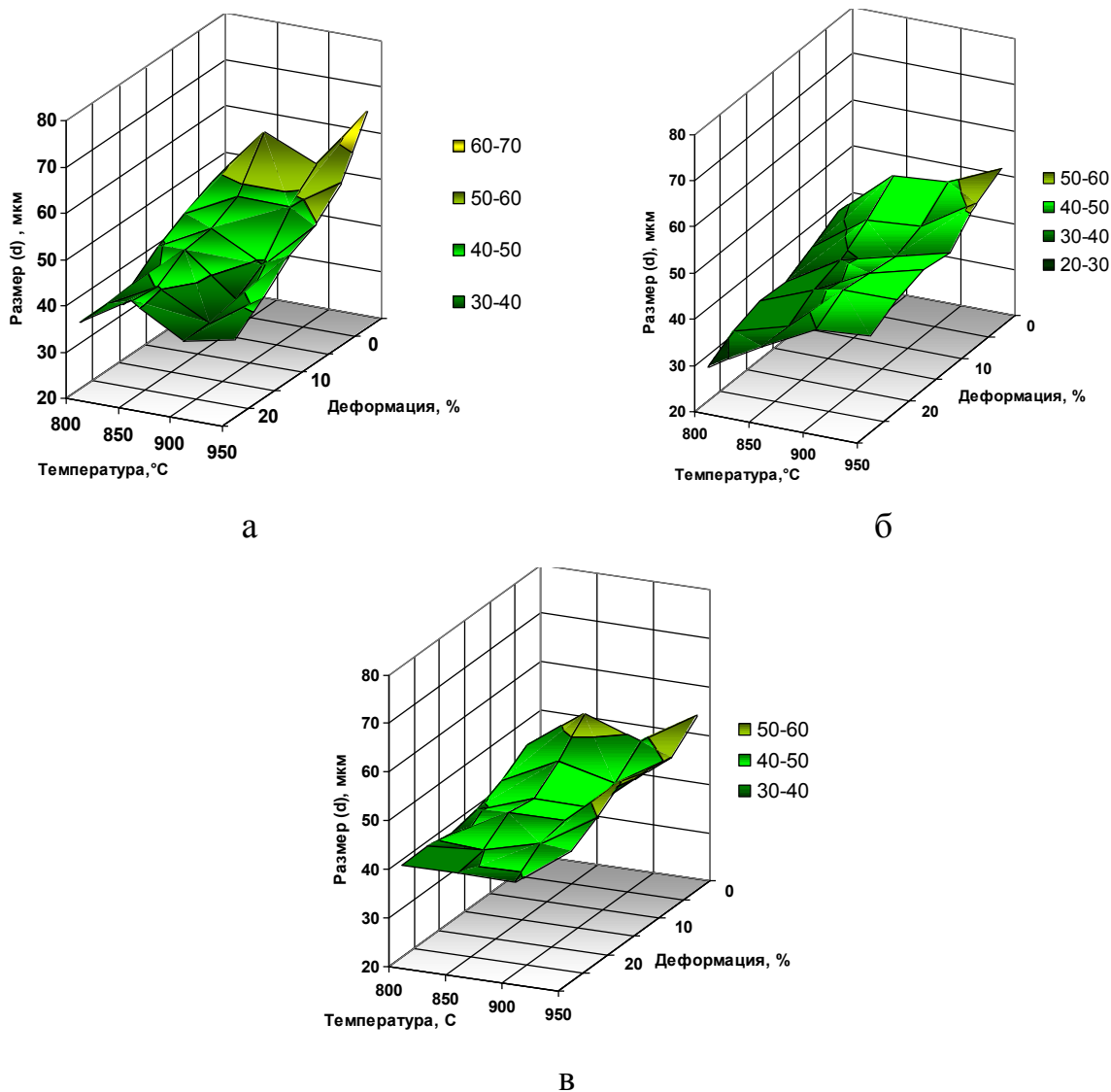
б

а – сталь 80; б – сталь 45;

Рисунок 3.2 – Зависимость среднего условного диаметра зерна (d_L) аустенита стали 80 и 45 от времени выдержки в изотермических средах с различной температурой (◆ – 800 °C, ■ – 850 °C, ▲ – 900 °C, ○ – 950 °C) при степени деформации 15% после прокатки с контролируемой температурой.

С увеличением степени деформации для стали 45 наблюдается измельчение зерен во всем диапазоне изотермических температур как при КО (рис. 3.3), так и при КП (рис. 3.4). Это связано, очевидно, с повышением плотности несовершенств кристаллической решетки и, как следствие, с появлением большего числа центров повторной рекристаллизации.

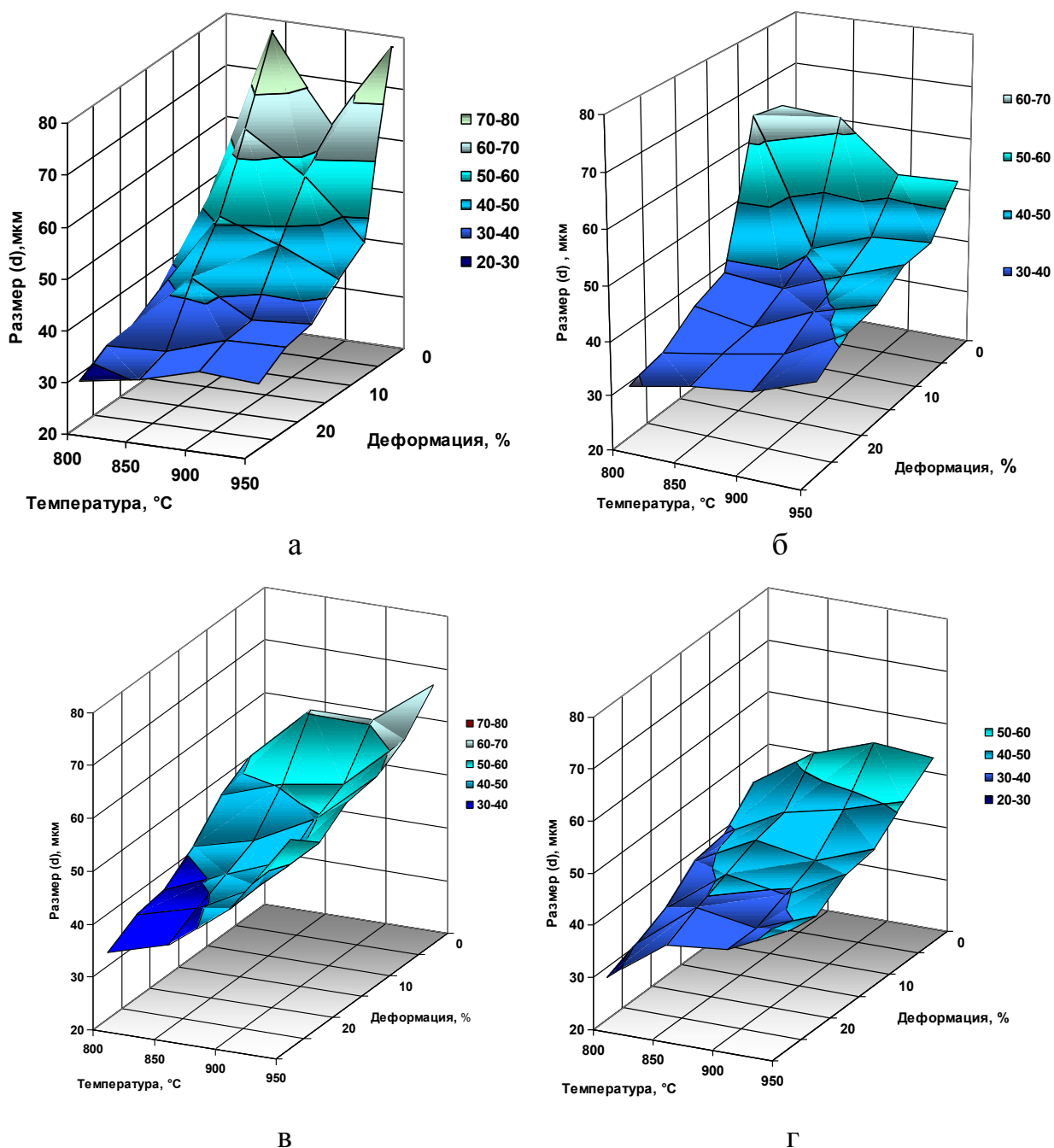
В зависимости от длительности изотермических выдержек были установлены следующие закономерности изменения размера аустенитного зерна. При температурах КП и КО 850 °C наиболее полно протекают процессы метадинамической, а при 900...950 °C – повторной рекристаллизации, развитие которой с повышением температуры интенсифицируется [76, 90, 196].



а – выдержка 10 с; б – выдержка 100 с; в – выдержка 1000 с;

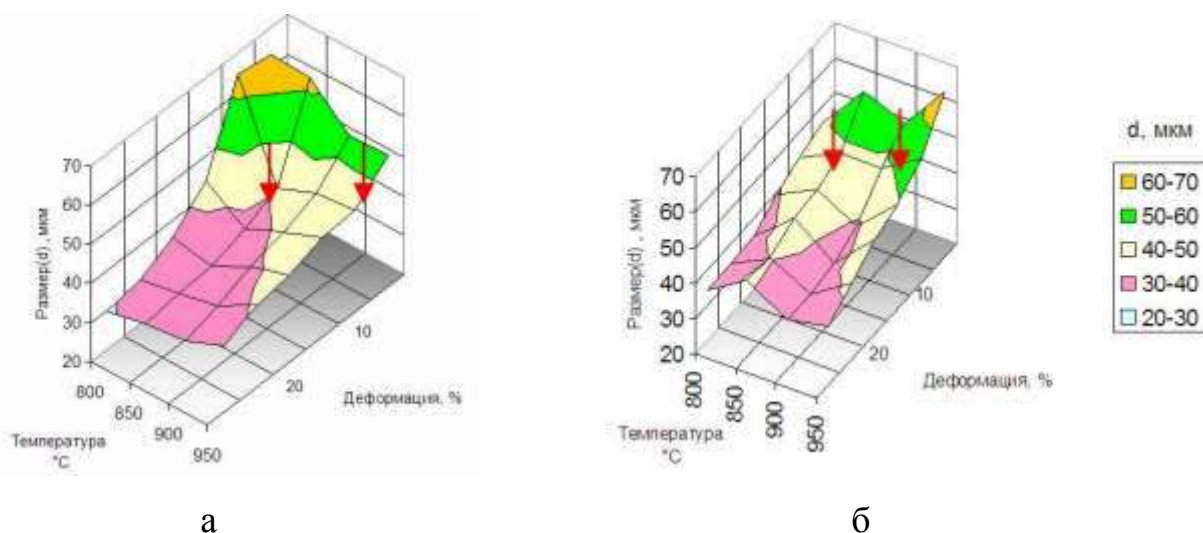
Рисунок 3.3 – Зависимость среднего условного диаметра зерна (d_L) стали 45 от степени деформации, температуры и времени изотермической выдержки после контролируемого охлаждения.

При изотермических выдержках КП и КО при температурах 850...950°C в интервале от 10 до 100 с происходит измельчение, а от 100 до 1000 с – укрупнение аустенитных зерен; при 800°C в интервале от 10 до 1000 с размер зерен стали 80 практически не изменяется, а в доэвтектоидной стали 45 происходит его измельчение (см. рис. 3.1 – 3.2), что обусловлено началом $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения.



а – выдержка 1 с; б – выдержка 10 с; в – выдержка 100 с; г – выдержка 1000 с;
 Рисунок 3.4 – Зависимость среднего условного диаметра зерна (d_L) стали 45 от степени деформации, температуры и времени изотермической выдержки после прокатки с контролируемой температурой.

При изотермической выдержке 10 с в случае КП образуется аустенитное зерно меньшего размера в более широком диапазоне температур, чем при КО (рис. 3.5). Это обусловлено протеканием в большей степени метадинамической рекристаллизации, измельчающей исходное аустенитное зерно [197, 198].



а – контролируемая температура прокати; б – контролируемое охлаждение;

Рисунок 3.5 – Зависимость среднего условного диаметра зерна (d_L) стали 45 от степени деформации и температуры изотермической выдержки в течение 10 секунд после прокатки с контролируемой температурой и контролируемого охлаждения.

При охлаждении образцов до температур КП (см. рис. 3.2) наблюдается укрупнение аустенитного зерна, что вызвано развитием собирательной рекристаллизации после термопластической деформации, обусловленной самим процессом подстуживания.

Следует отметить, что непосредственно после горячей деформации при прокатке с контролируемой температурой наблюдаются крупные вытянутые зерна аустенита, которые при последующей статической рекристаллизации измельчаются.

Сравнение различных процессов обработки показывает, что на начальных стадиях аустенитное зерно при прокатке с контролируемой температурой обладает большим размерным разбегом, чем при контролируемом охлаждении.

Установлено, что при всех видах обработок (КП или КО) в стали 80 размер аустенитного зерна больше, чем в стали 45 [196-198]. Это обусловлено интенсификацией процессов рекристаллизации при увеличении содержания углерода [199].

Поэтому для производства высокоуглеродистой стальной катанки (в частности для канатов и металлокорда) можно рекомендовать режимы ТМО, в которых прошли наиболее полно процессы повторной, но не начались процессы

собирающей рекристаллизации. Такие рекристаллизованные аустенитные зерна при последующем превращении дадут однородное действительное зерно и более дисперсную перлитную структуру.

3.2 Выводы

1. Установлено, что при температуре прокатки и контролируемого охлаждения 850°C наиболее полно протекают процессы метадинамической, а при $900\text{...}950^{\circ}\text{C}$ – повторной рекристаллизации, развитие которой с увеличением температуры интенсифицируется.

2. Выявлено, что в температурном интервале $850\text{...}950^{\circ}\text{C}$ при изотермических выдержках в течение от 10 до 100 с происходит измельчение, а при 1000 с – укрупнение аустенитных зерен.

3. Определено, что при температуре 800°C в интервале от 10 до 1000 с размер зерен стали 80 практически не изменяется, а в доэвтектоидной стали 45 происходит измельчение, что обусловлено началом $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения.

4. Установлено, что при контролируемой температуре прокатки образуется аустенитное зерно меньшего размера, чем при контролируемом охлаждении, что обусловлено протеканием метадинамической рекристаллизации, измельчающей зерно.

5. Сравнительными исследованиями сталей 80 и 45 выявлено, что при контролируемой температуре прокатки, а также при контролируемом охлаждении с увеличением количества углерода размер аустенитного зерна повышается, что обусловлено интенсификацией процессов повторной рекристаллизации.

6. Выявленные закономерности позволяют устанавливать при прокатке и охлаждении высокоуглеродистой стали нужный температурный интервал, необходимый для формирования аустенитного зерна, от размера которого при последующем распаде зависит образование перлита различной дисперсности.

РАЗДЕЛ 4

КИНЕТИКА ПРЕВРАЩЕНИЙ АУСТЕНИТА И ЗАКОНОМЕРНОСТИ СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЯ В НЕПРЕРЫВНОЛИТОЙ СТАЛИ 90 ПРИ НЕПРЕРЫВНОМ ОХЛАЖДЕНИИ И В ИЗОТЕРМИЧЕСКИХ УСЛОВИЯХ

4.1 Особенности структурообразования и фазовых превращений стали 90 после аустенитизации и последующего непрерывного охлаждения в широком диапазоне скоростей

В последние годы получили развитие направления по созданию материалов, снижающих металлоемкость готовых изделий, в частности, высокопрочный металлокорд, используемый в автомобильных шинах, при меньшем весовом количестве обладает более высоким уровнем выносливости и прочностных свойств. По прочностным характеристикам металлокорд разделяют на нормальной прочности, высокопрочный, сверхвысокопрочный и ультравысокопрочный [2, 200, 201]. Известно, что для кордовой катанки повышение прочностных свойств обеспечивается уменьшением межпластиночного расстояния в перлите, а именно снижением температуры начала превращения, а также увеличением содержания углерода и легирующих элементов [202]. Однако использование традиционных марок сталей с количеством углерода до 0,8% не может обеспечить повышенную прочность стальных проволочных изделий. Поэтому для обеспечения высокой прочности необходимо использовать дополнительное легирование или стали с содержанием углерода выше 0,9%. Однако повышение углерода может привести к формированию замкнутой цементитной сетки, а легирование (например, хромом) – к увеличению времени превращения.

Образование аустенита при нагреве и его превращение в процессе охлаждения связаны с изменением удельного объема. Следовательно, по изменению объема можно судить о температуре начала и конца превращения аустенита стали и его кинетике. Нагрев стали при термической обработке в

большинстве случаев имеет целью получение структуры аустенита. Высокий нагрев, вызывающий вторичную рекристаллизацию, ведет к сильному росту зерна аустенита.

Заэвтектоидные стали имеют исходную структуру: перлит + вторичный цементит; при этом в ряде случаев при некачественно проведенной горячей обработке давлением (прокатке), вторичный цементит расположен в виде сетки по границам перлитных зерен. Такая структура приводит к повышенной хрупкости стали и затрудняет ее механическую обработку. Поэтому, в первую очередь, необходимо избавиться от сетки вторичного цементита. Для этого заэвтектоидную сталь нагревают до температуры, при которой вторичный цементит полностью растворится, т. е. на $30..50^{\circ}\text{C}$ выше линии A_{c3} , это обычно $920...950^{\circ}\text{C}$ [119, 143, 164].

Известно, что превращения переохлажденного аустенита можно изучать либо в изотермических условиях при охлаждении в расплавах с заданной температурой, либо в процессе непрерывного охлаждения с различными скоростями. В работе [203] при изучении кинетики распада аустенита использовались образцы толщиной 1,5 мм. Диаграмма распада переохлажденного аустенита эвтектоидной стали говорит о том, что полученная диаграмма является изотермической, т. е. распад аустенита происходит при заданной температуре ванны, а температура начала равна температуре конца превращения. Это возможно только в том случае, если толщина образцов и применяемая охлаждающая среда позволяют переохлаждать их до температуры ванны без распада аустенита.

При построении диаграмм с использованием токопроводящих расплавов в качестве охлаждающих сред нет сведений, в которых бы была описана методика измерения температуры превращений и показано, что распад аустенита действительно происходит при достижении образцами заданных температур. Имеются сведения [204], что в связи с резким уменьшением скорости охлаждения образца при приближении его температуры к температуре охлаждающей среды во многих случаях невозможно точно установить температуру превращения.

Для выявления особенностей кинетики распада высокоуглеродистого аустенита стали 90, с целью определения рациональных режимов ТМО с контролируемым двухстадийным охлаждением катанки на прокатном и патентировании холоднволокоченной проволоки на метизном переделе, были проведены ниже приведенные исследования. Для достоверности сведений о кинетике распада аустенита и фазовых превращениях непрерывнолитой стали 90 исследования осуществляли, используя методы, дилатометрический и микроструктурный [118, 203-207].

Исходным материалом служила катанка диаметром 5,5 мм из непрерывнолитой стали 90 электросталеплавильного производства ОАО «БМЗ» (составы №3 и №4, см. табл. 2.1).

Результаты исследований и анализа микроструктуры стали 90К (состав №3, см. табл. 2.1) после различных скоростей охлаждения обобщены и представлены в виде термокинетической (рис. 4.1) и структурной диаграмм (рис. 4.2) [208, 209].

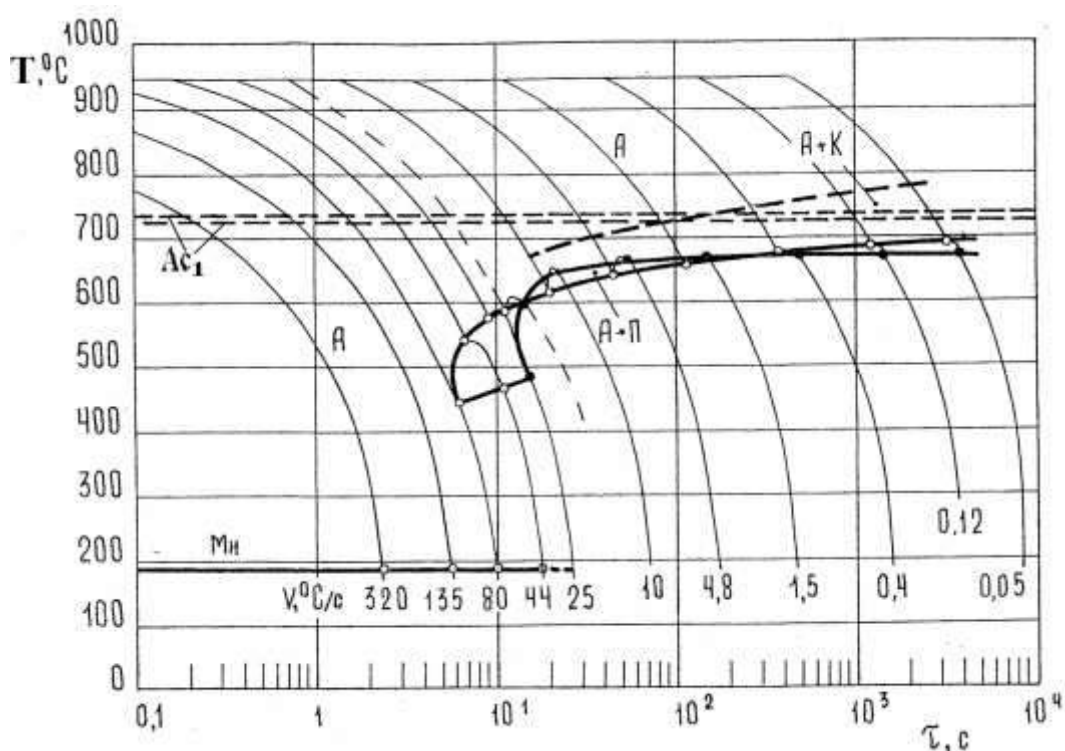


Рисунок 4.1 – Термокинетическая диаграмма распада аустенита стали 90К при непрерывном охлаждении в широком диапазоне скоростей.

Под кривыми охлаждения (см. рис. 4.1) приведены цифры, характеризующие среднюю скорость охлаждения ($V, ^\circ\text{C}/\text{с}$) в интервале температур от $950\dots 20^\circ\text{C}$. Светлые точки на диаграмме соответствуют началу, черные – концу превращения аустенита. Пунктирная кривая охлаждения на диаграмме – смоделированный технологический режим охлаждения катанки из стали 90К на транспортере Стелмор.

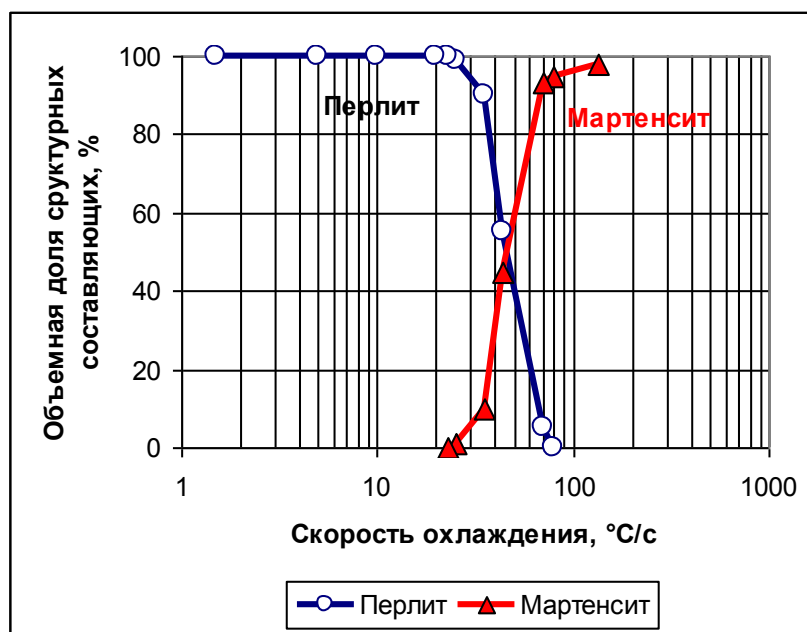


Рисунок 4.2 – Структурная диаграмма превращений аустенита стали 90К при непрерывном охлаждении.

4.1.1 Определение критических точек

Критическая точка A_{c1} для стали 90К определялась на dilatометре МД-83, образец диам. 4 мм с термопарой помещали в dilatометрический держатель, выполненный в виде запаянной с одной стороны кварцевой трубки. Dilатометрическая ячейка устанавливалась в зажим dilatометра, после этого надвигалась холодная печь сопротивления и нагревалась до 950°C со скоростью $200^\circ\text{C}/\text{час}$. По термограмме определяли среднюю скорость нагрева, а по

перегибам на дилатограммах – температуру критической точки. Результаты исследований образцов представлены в таблице 4.1. При быстром нагреве критические точки могут иметь значения в определенном интервале температур [210]. Критическая точка A_{c1} исследованной стали 90К, определенная как среднее значение, находится в интервале $725...735^{\circ}\text{C}$.

Таблица 4.1 – Результаты определения критической точки A_{c1} при нагреве стали 90К

Образец	Нагрев, $^{\circ}\text{C}/\text{час}$	A_{c1} , $^{\circ}\text{C}$
1	200	725...735
2	200	725...730
3	200	725...735
4	200	725...735

Температура начала мартенситного превращения определялась на dilatометре «АД-80». Процесс подготовки dilatометра к работе аналогичен, как и для dilatометра «МД-83», при этом использовался специальной формы открытый кварцевый держатель. В процессе исследований печь предварительно нагревалась до температуры 950°C , затем dilatометрическая ячейка с образцом помещалась в нагретую печь. Образец диам. 3 мм от комнатной температуры до температуры 950°C нагревался за 180 с, выдерживался при этой температуре в течение 180 с, а затем охлаждался в масляной или водяной ванне.

По записанной термограмме определяли скорость охлаждения в интервале температур $950...20^{\circ}\text{C}$, а по перегибам на дилатограмме определяли температуру начала мартенситного превращения. Температура начала мартенситного превращения M_n , определенная в процессе охлаждения в воде и масле (соответственно со скоростями $320^{\circ}\text{C}/\text{с}$ и $135^{\circ}\text{C}/\text{с}$), составляла 185°C (табл. 4.2). Температура конца мартенситного превращения в исследуемом интервале не зарегистрирована, т.к. находится в области отрицательных температур.

Таблица 4.2 – Результаты определения критической точки M_n для стали 90К

Образец	Нагрев, °С	Охлаждение, °С/с	M_n , °С
1	950	135	185
2	950	135	187
3	950	320	185
4	950	320	185

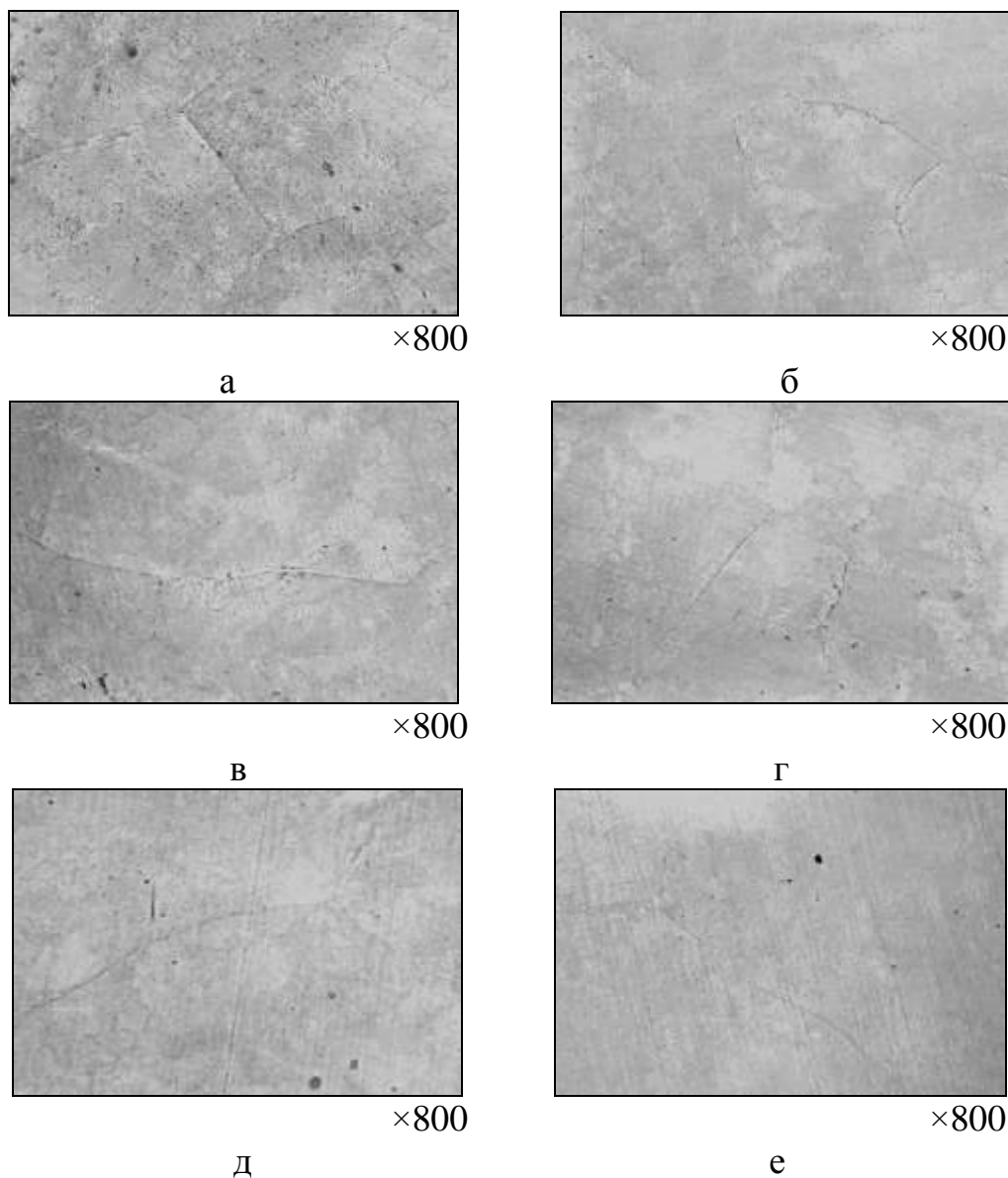
4.1.2 Образование структурно свободного цементита

Известно [118, 164, 210], что в процессе охлаждения заэвтектоидной стали из пересыщенного углеродом аустенита выделяется цементит ($A \rightarrow K$). Количество и характер выделений такого цементита зависит, в основном, от условий нагрева (температуры, времени) и скорости охлаждения. Цементитная сетка в стали 90К после различных скоростей охлаждения приведена на рис. 4.3.

Исходя из диаграммы Fe-C [210], равновесная растворимость углерода в аустените для стали с содержанием углерода 0,92%С равна температуре $\sim 780^\circ\text{C}$. При минимальной средней скорости охлаждения, равной $0,05^\circ\text{C}/\text{с}$, цементит выделяется в температурном интервале $780\dots 690^\circ\text{C}$. При этом свободный цементит выделяется в виде тонкой замкнутой цементитной сетки по границам аустенитных зерен (см. рис. 4.3, а). При средней скорости охлаждения $0,12^\circ\text{C}/\text{с}$ цементитная сетка выделяется аналогичным образом (см. рис. 4.3, б). С увеличением средней скорости охлаждения до $1,5^\circ\text{C}/\text{с}$ за счет уменьшения времени охлаждения и коэффициента диффузии углерода количество цементита в виде сетки по границам аустенитных зерен уменьшается (см. рис. 4.3, в, г).

При охлаждении со средней скоростью более $4,8^\circ\text{C}/\text{с}$ (см. рис. 4.3, д) количество цементита подавляется и наблюдаются лишь отдельные, локальные участки с остатками разорванной сетки (см. рис. 4.3, е).

При скоростях охлаждения более $10^{\circ}\text{C}/\text{c}$ выделений цементита нет. Так как с повышением скорости охлаждения диффузионная подвижность углерода подавляется, остатки цементитной сетки образуются только при скоростях менее $10^{\circ}\text{C}/\text{c}$ [211].



а – скорость $0,05^{\circ}\text{C}/\text{c}$; б – скорость $0,12^{\circ}\text{C}/\text{c}$; в – скорость $0,4^{\circ}\text{C}/\text{c}$;
г – скорость $1,5^{\circ}\text{C}/\text{c}$; д – скорость $4,8^{\circ}\text{C}/\text{c}$; е – скорость $10,0^{\circ}\text{C}/\text{c}$;

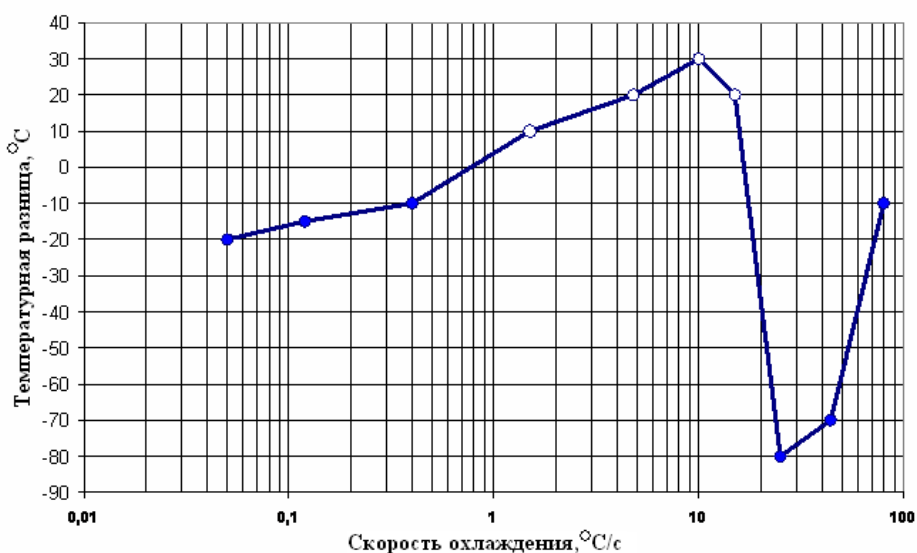
Рисунок 4.3 – Цементитная сетка стали 90К после аустенитизации и последующего непрерывного охлаждения с различной скоростью.

Анализ ТКД (см. рис. 4.1) показал, что на кинетику распада

переохлажденного аустенита оказывают влияние не только скорость охлаждения, но и, в процессе самого распада, явление рекалесценции. Это проявляется увеличением температуры при переохлаждении из-за того, что количество тепла, выделяющееся в результате превращения (скрытое тепло кристаллизации), больше отводимого [212].

В работе [213] показано, что для стали с содержанием количества углерода 0,64% и марганца 0,84% при скорости охлаждения $\sim 2^\circ\text{C}/\text{c}$ за счет тепла фазового превращения температура конца распада аустенита повышается до 645°C , что выше на 20°C температуры начала аустенитного превращения. Сведений о влиянии рекалесценции на кинетику превращения аустенита заэвтектоидных сталей нет.

Во время диффузионного распада аустенита стали 90К на перлит выделяемое тепло (рекалесценция) влияет как на скорость охлаждения, так и на кинетику распада. Так в интервале скоростей охлаждения от $1,5^\circ\text{C}/\text{c}$ до $10^\circ\text{C}/\text{c}$ (см. рис. 4.1) температура конца распада выше температуры начала на 10°C и 30°C соответственно (рис. 4.4).



—●— — снижение; —○— — приrost температуры конца превращения;

Рисунок 4.4 – Влияние рекалесценции на температурную разницу между началом и концом превращения аустенита стали 90К при непрерывном охлаждении.

Это объясняется интенсивной скоростью охлаждения и выделением значительного количества тепла при фазовом превращении, что приводит к рекалесценции образца [208]. В интервале скоростей охладений $0,40 \dots 0,05^\circ\text{C}/\text{с}$ температура начала распада аустенита повышается от 640°C до 690°C , а конца распада практически не меняется $660 \dots 670^\circ\text{C}$.

4.1.3 Распад по диффузионной кинетике

При скоростях охлаждения менее $25^\circ\text{C}/\text{с}$ распад переохлажденного аустенита осуществляется по диффузионной кинетике (см. рис. 4.2) с образованием перлитных структур различной дисперсности (рис. 4.5).

При скорости охлаждения $10^\circ\text{C}/\text{с}$ температура начала распада – 615°C . В процессе распада $\sim 80\%$ аустенита температура образца диам. 3 мм за счет рекалесценции повысилась до 650°C , заканчивается распад при температуре 645°C , что выше температуры начала распада на 30°C . Микроструктура в основном состоит из $\sim 90\%$ сорбитообразного перлита (см. рис. 4.5, а, б). Общее время распада аустенита составляет 8 с.

Дальнейшее уменьшение скорости охлаждения до $4,8^\circ\text{C}/\text{с}$ приводит к повышению температуры начала распада аустенита до 640°C . В процессе выделения тепла рекалесценции температура образца диам. 4 мм повышается и при температуре 660°C через 13 с распад заканчивается. Микроструктура – $85 \dots 90\%$ сорбитообразного перлита с единичными участками среднепластинчатого перлита (см. рис. 4.5, в, г).

При скорости охлаждения $1,5^\circ\text{C}/\text{с}$ температура начала распада соответствует 660°C , а конца – 670°C , что обеспечивается за счет снижения проявления эффекта рекалесценции. Время распада аустенита увеличивается до 30 с. Микроструктура – сорбитообразный и тонкопластинчатый перлит с отдельными участками среднепластинчатого перлита (см. рис. 4.5, д).



×800

а



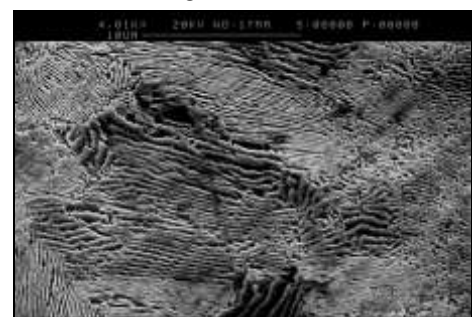
×4000

б



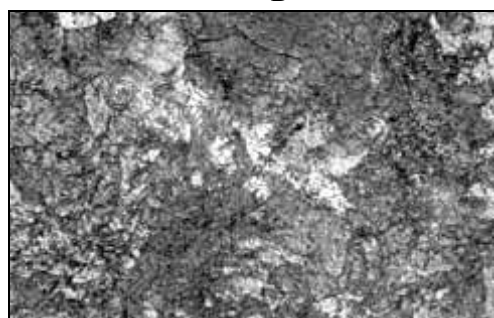
×800

в



×4000

г



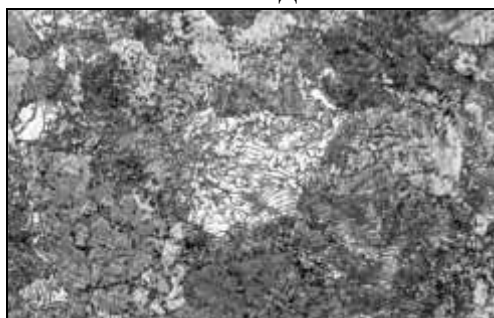
×800

д



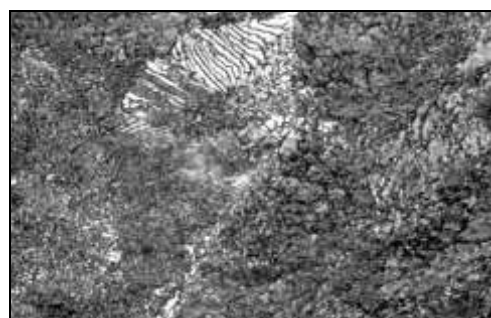
×800

е



×800

ж



×800

з

а, б – скорость $10,0^{\circ}\text{C}/\text{с}$; в, г – скорость $4,8^{\circ}\text{C}/\text{с}$; д – скорость $1,5^{\circ}\text{C}/\text{с}$;
 е – скорость $0,4^{\circ}\text{C}/\text{с}$; ж – скорость $0,12^{\circ}\text{C}/\text{с}$; з – скорость $0,05^{\circ}\text{C}/\text{с}$;

Рисунок 4.5 – Микроструктура стали 90К после аустенитизации и последующего непрерывного охлаждения с различной средней скоростью.

При средней скорости охлаждения $0,4^{\circ}\text{C}/\text{с}$ переохлажденный аустенит распадается практически в изотермических условиях, температура начала распада – 680°C , а конца – 670°C . Время распада аустенита – 75 с. Микроструктура состоит из сорбитообразного, тонкопластинчатого и отдельных участков среднепластинчатого перлита 5...6 балла (см. рис. 4.5, е).

При охлаждении со скоростью $0,12^{\circ}\text{C}/\text{с}$ температура начала распада повысилась до 685°C . Эта температура поддерживается при распаде 75...80% аустенита за счет тепла фазового превращения. Уменьшение количества распадающегося аустенита при дальнейшем охлаждении приводит к снижению температуры конца распада до 670°C . Общее время распада аустенита – 120 с. Микроструктура – сорбитообразный и тонкопластинчатый перлит, а также до 25% среднепластинчатого перлита в виде отдельных крупных колоний (см. рис. 4.5, ж).

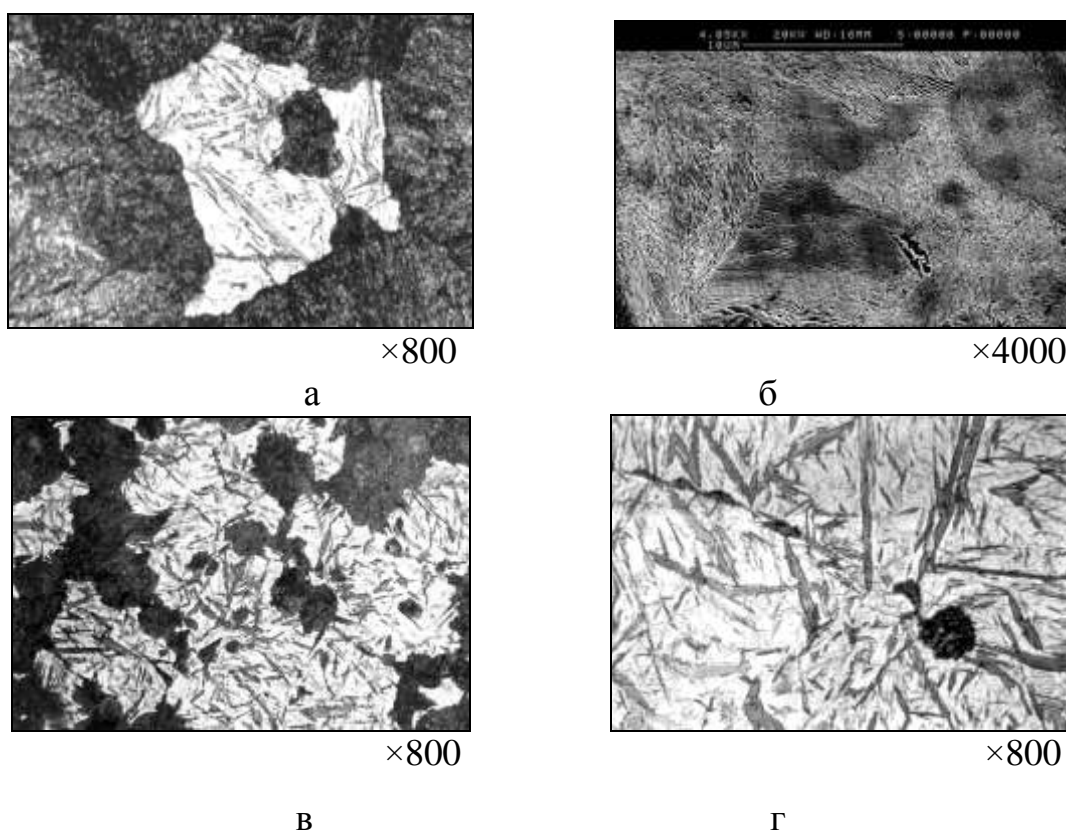
Минимальная скорость охлаждения была $0,05^{\circ}\text{C}/\text{с}$, использовался образец диам. 5 мм. Распад начинается при температуре 690°C . Данная температура сохраняется при распаде до 60% аустенита. При дальнейшем охлаждении температура понижается и при 670°C через 240 с распад заканчивается. Микроструктура – перлит сорбитообразный, тонкопластинчатый и крупные участки среднепластинчатого (см. рис. 4.5, з).

Среднее межпластиночное расстояние в перлите при скоростях охлаждения $4,8^{\circ}\text{C}/\text{с}$, $10^{\circ}\text{C}/\text{с}$ и $25^{\circ}\text{C}/\text{с}$ составляет соответственно 0,23 мкм, 0,16 мкм и 0,13 мкм.

4.1.4 Распад по смешанной кинетике и сдвиговому механизму

В интервале скоростей охлаждения от $25^{\circ}\text{C}/\text{с}$ до $80^{\circ}\text{C}/\text{с}$ распад аустенита протекает по смешанной кинетике (см. рис. 4.2). Использовались образцы диам. 4 мм и различные охлаждающие условия. Охлаждение со скоростью $25^{\circ}\text{C}/\text{с}$ приводит к распаду 97...99% аустенита по диффузионной кинетике (рис. 4.6). В

этом случае распад начинается при 575°C и за счет рекалесценции температура повышается до 590°C . Уменьшение количества тепла при дальнейшем распаде уже малого количества аустенита в процессе охлаждения приводит к понижению температуры. При 490°C превращение аустенита тормозится и в процессе дальнейшего охлаждения (при 185°C) распадается с образованием игольчатого мартенсита. Время распада – 3,7 с. В этом случае микроструктура (см. рис. 4.6, а, б) состоит из сорбитообразного перлита и игольчатого мартенсита ($\sim 1\%$).



а, б – скорость $25^{\circ}\text{C}/\text{с}$; в – скорость $44^{\circ}\text{C}/\text{с}$; г – скорость $80^{\circ}\text{C}/\text{с}$;

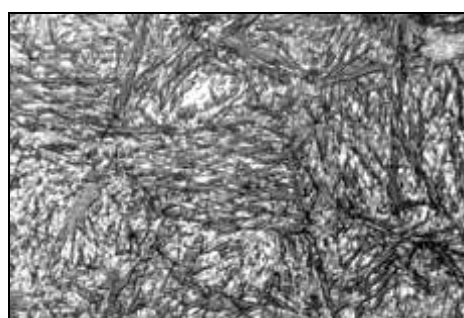
Рисунок 4.6 – Микроструктура стали 90К после аустенитизации и последующего непрерывного охлаждения с различной средней скоростью.

При снижении скорости охлаждения до $44^{\circ}\text{C}/\text{с}$ температура начала распада аустенита по диффузионной кинетике снижается до 540°C . При этом первые перлитные колонии зарождаются на границах аустенитных зерен и в процессе дальнейшего роста они приобретают форму, близкую к равновесной. Аустенит

распадается с образованием высокодисперсной структуры – троостита, имеющего изрезанную и игольчатую границу роста. В работе [210, 214] показано, что троостит является смесью дисперсных пластинок феррита и цементита. При температуре 470°C распад аустенита тормозится. Дальнейший распад при температуре 185°C – по сдвиговому механизму. Время распада – 1 с. В этом случае микроструктура состоит из сорбитообразного перлита (40...50%) и троостита, мартенсита и остаточного аустенита (см. рис. 4.6, в).

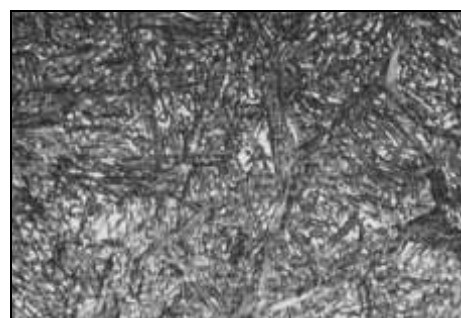
При охлаждении со средней скоростью $80^{\circ}\text{C}/\text{с}$ переохлажденный аустенит начинает распадаться с образованием перлита в интервале температур $460\text{-}470^{\circ}\text{C}$. При охлаждении ниже 450°C превращение не идет, о чем свидетельствует отсутствие перегибов на дилатограммах, а при температуре 185°C распад идет по сдвиговому механизму. Микроструктура состоит из сорбитообразного перлита (3...5%), мартенсита и остаточного аустенита (см. рис. 4.6, г).

При скоростях охлаждения более $80^{\circ}\text{C}/\text{с}$ распад аустенита (образец диам. 3 мм) происходит по сдвиговому механизму с образованием игольчатого мартенсита. При скоростях охлаждения $135^{\circ}\text{C}/\text{с}$ (рис. 4.7, а) и $320^{\circ}\text{C}/\text{с}$ (рис. 4.7, б) образование мартенсита начинается при 185°C . В процессе дальнейшего охлаждения при распаде аустенита выделяется значительное количество тепла, что приводит к уменьшению скорости охлаждения образца в 2...3 раза.



×800

а



×800

б

а – скорость $135^{\circ}\text{C}/\text{с}$; б – скорость $320^{\circ}\text{C}/\text{с}$;

Рисунок 4.7 – Микроструктура стали 90К после аустенитизации и последующего охлаждения с различной средней скоростью.

Так как температура конца мартенситного превращения находится в области отрицательных температур, то при комнатной температуре (20°C) сохраняется 5...8% остаточного аустенита в виде прослоек между мартенситными иглами. Следует отметить, что для стали 90К во всем интервале исследуемых скоростей охлаждения структура бейнита не обнаружена.

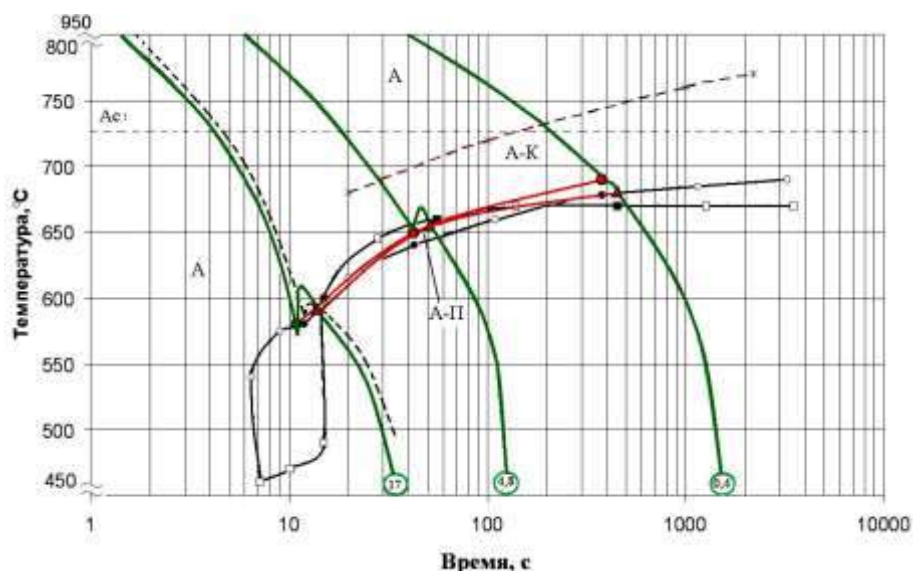
4.1.5 Влияние химического состава на особенности кинетики распада высокоуглеродистого аустенита

Для выявления влияния химического состава стали 90, в частности углерода, марганца и хрома, на кинетику распада высокоуглеродистого аустенита с целью определения рациональных режимов контролируемого двухстадийного охлаждения катанки и режима патентирования проволоки были проведены ниже приведенные сравнительные исследования для стали 90Б (состав №4, см. табл. 2.1).

Критическая точка A_{c1} для стали 90Б равна $730...745^{\circ}\text{C}$, это несколько выше по сравнению с критическими точками стали 90К [201, 215, 216]. Температура начала мартенситного превращения равна 185°C .

Для определения рациональных режимов ускоренного охлаждения (от температуры 950°C до комнатной температуры), которые наиболее характерны и обеспечиваются технологическими возможностями охлаждения катанки на транспортере Стелмор (см. рис. 2.4), кинетика распада аустенита исследовалась в скоростном интервале $0,4...17^{\circ}\text{C}/\text{с}$. Для большей наглядности распад аустенита для исследуемых скоростей приведен в температурном интервале $800...450^{\circ}\text{C}$.

Сравнительными исследованиями установлено влияние уменьшения содержания углерода до 0,87% и марганца до 0,3% при увеличении содержания хрома до 0,23% на особенности фазовых превращений стали 90 при охлаждении со скоростями $0,4^{\circ}\text{C}/\text{с}$, $4,8^{\circ}\text{C}/\text{с}$ и $17^{\circ}\text{C}/\text{с}$ (рис. 4.8).



(—●—, —▲—) — сталь 90Б; (—○—, —□—) — сталь 90К; (—●—, —○—) — начало аустенитного превращения; (—▲—, —□—) — конец аустенитного превращения;

Рисунок 4.8 – Кинетика распада аустенита в высокоуглеродистых сталях 90Б и 90К в скоростном интервале $0,4 \dots 17^\circ\text{C}/\text{с}$.

При скорости охлаждения $0,4^\circ\text{C}/\text{с}$ переохлажденный аустенит стали 90Б распадается практически в изотермических условиях, температура начала распада – 690°C , а температура конца – 680°C . Время распада аустенита составило 75 с. Микроструктура образцов состоит из сорбитообразного перлита, отдельных участков среднепластинчатого перлита 5...6 балла (рис. 4.9, а, б). Кроме этого, в микроструктуре образцов наблюдаются отдельные фрагменты ферритной сетки, в основном, на границе стыков перлитных колоний (рис. 4.9, в).

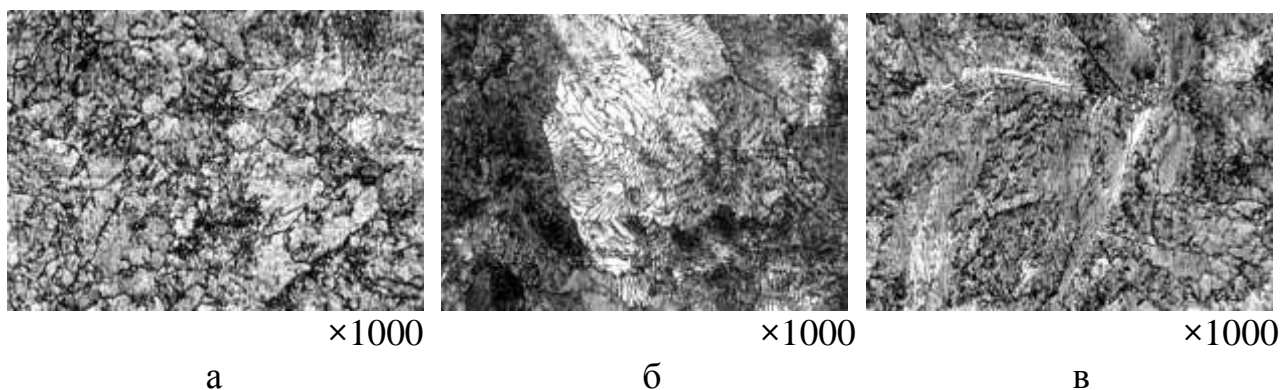


Рисунок 4.9 – Микроструктура стали 90Б после непрерывного охлаждения со средней скоростью $0,4^\circ\text{C}/\text{с}$.

Установлено, что при средней скорости охлаждения $0,4^{\circ}\text{C}/\text{с}$ в стали 90Б температура аустенитного превращения (начала и конца) выше на 10°C , чем в стали 90К.

С увеличением скорости охлаждения до $4,8^{\circ}\text{C}/\text{с}$ температура начала распада в стали 90Б понижается до 650°C , что на 10°C выше по сравнению 90К. В процессе охлаждения за счет большой скорости распада аустенита температура образца при степени распада 70...80% повысилась до 670°C . Снижение количества выделения тепла при распаде оставшегося аустенита способствовало понижению температуры образца до 655°C .

Таким образом, температурный интервал распада аустенита с учетом тепла фазового превращения при охлаждении со средней скоростью $4,8^{\circ}\text{C}/\text{с}$ составляет $650...670^{\circ}\text{C}$, что на 10°C выше температуры распада аустенита стали 90К. Микроструктура образцов состоит из сорбитообразного и пластинчатого перлита (рис. 4.10, а, б) с отдельными фрагментами ферритной сетки (рис. 4.10, в).

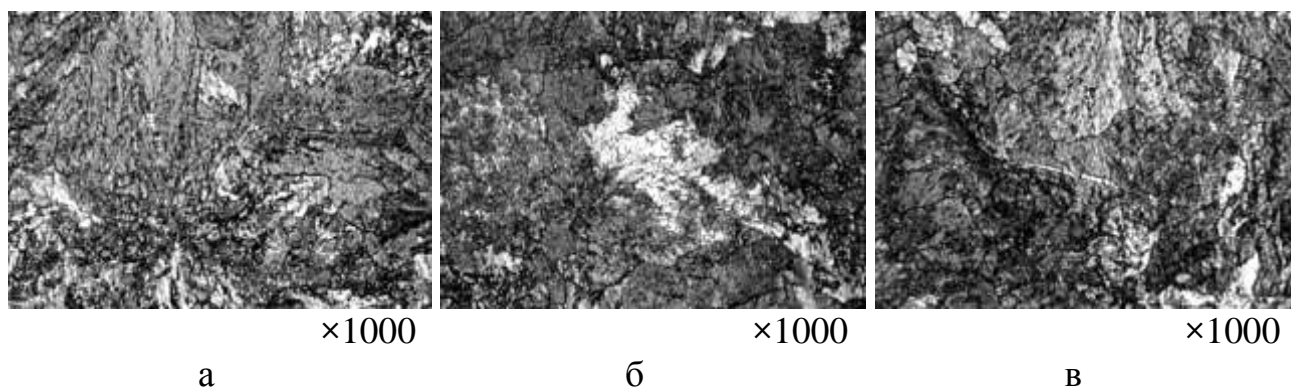


Рисунок 4.10 – Микроструктура стали 90Б после непрерывного охлаждения со средней скоростью $4,8^{\circ}\text{C}/\text{с}$.

В процессе охлаждения со скоростью $\sim 17^{\circ}\text{C}/\text{с}$ переохлажденный аустенит начинает распадаться при температуре 580°C с образованием пластинчатого перлита. Выделение значительного количества тепла при фазовом превращении приводит при распаде до 60% аустенита к разогреву до температуры 605°C . При дальнейшем охлаждении за счет уменьшения скорости распада температура

образца понижается и при температуре 590°C распад заканчивается. Время распада всего аустенита составляет не более 3 с. Микроструктура образцов состоит из пластинчатого перлита 1 балла – сорбитообразного (рис. 4.11, а), при этом в локальных участках наблюдались бейнитные структуры (рис. 4.11, б).

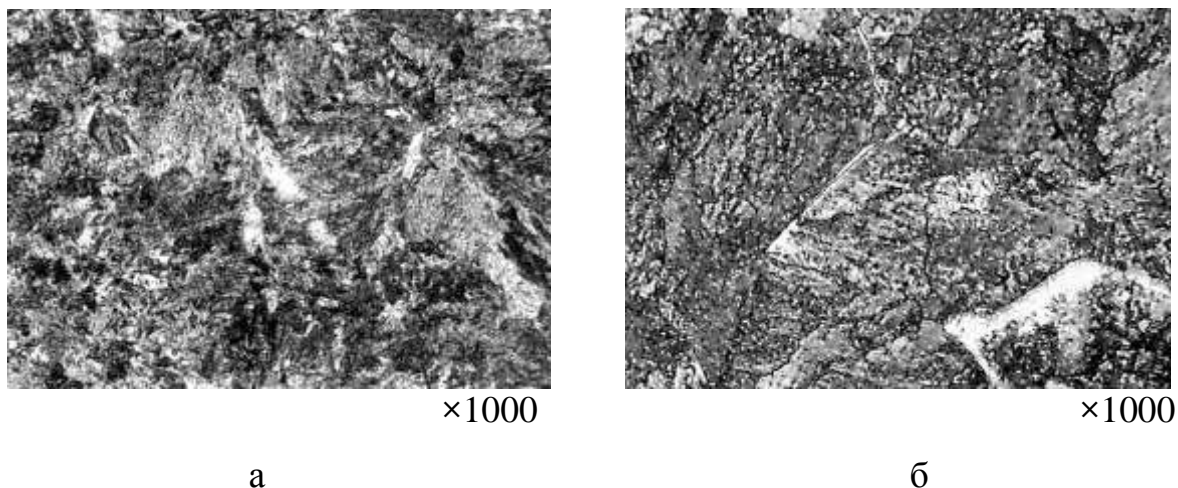
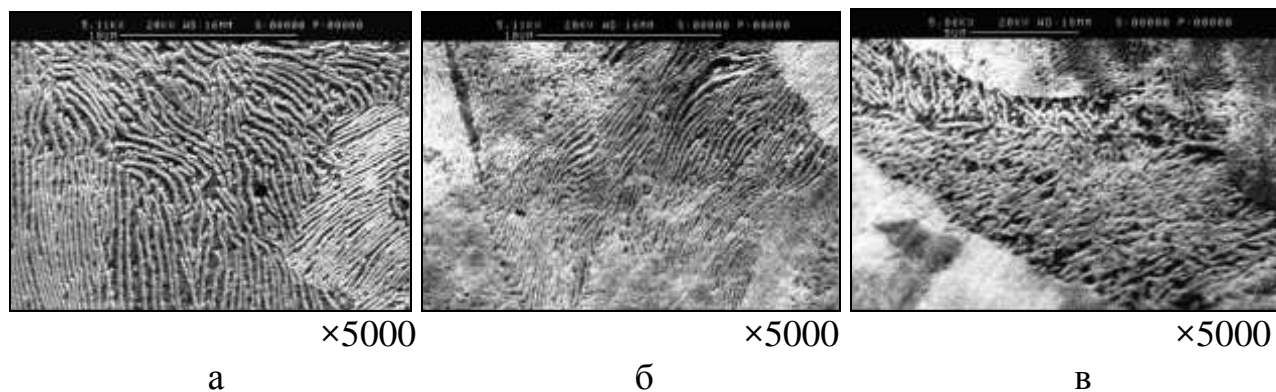


Рисунок 4.11 – Микроструктура стали 90Б после непрерывного охлаждения со средней скоростью $17^{\circ}\text{C}/\text{с}$.

В результате исследований установлено, что при средней скорости непрерывного охлаждения $15...17^{\circ}\text{C}/\text{с}$ уменьшение в стали 90 содержания углерода до 0,87% и марганца до 0,3% при увеличении содержания хрома до 0,23% приводит к устойчивости переохлажденного аустенита, что проявляется снижением конца превращения на 10°C .

Микроструктурные исследования под световым микроскопом показали, что при диффузионном распаде в структуре высокоуглеродистой опытной 90Б и стали 90К особых значительных отличий нет [217, 218]. Исследование характерной тонкой структуры стали 90Б после непрерывного охлаждения с различными скоростями приведено выше. (рис. 4.12).

Сравнительными металлографическими исследованиями дисперсности перлита (табл. 4.3) показано, что с увеличением скорости охлаждения межпластиночное расстояние в перлите стали 90 уменьшается.



а – скорость $0,4^{\circ}\text{C}/\text{с}$; б – скорость $4,8^{\circ}\text{C}/\text{с}$; в – скорость $17^{\circ}\text{C}/\text{с}$;

Рисунок 4.12 – Микроструктура стали 90Б после непрерывного охлаждения с различной средней скоростью.

В стали 90Б при скорости охлаждения $0,4^{\circ}\text{C}/\text{с}$ среднее межпластиночное расстояние в перлите больше на 6%, чем в 90К, а при $17^{\circ}\text{C}/\text{с}$ – меньше на 14%. Это объясняется различной температурой конца аустенитного распада, которая при охлаждении со скоростью $0,4^{\circ}\text{C}/\text{с}$ выше, а при $17^{\circ}\text{C}/\text{с}$ ниже на 10°C (см. рис. 4.8). При скорости охлаждения $4,8^{\circ}\text{C}/\text{с}$ дисперсность перлита практически одинакова [219, 220].

Таблица 4.3 – Межпластиночное расстояние в перлите (S , мкм) и микротвердость (HV_{200} , $\text{H}/\text{мм}^2$) высокоуглеродистой стали (средние значения) после охлаждения с различными скоростями

Марка стали	Скорость охлаждения, $^{\circ}\text{C}/\text{с}$					
	0,4		4,8		15...17	
	S	HV_{200}	S	HV_{200}	S	HV_{200}
90К	0,2763	3150	0,2312	3250	0,1554	3400
90Б	0,2923	3100	0,2241	3280	0,1365	3700

Дюрометрическими исследованиями (рис. 4.13) показано, что микротвердость в стали 90Б при скорости охлаждения $15...17^{\circ}\text{C}/\text{с}$ имеет более высокие значения в сравнении со сталью 90К.

С повышением скорости охлаждения из-за уменьшения межпластиночного расстояния в перлите средние значения микротвердости (см. табл. 4.3) повышаются. В стали 90Б при скорости охлаждения $17^{\circ}\text{C}/\text{c}$ наличие бейнитных участков (см. рис. 4.12, в) приводит к увеличению значений числа микротвердости (см. табл. 4.3) в сравнении с 90К.

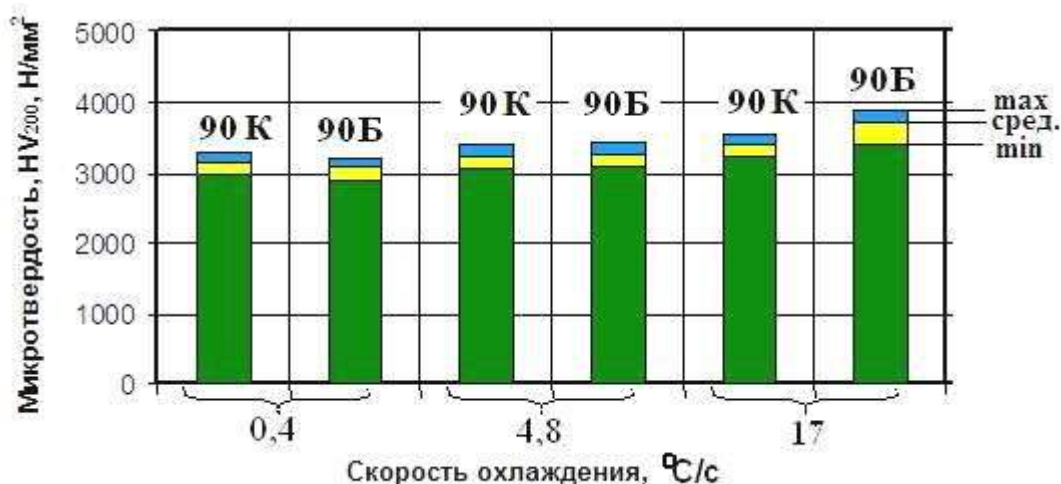


Рисунок 4.13 – Микротвердость высокоуглеродистой стали марки 90К и 90Б после непрерывного охлаждения с различной скоростью.

4.1.6 Моделирование процесса контролируемого охлаждения высокоуглеродистой катанки 90 в процессе термомеханической обработки

Известно, что легирующие элементы влияют на дисперсность перлита. Марганец увеличивает, а хром уменьшает межпластиночное расстояние [221, 222]. Поэтому увеличение содержания хрома при уменьшении содержания марганца приводит к уменьшению межпластиночного расстояния в перлите (см. табл. 4.3).

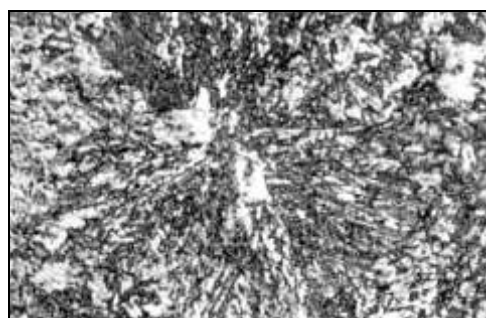
При моделировании заводской технологии регулируемого охлаждения катанки (стали 90К и 90Б) образцы нагревали до 950°C , выдерживали 180 с и охлаждали до 550°C со средней скоростью $15^{\circ}\text{C}/\text{c}$, дальнейшее охлаждение в

течение 20 с осуществляли со средней скоростью $3...5^{\circ}\text{C}/\text{с}$. После этого образцы охлаждали на спокойном воздухе. На ТКД (см. рис. 4.8) моделируемый режим показан черной пунктирной кривой охлаждения.

Выявлено, что при охлаждении образцов со средней скоростью $15^{\circ}\text{C}/\text{с}$ в интервале температур $950...550^{\circ}\text{C}$ переохлажденный аустенит начинает распадаться при температуре 580°C по диффузионному механизму на пластинчатый перлит.

Выделение тепла фазового превращения приводит к разогреву образца при распаде $80...90\%$ (аустенита) до температуры 605°C . При дальнейшем охлаждении за счет уменьшения количества оставшегося аустенита температура понижается и распад заканчивается в стали 90К при 595°C , а в 90Б – при 585°C .

Дальнейшее охлаждение со средней скоростью $4^{\circ}\text{C}/\text{с}$ в температурном интервале $550...450^{\circ}\text{C}$ не приводит к структурным изменениям. Распад аустенита полностью протекает по диффузионной кинетике. Микроструктура (рис. 4.14) образцов состоит из сорбитообразного пластинчатого перлита 1-го балла, при этом цементная сетка, бейнитные и мартенситные структуры независимо от дальнейшей скорости охлаждения отсутствуют [200, 211, 223].



×800

а



×4000

б

Рисунок 4.14 – Микроструктура стали 90 после аустенитизации и последующего непрерывного охлаждения со скоростью $15^{\circ}\text{C}/\text{с}$ до 550°C .

Сравнительный анализ полученных результатов показал, что охлаждение по заводской технологии практически соответствует скорости непрерывного

охлаждения $10...12^{\circ}\text{C}/\text{с}$ на ТКД (см. рис. 4.1). Поэтому при повышении начальной технологической скорости охлаждения катанки диаметром 5,5 мм из стали 90 до $20...25^{\circ}\text{C}/\text{с}$ температурный интервал распада аустенита по диффузионной кинетике будет составлять $580...615^{\circ}\text{C}$, что соответствует на ТКД (см. рис. 4.1) скорости охлаждения $13...15^{\circ}\text{C}/\text{с}$.

Таким образом, изучены и установлены закономерности кинетики превращения аустенита и особенности формирования структуры стальной катанки 90 различного химического состава после различных скоростей охлаждения [215].

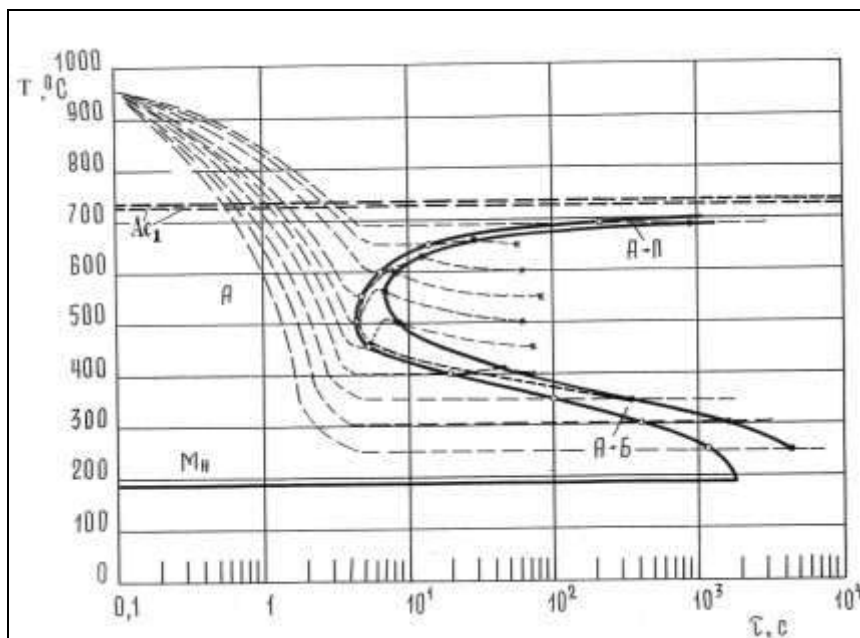
4.2 Особенности структурообразования и распада аустенита стали 90 при различных изотермических выдержках

Процесс патентирования холоднодеформированной высокоуглеродистой проволоки для дальнейшей деформации является, по существу, одним из вариантов ТМО [74]. Микроструктура патентированной заготовки является критерием пригодности металла к дальнейшей переработке (волочению). Поэтому особенности структурообразования при распаде аустенита стали 90 в изотермических условиях представляют научный и практический интерес. Особенности превращения аустенита непрерывнолитой стали 90К (состав №3, см. табл. 2.1) изучали на основании анализа дилатограмм, а также микроструктурных и дюрOMETрических исследований.

Результаты исследований превращений аустенита стали 90К в изотермических условиях представлены в виде изотермической диаграммы (рис. 4.15) [208, 216, 224, 225].

Установлено, что в изотермических условиях во всем интервале исследуемых температур выделение цементита по границам бывших аустенитных зерен отсутствует. Это объясняется тем, что скорость охлаждения образцов до

температур изотермической ванны составляла более $37^{\circ}\text{C}/\text{с}$, что, согласно ТКД (см. рис. 4.1), при скоростях выше $10^{\circ}\text{C}/\text{с}$ образование цементитной сетки подавляется.



—o— — начало превращения; —•— — конец превращения аустенита;
—x— — достижение температуры изотермической ванны;

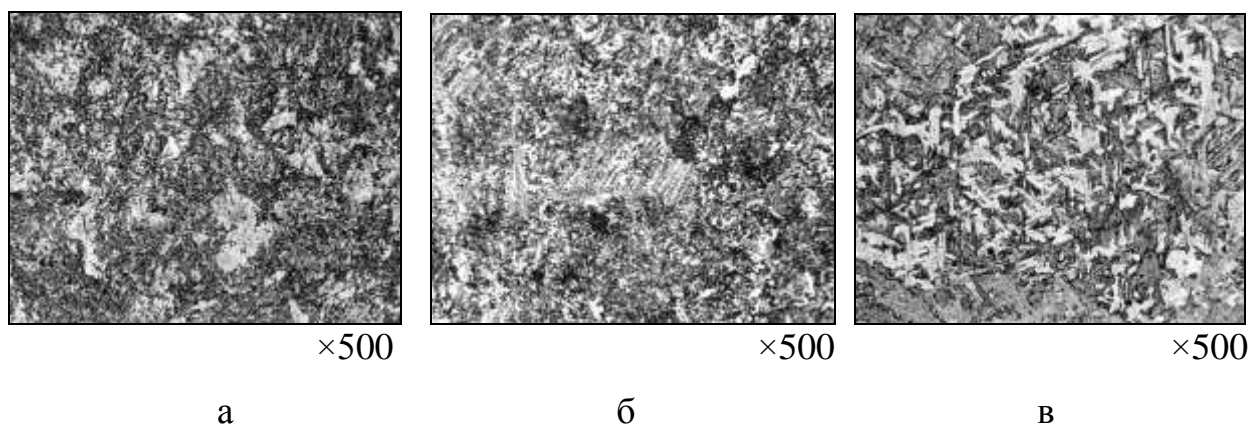
Рисунок 4.15 – Изотермическая диаграмма распада аустенита стали 90К при различных изотермических выдержках.

Анализ ИЗД (см. рис. 4.15) показал, что при температурах ниже A_{c1} устойчивость переохлажденного аустенита зависит от температуры изотермической выдержки.

При температуре 500°C наблюдается минимальная устойчивость аустенита. Переохлажденный до температуры 500°C аустенит начинает распадаться через 4,2 с, и заканчивает – при 580°C . Так как в процессе фазового превращения выделяется большое количество тепла, это приводит к разогреву образца на 80°C . Общее время распада составило 2,4 с. В процессе дальнейшей выдержки образец охлаждался и принял температуру изотермической ванны через 56 с. Структура при этих температурных условиях – сорбитообразный перлит (рис. 4.16, а).

С понижением температуры до 450°C кинетика распада изменяется мало.

Распад начинается при температуре 450°C через 5,0 с и заканчивается при 495°C . За счет большего переохлаждения часть выделяемого тепла фазового превращения поглощается изотермической средой, и рекалесценция приводит к разогреву на 45°C . Общее время распада – 3,3 с. Образец достигает температуры изотермической ванны в течение 71 с. Структура – сорбит, троостит и отдельные колонии верхнего игольчатого бейнита (рис. 4.16, б).



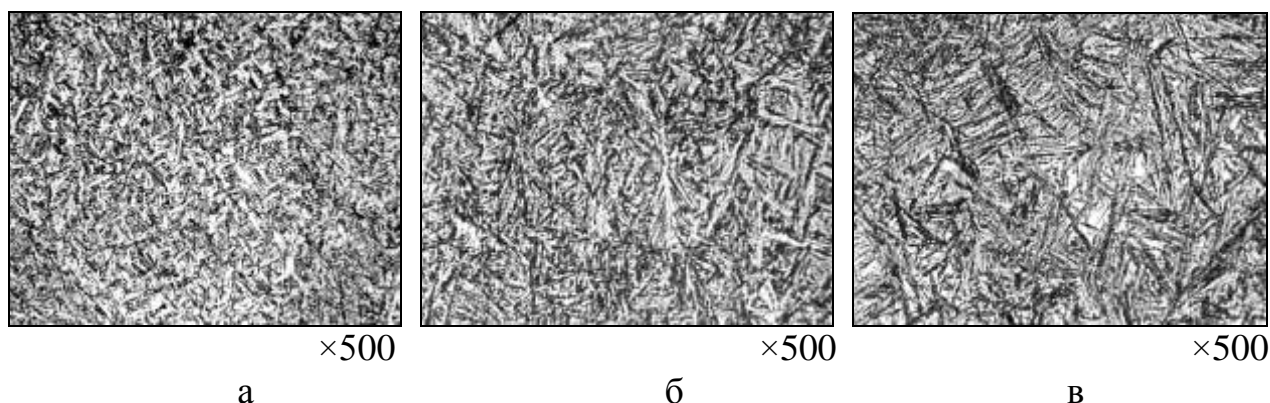
а – температуры $500\dots550^{\circ}\text{C}$; б – температура 450°C ;
в – температура 400°C ;

Рисунок 4.16 – Микроструктура стали 90К после аустенитизации и последующей изотермической выдержки при различных температурах.

Существенное повышение устойчивости аустенита наблюдается при температуре изотермической ванны, равной 400°C . При этом аустенит начинает испытывать фазовое превращение через 18 с, а заканчивается распад через 46 с. Общее время распада аустенита увеличилось до 28 с. За счет значительного отвода тепла рекалесценция образца составила всего 5°C . Структура после такой обработки состоит из бейнита и троостита (рис. 4.16, в).

При температуре 350°C происходит дальнейшее повышение устойчивости переохлажденного аустенита. Аустенит при температуре 350°C начинает распадаться через 60 с, а заканчивается распад через 332 с. Общее время распада аустенита – 272 с. За счет высокого теплоотвода температура образца не изменяется и равна температуре ванны. Переохлажденный аустенит в процессе

выдержки полностью распадается на игольчатый бейнит (рис. 4.17, а). Бейнит выявляется в виде очень мелких игл и пакетов.



а – температура 350°C; б – температура 300°C; в – температура 250°C;

Рисунок 4.17 – Микроструктура стали 90К после аустенитизации и последующей изотермической выдержки при различных температурах.

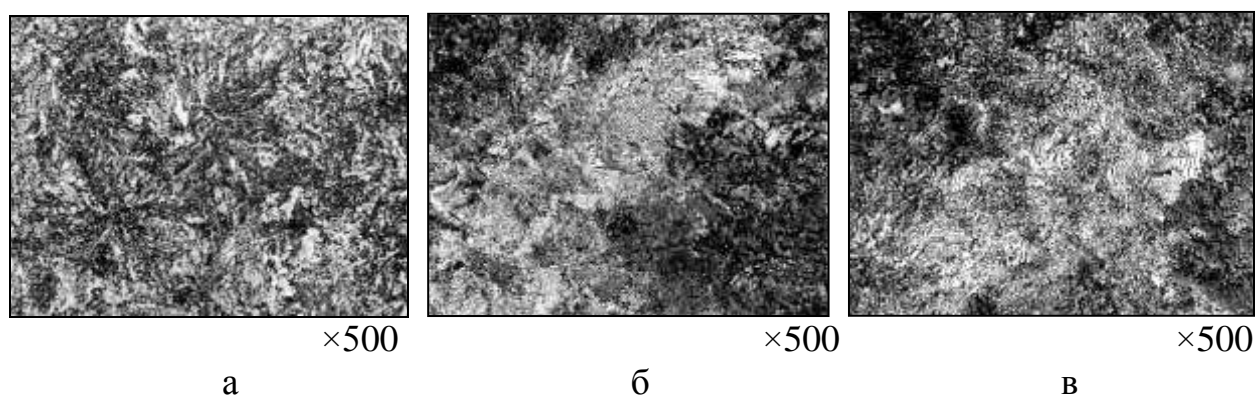
Наибольший эффект устойчивости переохлажденного аустенита отмечен при температурах 300°C и 250°C. При температуре изотермической ванны, равной 300°C, распад аустенита начинается через 395 с и заканчивается через 1540 с, т.е. общее время распада составляет 1145 с. Структура – пакетное строение бейнита с ярко выраженной игольчатой формой пластин (рис. 4.17, б).

При изотерме 250°C распад начинается через 1125 с, а заканчивается через 4200 с, общее время распада аустенита составляет 3075 с. Структура при данном температурном режиме имеет наибольший размер бейнитных игл в пакетах (рис. 4.17, в).

С повышением температуры изотермической выдержки до 550°C распад аустенита по сравнению с температурой 500°C изменился мало. Распад начинается через 5 с, а заканчивается через 7,8 с. В процессе распада рекалесценция образца составила 56°C, температура конца превращения составила 606°C. В процессе дальнейшей выдержки образец охладился и принял температуру ванны через 90 с. Микроструктурные исследования показали, что структура однородная и состоит из сорбитообразного перлита (см. рис. 4.16, а).

Повышение температуры изотермической ванны до 600°C приводит к

значительному уменьшению скорости распада аустенита, а, соответственно, и выделения тепла фазового превращения. Распад переохлажденного аустенита начинается через 6,2 с, а заканчивается через 14,2 с. Общее время распада – 8 с. В процессе распада температура образца повысилась на 25°С и стала равной 625°С. В процессе дальнейшей выдержки в ванне образец охлаждался и принял температуру ванны через 65 с. Структура образца однородная и состоит из сорбитообразного перлита (рис. 4.18, а). При этом отдельные перлитные колонии имеют веерное строение.



а – температура 600°С; б – температура 650°С; в – температура 690°С;

Рисунок 4.18 – Микроструктура стали 90К после аустенитизации и последующей изотермической выдержки при различных температурах.

Повышение температуры до 650°С приводит к торможению распада аустенита, а, соответственно, и снижению эффекта рекалесценции. Распад переохлажденного аустенита начинается через 14 с, а заканчивается через 28 с. Общее время распада увеличилось до 14 с. В процессе распада температура повысилась только на 10°С и стала равной 660°С. При дальнейшей выдержке образец охлаждался и принял температуру ванны через 32 с от момента конца фазового превращения. Микроструктурные исследования показали, что структура состоит из сорбитообразного перлита (до 80%) и отдельных колоний пластинчатого перлита 3-5 балла (рис. 4.18, б).

Повышение изотермической выдержки до 690°С существенно повышает устойчивость аустенита. Начинается распад через 220 с и продолжается около

700 с. Рекалесценция не наблюдается. В процессе всей выдержки образец имеет температуру ванны. Структура состоит из 50-60% сорбитообразного перлита и 40-50% пластинчатого перлита 3-5 балла в виде больших колоний (рис. 4.18, в).

В работе [205], сталь 70 (0,79% С, 0,62% Мn) после отдельного нагрева до 920°C и патентирования в соляной ванне в интервале 660...400°C имеет температуру конца фазового превращения выше температуры начала на 10...60°C. Максимальный эффект повышения температуры образца (60°C) наблюдался при температуре минимальной устойчивости аустенита, равной 520°C.

Переохлажденный аустенит в стали 90К имеет минимум устойчивости в интервале температур 500...550°C. Такая кинетическая закономерность распада аустенита характерна для всех до- и заэвтектоидных углеродистых сталей [164], в которых минимум устойчивости аустенита независимо от температуры нагрева, величины зерна и содержания углерода находится в том же интервале – 500...550°C.

В соответствии с приведенными результатами исследований установлено, что на кинетику распада аустенита стали 90К в интервале изотерм 400...600°C особое влияние оказывает тепло фазового превращения, которое приводит к рекалесценции образца, при этом, чем меньше время превращения, тем больше эффект рекалесценции (рис. 4.19).

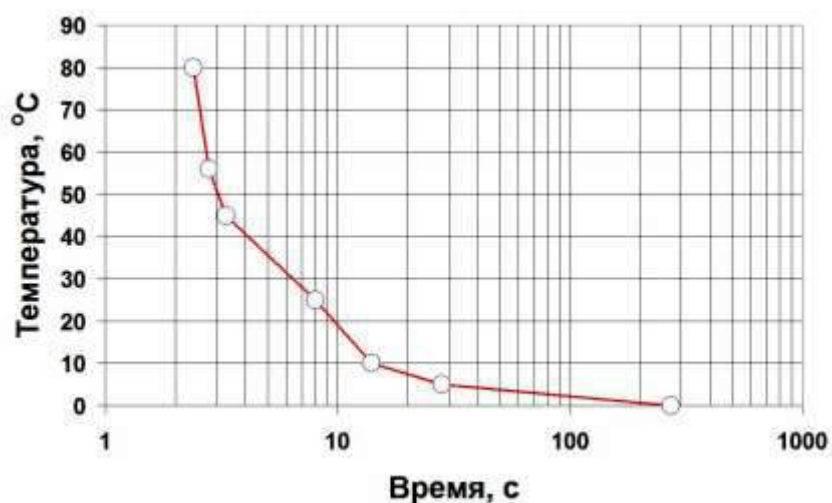


Рисунок 4.19 – Влияние продолжительности изотермического распада аустенита стали 90К на температуру рекалесценции.

При температурах выше 650°C и ниже 400°C распад аустенита протекает практически в изотермических условиях.

Известно, что твердость продуктов изотермического превращения в большей или меньшей мере различна, поэтому по изменению микротвердости (дюрометрический метод) можно судить о характере образовавшихся продуктов распада аустенита [118, с.15]. Установлено, что с понижением температуры изотермической выдержки значения микротвердости повышаются (рис. 4.20) [224].

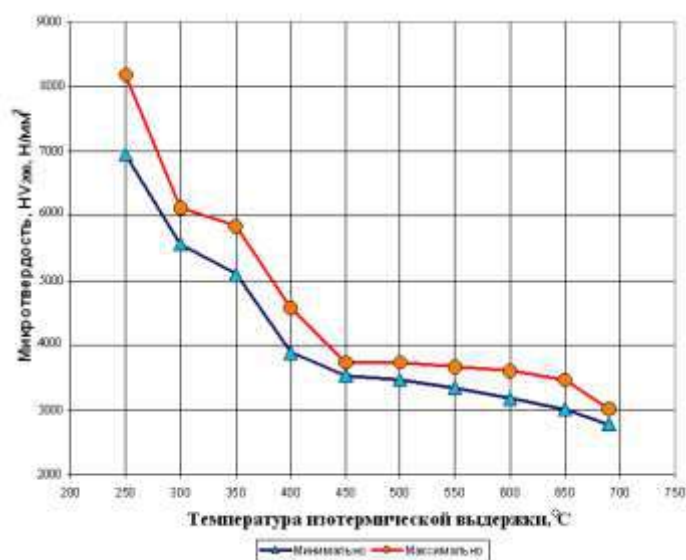


Рисунок 4.20 – Зависимость значений микротвердости стали 90К от температуры изотермической выдержки.

Минимальные значения микротвердости зафиксированы при температуре изотермы 690°C , что объясняется наличием в структуре среднепластинчатого перлита. При температурах ниже 650°C значения микротвердости повышаются, что объясняется увеличением доли сорбитообразного перлита. Начиная с 400°C и ниже, значения микротвердости стремительно растут (см. рис. 4.20), это объясняется повышением доли бейнитной составляющей.

Обычно бейнит делят на верхний и нижний, в сталях, содержащих углерода $>0,6\%$, верхний бейнит образуется при температурах $>350^{\circ}\text{C}$ [123]. В температурном интервале изотермического распада $550...450^{\circ}\text{C}$ при незначительно повышающихся минимальных значениях микротвердости

максимальные для указанного интервала практически не изменяются (3740...3800 Н/мм²), поэтому можно предположить наличие бейнита даже при температурах ~550°C [224-226].

Известно [227], что изотермический распад аустенита в углеродистой стали можно разделить на три температурных интервала: первый, диффузионный, – от 700°C до 450...350°C; второй, промежуточный, – от 350...400°C до мартенситной точки; и третий, сдвиговый, – ниже мартенситной точки. По результатам микроструктурных исследований для стали 90К построена структурная диаграмма.

Из рис. 4.21 следует, что при изотермическом распаде аустенита стали 90К существуют две структурные области: перлитная и бейнитная. Температурный интервал распада аустенита по смешанной кинетике составляет 350...550°C [208].

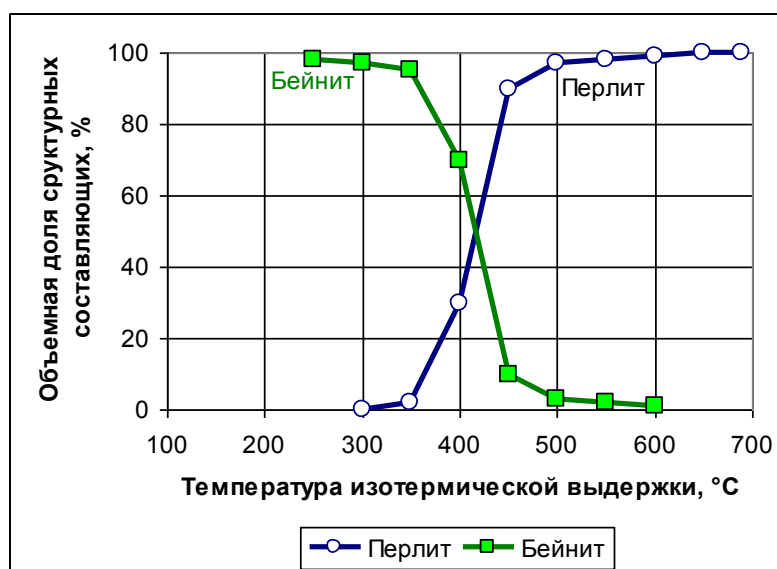


Рисунок 4.21 – Структурная диаграмма превращений аустенита стали 90К при изотермических условиях.

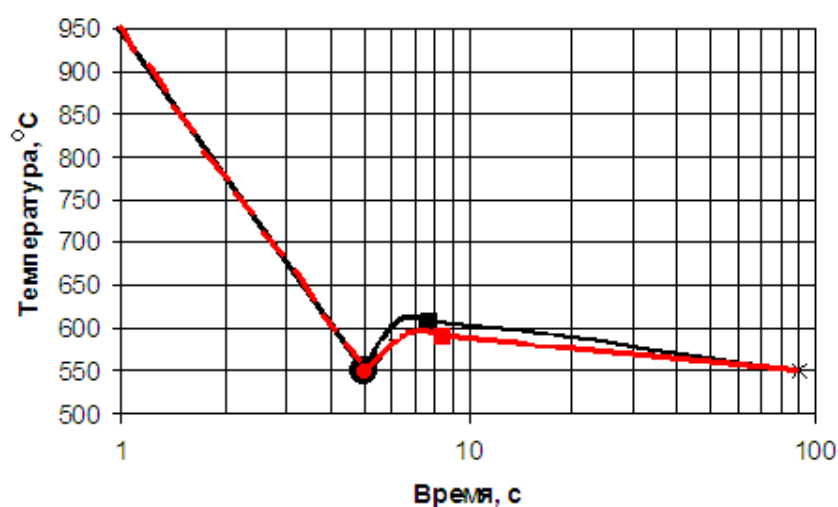
Аналогичные результаты получены на сталях У8 и У10 [118]. Температурный интервал распада аустенита по смешанной кинетике в изотермических условиях зависит как от температуры предварительного нагрева, так и от содержания углерода. Так в стали У8 (0,76 %С) после нагрева до 810°C распад аустенита по смешанной кинетике на бейнит и перлит осуществляется в

интервале температур 480...400°C. С повышением температуры нагрева до 860°C этот интервал температур составляет 450...400°C. В стали У10 (1,03 %С) после нагрева до 790°C распад аустенита по смешанной кинетике протекает в интервале температур 450...380°C.

Полученные результаты подтверждаются и данными [228], показывающими, что повышение содержания углерода в аустените обычно одновременно понижает и нижнюю границу температурного интервала, в котором с заметной скоростью развивается диффузионное превращение аустенита. В интервале температур 400...250°C аустенит распадается с преобладанием сдвигового механизма – образованием игольчатого бейнита. При этом величина игл бейнита однозначно зависит от температуры изотермического распада переохлажденного аустенита. При температуре 400°C за счет достаточно высокой диффузии идет выделение большого количества цементитных пластин, которые и блокируют рост бейнитных игл. Понижение температуры изотермического превращения (до 250°C) приводит к уменьшению размера и количества цементитных пластин, в этом случае структура состоит из очень крупных бейнитных игл, объединенных в пакеты. Многочисленными исследованиями показано, что в высокоуглеродистых сталях между бейнитными иглами сохраняются аустенитные прослойки, не распадающиеся при последующем охлаждении до комнатной температуры. Карбидная фаза, присутствующая в продуктах промежуточного превращения, по структуре и составу аналогична цементиту примерно с таким же содержанием легирующих элементов, как и в исходном аустените. В исследуемых образцах стали 90К после изотермического превращения ниже 400°C микроструктура состоит из игольчатого бейнита и остаточного аустенита в виде прослоек между бейнитными иглами (см. рис. 4.17). По мере снижения температуры превращения степень дисперсности карбидной фазы увеличивается, а при относительно низких температурах порядка 250...300°C эти карбиды часто не обнаруживаются даже рентгеноструктурным методом [228].

Структура после патентирования должна быть равномерной – сорбитообразный пластинчатый перлит (1-го балла) по всему сечению. В структуре патентированной заготовки недопустим мартенсит, а также значительное количество избыточных фаз.

Изучено влияние химического состава стали 90Б (состав №4, см. табл. 2.1) на превращения аустенита в изотермических условиях с выдержкой при 550°C. Распад переохлажденного аустенита начинается через 5 с, а заканчивается через 8,5 с, общее время распада составило 3,5 с (рис. 4.22).



(—●—, —■—) – сталь 90Б; (—●—, —■—) – сталь 90К;

Рисунок 4.22 – Изменение температуры начала и конца аустенитного превращения при температуре изотермической выдержки 550°C в стали марки 90Б и 90К.

В процессе распада рекалесценция (разогрев образца) составила 50°C. Напомним, что в стали 90К при температуре 550°C время распада составило 2,8 с.

Микроструктурные исследования показали, что структура в стали 90Б после изотермического распада (550°C) состоит из сорбитообразного перлита (100%).

Установлено, что в стали 90 уменьшение содержания углерода до 0,87% и марганца до 0,3% при увеличении содержания хрома до 0,23% приводит к увеличению на 25% продолжительности распада аустенита (на 0,7 с). Поэтому

применимо к технологическим условиям производства в линии патентировочного агрегата для полного прохождения распада аустенита на перлит необходимо будет увеличить время пребывания высокоуглеродистой стали 90Б (состав № 4, см. табл. 2.1) в изотермической ванне на 25%.

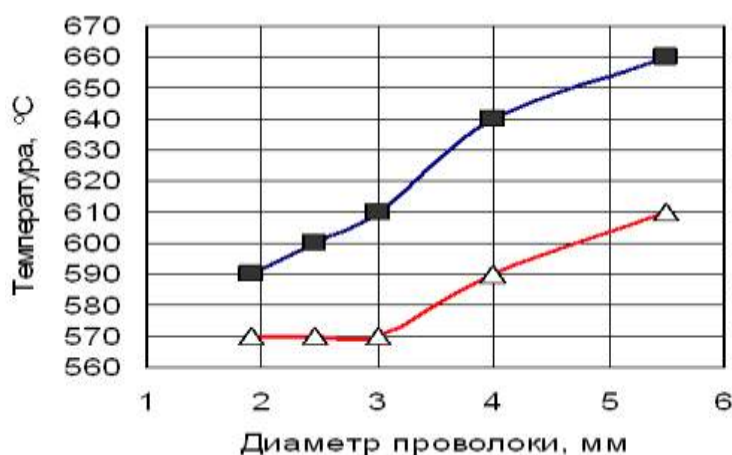
4.3 Влияние на кинетику превращения аустенита диаметра проволоки при патентировании стали 90

Традиционно считается, что операция патентирования является изотермическим процессом, т. е. распад аустенита происходит после достижения патентируемой заготовкой температуры расплава в области минимальной устойчивости переохлажденного аустенита [69]. Однако имеющиеся данные [68] показывают, что такое представление операции патентирования носит только схематический характер. Строго говоря, изотермический распад аустенита при патентировании в принципе невозможен, так как этот процесс экзотермичен, т. е. протекает с выделением тепла фазовых превращений (явление рекалесценции). Количество выделяющегося тепла и момент его выделения зависит от химического состава стали, степени переохлаждения, а также от диаметра охлаждаемой заготовки [229].

Передельная холоднотянутая углеродистая проволока в производственных условиях подвергается патентированию. Технология патентирования высокоуглеродистой проволоки состоит из аустенитизации с температурой на выходе из зоны нагрева – 930...950°C с последующей изотермической выдержкой в расплаве свинца при температурах 5550...580°C. Для проволоки Ø 1,94 мм скорость прохождения через изотермическую ванну с температурой 570°C – 40 м/мин (в течение 15 с), а Ø 2,45 мм – скорость 31 м/мин (время 20 с) при температуре ванны 580°C. После выхода из свинцовой ванны проволока охлаждается на спокойном воздухе.

При моделировании заводской технологии патентирования образцы проволоки из стали 90К (состав №3, см. табл. 2.1) диаметром 1,94...5,5 мм нагревали до 950°C с выдержкой 5 мин. После образцы переносили в свинцовую ванну с температурой 570°C. Выдержка соответствовала времени, необходимому для прохождения полного распада аустенита и достижения образцами температуры изотермической ванны. Далее образцы извлекались из свинцовой ванны и охлаждались на спокойном воздухе.

В проволоке диаметром 1,94 мм распад аустенита начинается при температуре изотермической ванны, равной 570°C, в результате рекалесценции температура образца в конце фазового превращения повышается до 590°C (рис. 4.23). Проволока при дальнейшей выдержке охлаждается и принимает температуру ванны через 15 с.



—Δ— — начало распада аустенита; —■— — конец распада аустенита;

Рисунок 4.23 – Влияние диаметра проволоки на температурный интервал распада аустенита стали 90К в свинцовой ванне с температурой 570°C.

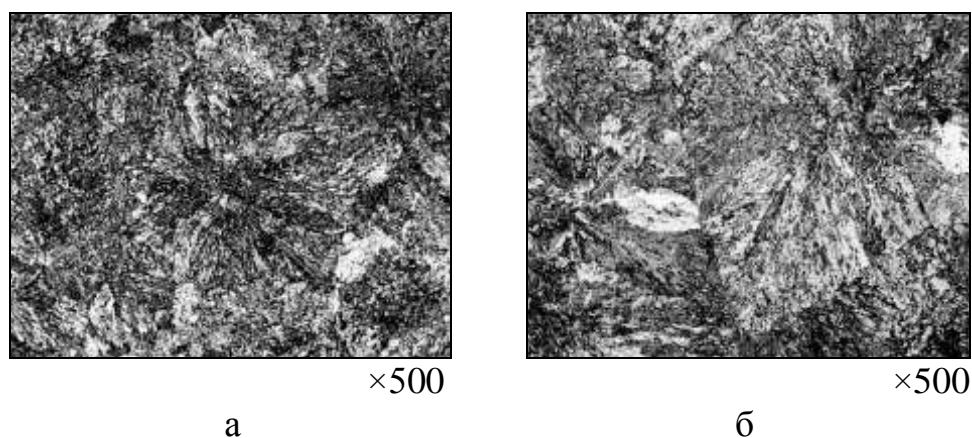
Увеличение диаметра проволоки до 2,45 мм не оказывает особого влияния на температуру начала фазового превращения – 570°C. Температура же конца превращения в результате рекалесценции повысилась до 600°C. Повышение температуры конца превращения обуславливает увеличение времени достижения температуры ванны – 36 с.

Аналогичная зависимость выявлена и для проволоки диаметром 3,0 мм. Начало распада аустенита – 570°C, конец – 610°C. При дальнейшей выдержке проволока принимает температуру ванны через 46 с.

С увеличением диаметра проволоки снижается скорость охлаждения при погружении в изотермическую ванну. Происходит повышение температуры как начала, так и окончания превращения высокоуглеродистого аустенита. В проволоке диаметром 4,0 мм распад начинается в процессе охлаждения при 590°C, а для диаметра 5,5 мм – при 610°C. За счет тепла фазового превращения температура повышается до 640°C (для диам. 4,0 мм) и 660°C (для диам. 5,5 мм), и далее проволока охлаждается до температуры ванны (570°C) в течение 50 с и 67 с соответственно.

Установлено (см. рис. 4.23), что при изотермических условиях на кинетику распада аустенита оказывают влияние как рекалесценция, так и диаметр проволоки [216, 230].

После смоделированного технологического процесса патентирования микроструктура (рис. 4.24) проволоки диаметром 1,94 и 2,45 мм по всему сечению однородная и состоит из сорбитообразного перлита.



а – диаметр 1,94 мм; б – диаметр 2,45 мм;

Рисунок 4.24 – Микроструктура проволоки различного диаметра из стали 90К после патентирования с температурой свинцовой ванны 570°C.

В условиях реального производства в процессе патентирования проволоки

диаметром 1,94 и 2,45 мм распад аустенита протекает в интервале температур 570...600°C и перегретая проволока принимает температуру свинцовой ванны через 15 с и 38 с соответственно. В этом случае проволока диаметром 1,94 мм на выходе имеет температуру ванны (570°C), а проволока диаметром 2,45 мм на выходе имеет температуру на 15...20°C выше температуры ванны.

На основании результатов моделирования технологии патентирования в свинцовой ванне рекомендовано для проволоки из стали 90 температурный интервал 570...590°C, обеспечивающий распад аустенита на сорбитообразный перлит. Понижение температуры изотермической ванны до 550°C может привести к образованию бейнита, а повышение температуры ванны выше 600°C – к формированию грубодисперсного перлита 3...5 балла.

4.4 Выводы

1. Впервые изучены особенности превращений аустенита непрерывнолитой стали 90 при непрерывном охлаждении в широком диапазоне скоростей и при различных температурах в изотермических условиях. Результаты исследований представлены в виде термокинетической, изотермической и структурных диаграмм.

2. Определены критические точки начала диффузионного (A_{c1}) и бездиффузионного (M_n) превращения аустенита. Критическая точка A_{c1} исследованной стали 90К находится в интервале 725-735°C, а температура начала мартенситного превращения M_n соответствует 185°C.

3. При непрерывном охлаждении и изотермических условиях при соответствующих скоростях охлаждения и температурах изотермических выдержек в стали 90К формируются различные структурные состояния. В интервале скоростей охлаждения 0,05...25°C/с переохлажденный аустенит

распадается по диффузионной кинетике с образованием пластинчатого перлита различной дисперсности, при скоростях выше $80^{\circ}\text{C}/\text{c}$ – по бездиффузионной, а в интервале $25\dots 80^{\circ}\text{C}/\text{c}$ – по смешанной кинетике. При изотермических условиях в интервале температур $350\dots 550^{\circ}\text{C}$ распад может проходить по смешанной кинетике с образованием перлита и бейнита, тогда как при непрерывном охлаждении бейнит отсутствует.

4. Установлено, что количество выделений цементита по границам зерен при скоростях охлаждения выше $10^{\circ}\text{C}/\text{c}$ подавляется и отсутствует при изотермическом распаде.

5. Определено влияние рекалесценции на кинетику распада аустенита непрерывнолитой стали 90К. После аустенитизации при непрерывном охлаждении и в изотермических условиях на величину рекалесценции при диффузионном превращении основное влияние оказывает время распада.

При распаде переохлажденного аустенита стали 90К в интервале скоростей охлаждения $1,5\dots 15,0^{\circ}\text{C}/\text{c}$ проявляется рекалесценция, при которой из-за тепла, выделяющегося в результате превращения, больше отводимого, температура конца превращения выше, чем начала. Так при непрерывном охлаждении в интервале скоростей от $4,8^{\circ}\text{C}/\text{c}$ до $10^{\circ}\text{C}/\text{c}$ время превращения уменьшается и вследствие рекалесценции температура конца распада выше температуры начала на 20°C и 30°C соответственно.

В процессе изотермического распада рекалесценция проявляется при температурах $400\dots 600^{\circ}\text{C}$, эффект которой интенсифицируется при сокращении времени превращения. Минимальная устойчивость аустенита – при температуре изотермической выдержки 500°C , распад начинается через 4,2 с и заканчивается через 6,6 с, рекалесценция составила 80°C .

6. На кинетику превращения аустенита дополнительное влияние оказывает диаметр проволоки. Для проволоки диаметром менее 3,0 мм распад начинается при температурах изотермической выдержки, а более 4,0 мм часть аустенита распадается уже в процессе охлаждения до температуры изотермической ванны.

С повышением диаметра проволоки от 1,94 до 5,5 мм снижается скорость охлаждения, что приводит к увеличению рекалесценции – разогреву на 20°C и 50°C соответственно и повышению температуры конца превращения. Для патентирования проволоки диаметром 1,94 и 2,40 мм рекомендован температурный интервал 570...590°C, снижение до 550°C может привести к образованию бейнита, а выше 600°C – грубопластинчатого перлита.

7. Определено влияние химического состава непрерывнолитой стали 90 на кинетику распада аустенита. Уменьшение содержания углерода до 0,87% и марганца до 0,3% и увеличение содержания хрома до 0,23% при скорости охлаждения ~ 15°C/с снижает на 10°C температуру окончания аустенитного превращения, что приводит к уменьшению среднего межпластиночного расстояния в перлите на 14%, а при изотермической выдержке 550°C – к увеличению времени распада до 25%.

8. При моделировании процесса ТМО с контролируемым охлаждением катанки стали 90 диаметром 5,5 мм установлено, что охлаждение с 950°C со средней скоростью 15...20°C/с до температур ниже A_1 на 200°C и последующее охлаждение на спокойном воздухе обеспечивает в катанке формирование сорбитообразного перлита при отсутствии замкнутой цементитной сетки. Установленные закономерности распада высокоуглеродистого аустенита при непрерывном охлаждении позволяют уточнить тонкости этого процесса, до сих пор не учитываемые.

РАЗДЕЛ 5

РАЗВИТИЕ НАУЧНЫХ ПРЕДСТАВЛЕНИЙ О ПРОЦЕССАХ
СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЯ И ФОРМИРОВАНИЯ ОКАЛИНЫ ПРИ
ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ ВЫСОКОУГЛЕРОДИСТОЙ КАТАНКИ
И ПРОВОЛОКИ

5.1 Особенности влияния термомеханической обработки на структуру и свойства катанки и проволоки из высокоуглеродистой стали

На современных проволочных станах вследствие разогрева при пластической деформации температура раската повышается и в конце прокатки составляет 1000...1100°C. Для управления температурным режимом конец прокатки необходимо осуществлять в более широких пределах – от 750 до 1100 °C, при которых появляется возможность осуществления термомеханической обработки с контролируемой температурой прокатки и охлаждения. Использование термомеханической обработки позволит улучшить качественные характеристики стальной катанки и повысить технологическую пластичность ее на последующем проволочном (метизном) переделе при сокращении материальных ресурсов.

Для осуществления на современных проволочных станах со скоростью прокатки до 100 м/с и более режимов термомеханической обработки с прокаткой при контролируемой температуре и охлаждении предлагаются различные варианты новой компоновки оборудования хвостовой части станов. Основным направлением интенсификации производства является повышение дробности деформации, а именно разделение чистой прокатки (десятиклетевого чистового блока) на отдельные компактные блоки (двух-, четырехклетевые) с принудительным промежуточным контролируемым охлаждением раската водой между ними [72]. Во всех вариантах последний по ходу прокатки блок является редуционно-калибрующим (РКБ) и предназначен для высокоскоростной прокатки катанки повышенной точности с контролируемой температурой.

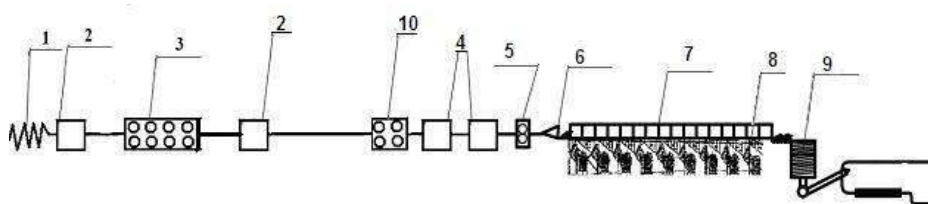
5.1.1 Влияние температурно-скоростных режимов охлаждения на формирование структуры и свойств высокоуглеродистой катанки

В потоке проволочного стана высокоуглеродистую катанку подвергали ТМО по схемам:

– **КО** – контролируемое охлаждение после десятиклетевого чистового блока (скорость прокатки до 90 м/с) до температуры на виткообразователе ($T_{\text{во}}$) 700...930 ± 20 °С (см. рис. 2.4);

– **КП** – контролируемое охлаждение в процессе повышенной дробной деформации после чистового блока (ЧБ) до 900...1000 °С перед четырехклетевым редуционно-калибрующим (РКБ) блоком (скорость прокатки более 100 м/с) с температурой $T_{\text{во}}$ 850...930 ± 15 °С (рис. 5.1).

Окончательное охлаждение разложенных витков высокоуглеродистой катанки производили на рольганге. При выпуске опытных и опытно-промышленных партий средняя скорость охлаждения катанки на транспортере ($V_{\text{охл}}$) (от 1,0 до 30,0 °С/с) определяется скоростью движения транспортера ($V_{\text{тр}}$), положением термоизоляционных крышек, количеством вентиляторов и расходом подаваемого воздуха.



1 – горячая прокатка; 2 – секция предварительного охлаждения раската; 3 – чистовой блок (8 клетей); 4 – секции регулируемого охлаждения раската; 5 – трайбаппарат; 6 – виткообразователь; 7 – крышки и рольганг для охлаждения витков катанки; 8 – вентиляторы; 9 – виткосборник; 10 – четырехклетевой редуционно-калибрующий блок;

Рисунок 5.1 – Схема ТМО катанки с использованием контролируемого охлаждения после чистового и редуционно-калибрующего (схема КП) блоков.

В зависимости от марки стали и назначения готовой катанки температура металла на входе в РКБ может регулироваться в пределах 800...1050°C.

Основные режимы ТМО на проволочных станах при освоении производства высокоуглеродистой катанки приведены в таблице 5.1.

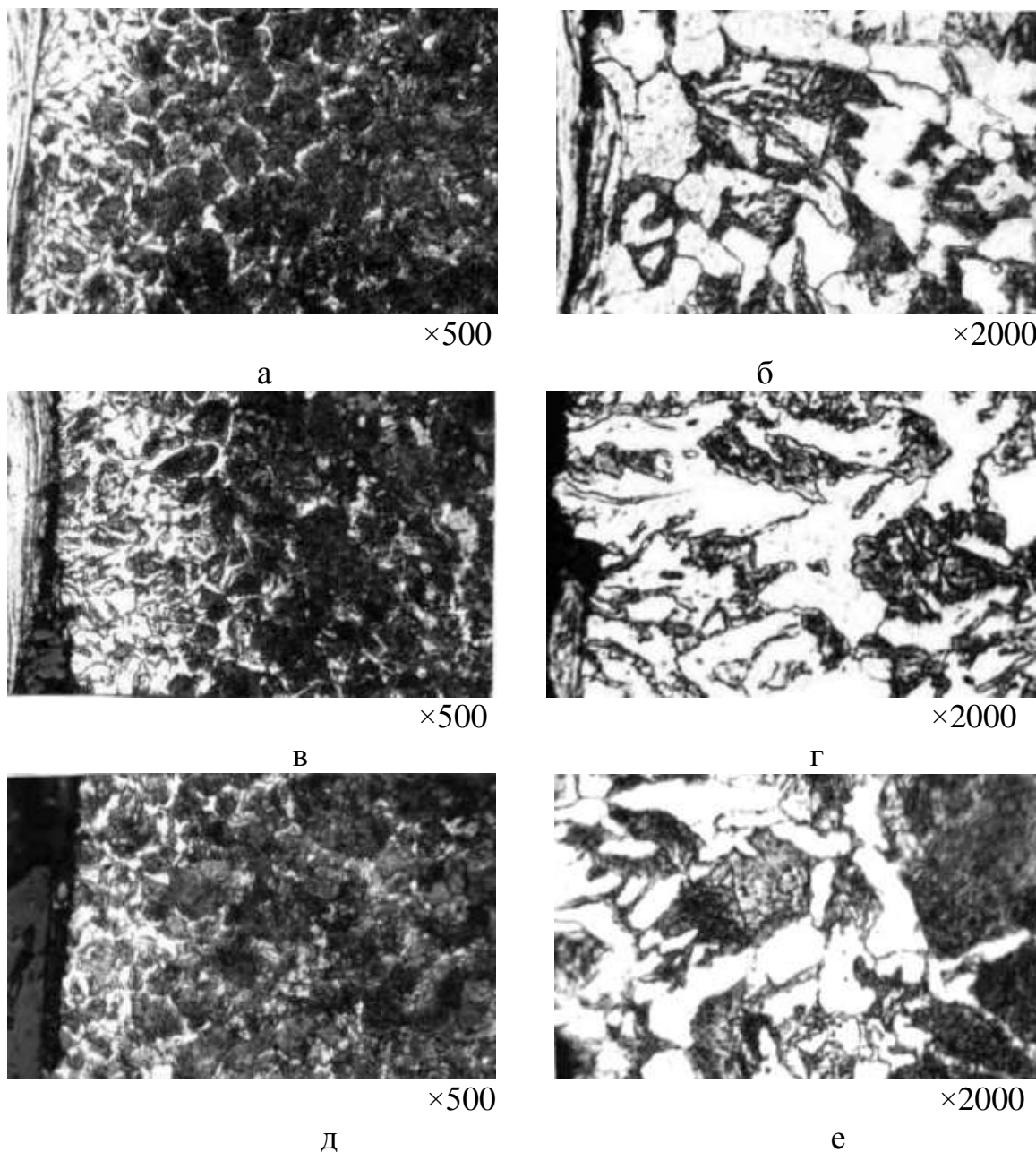
Таблица 5.1 – Режимы термомеханической обработки высокоуглеродистой стальной катанки диаметром 5,5 мм в потоке стана 150

Схема ТМО	V _{пр} , м/с	Темп прокатки, т/час	Температура, °С			Вентиляторы		Начальная V _{тр} , м/с	Крышки	V _{охл} , °С/с
			После ЧБ, ±20°С	Перед РКБ, ±20°С	T _{во.} , ±15°С	№ рабочего	% мощности			
Базовая	75...80	45	1050	-	800...820	1	50	1,30	Все открыты	6...10
КО-1	75...80			-	850	2-8	75	1,0...1,15		
КО-2	84...89	50	1080	-	850	1-9	70*	1,13		10...12
			1070	-	930					15...30
КП	102...105	60	1070	918	850			1-2		75*
				920	930	3-7	70*			
				980	930					

* – Установлены более мощные вентиляторы [76, 231].

На ранних этапах освоения производства высокоуглеродистой катанки ТМО производилась по базовому режиму (см. табл. 5.1). Такой режим обработки обеспечивал выполнение требований ТУ 14-15-334-94, но не соответствовал требованиям ТУ У 14-4-470-2000 (см. табл. 1.1). В катанке марки 70, обработанной по базовому режиму, долевое количество перлита 1-го балла составляло 25% (при требованиях не менее 50%), а средняя глубина обезуглероженного слоя (рис. 5.2, а, б) – 2,1% (при требованиях не более 1,5%). Для повышения долевого количества перлита 1-го балла необходимо, чтобы распад аустенита проходил при больших переохлаждениях, это можно обеспечить

формированием действительного зерна большего размера, что обеспечивается повышением температуры конца водяного охлаждения и необходимым временем для прохождения рекристаллизационных процессов.



а, б – базовая обработка; в, г – по режиму КО-1; д, е – по режиму КО-2;

Рисунок 5.2 – Микроструктура поверхности катанки диам. 5,5 мм из стали 70 после базовой обработки и ТМО по режимам КО-1 и КО-2 (см. табл. 5.1).

Конструктивно после деформации, водяного охлаждения и виткообразования начало активного воздушного охлаждения катанки начинается

после определенной паузы. Эта выдержка зависит от расстояния между виткообразователем и первым вентилятором, а также скорости транспортирования. При транспортировании витков на транспортере с начальной скоростью 1,30 м/с величина формируемого действительного зерна – №10, уменьшение скорости транспортирования до 1,00...1,15 м/с приводит к увеличению времени выдержки и действительного (аустенитного) зерна до №9, 8. При последующем распаде формируется перлитная структура с долей 1-го балла 50% (режим КО-1) и 70% (режим КО-2).

Рост аустенитного зерна обуславливает снижение протяженности границ, вследствие чего уменьшается массоперенос углерода к поверхности металла, что приводит к уменьшению видимого обезуглероженного слоя [61, 232] до 1,3...1,5% (рис. 5.2, в-е). ТМО высокоуглеродистой катанки диам.5,5 мм по режимам КО-1 и КО-2 (см. табл. 5.1) включает горячую прокатку, охлаждение водой до температуры $850...930 \pm 15^\circ\text{C}$ и воздухом, выдержку при температурах виткообразования осуществляют в течение не менее 3 с, которая обеспечивается при транспортировании витков катанки на роликовом конвейере со скоростью менее 1,15 м/с [233, 234]. Такая обработка обеспечивает в катанке марки 70 повышение доли перлита 1-го балла (более 70%; перлит 1-го балла $\geq 20\%$ согласно требованиям ТУ 14-15-334-94, $\geq 40\%$ по ТУ У 27.1-4-521-2002 и $\geq 50\%$ по ТУ У 14-4-470-2000 и ДСТУ 3683-98) и снижение обезуглероженного слоя (менее 2,0%; максимальная глубина обезуглероженного слоя $\leq 3,0\%$ согласно требованиям ТУ 14-15-334-94, $\leq 2,5\%$ по ДСТУ 3683-98, $\leq 2,0\%$ по ТУ У 14-4-470-2000 и ТУ У 27.1-4-521-2002).

Разработанная ТМО использована при производстве катанки различного диаметра из стали 70...80 на высокоскоростных проволочных линиях с чистовыми блоками (скорость прокатки до 90 м/с) станов 150 ОАО «БМЗ» и ПАО «АрселорМиттал Кривой Рог». При этом температура виткообразования была принята $855 \pm 15^\circ\text{C}$, что мотивировалось формированием на поверхности малого количества окалины 2...3 кг/т, вместо 5...6 кг/т при 930°C [235].

В конце 2006 года на ОАО «БМЗ» была проведена модернизация хвостовой

части стана 150 [236-241] (см. рис. 5.1) по аналогии с проволочным станом [72]. После модернизации новое оборудование позволило при производстве проката использовать схему финальной чистовой прокатки с повышенной дробностью деформации с контролируемой температурой раската. Технология включает линию предварительного охлаждения подката перед блоком с секцией водяного охлаждения раската; десятиклетевой чистовой блок (скорость прокатки ~ 90 м/с); линию предварительного водяного контролируемого охлаждения (до среднемассовых температур $850\text{...}950^\circ\text{C}$); четырехклетевой редуционно-калибрующий блок (РКБ) фирмы «Морган» (скорость прокатки до 110 м/с). После РКБ катанка транспортируется через линию окончательного водяного контролируемого охлаждения, профилемер и виткоукладчик на роликовый транспортер, где осуществляется регулируемое охлаждение воздухом.

Процесс ТМО с регулируемым охлаждением проката в потоке стана 150 заключается в следующем. После нагрева заготовок 125×125 мм (в течение $111\text{...}135$ мин. с температурой на выходе $1130\text{...}1140^\circ\text{C}$) происходит горячая деформация в черновых и промежуточных группах клетей. Далее подкат охлаждается секцией водяного охлаждения до $930\text{...}1070^\circ\text{C}$ и подается в чистовой и после подстуживания (возможность) до температур $850\text{...}950^\circ\text{C}$ в редуционно-калибрующий блок, после которых подвергается регулируемому охлаждению, предусматривающему интенсивное окончательное охлаждение водой от температуры горячей прокатки до $700\text{...}1000^\circ\text{C}$ и после виткообразователя регулируемое воздушное охлаждение витков катанки на роликовом транспортере. Катанка после участка водяного охлаждения виткообразователем формируется в витки и укладывается на роликовый транспортер. Для контроля температуры витков в районе 9 вентилятора установлен пирометр. На участке уборки мотков после удаления дефектных и неохлажденных отрезков производили отбор образцов катанки по $1,5\text{...}2$ витка от переднего и заднего конца мотка. От каждого отобранного витка изготавливали образцы для механических испытаний и микроструктурных исследований.

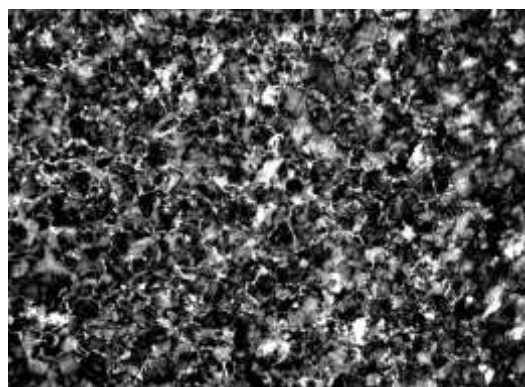
Основными характеристиками процесса прокатки с контролируемой

температурой и охлаждением катанки являются температура перед РКБ и раскладки на витки (виткообразователе), скорость движения транспортера, режим работы вентиляторов и положение термоизоляционных крышек.

Все существующие способы обработки высокоуглеродистой катанки в потоке прокатного стана направлены на получение структуры и свойств, максимально приближающихся к структуре и свойствам патентованной заготовки. Витки катанки после виткообразователя, перемещаясь на транспортере, охлаждаются воздухом, то есть происходит воздушное патентирование катанки.

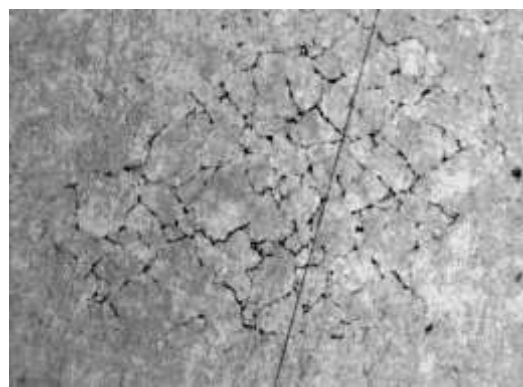
Известно [68], что для высокоуглеродистой катанки повышение прочностных свойств достигается за счет уменьшения межпластиночного расстояния путем снижения температуры начала превращения, а также увеличения содержания углерода, однако последнее может привести к образованию замкнутой цементитной сетки (см. рис. 4.3).

При ТМО высокоуглеродистой катанки с температурой $T_{\text{во}} 850^{\circ}\text{C}$ (режимы №1 и №3, табл. 5.2) образуется замкнутая цементитная сетка (рис. 5.4).



×500

а



×500

б

а – травление ниталем; б – травление пикратом натрия;

Рисунок 5.4 – Микроструктура участка катанки 90К с замкнутой цементитной сеткой после различного травления.

Таблица 5.2 – Механические свойства и микроструктурные характеристики катанки 90К, подвергнутой ТМО по различным режимам

Схема ТМО и номер режима		Т _{во.} , ±15°С	Кол-во активных вентиляторов	Механические свойства			Микроструктурные характеристики				
				σ _в , Н/мм ²	Ψ, %	δ ₅ , %	Перлит 1-го балла, %	Номер зерна	Глубина обезуглероженого слоя, мм (%)	Замкнутая цементитная сетка	Ликвация, балл
КО-2	1	850	9	<u>1170-1290</u> 1230±55	<u>30-38</u> 34±3,3	<u>9-14</u> 12±1,4	60	7–11	0,09 (1,64)	Есть	2,5
	2	930	9	<u>1190-1290</u> 1240±40	<u>33-40</u> 36±2,6	<u>10-15</u> 13±1,3	85	6–10	0,075 (1,36)	Нет	2,5
КП	3	850	9	<u>1165-1250</u> 1200±25	<u>31-39</u> 35±3,1	<u>10-14</u> 12±1,2	70	9–11	0,08 (1,45)	Есть	3
	4	930	9	<u>1180-1250</u> 1220±25	<u>35-44</u> 41±1,9	<u>12-17</u> 15±1,1	80	8–11	0,07 (1,27)	Нет	3
	5	930	7	<u>1190-1255</u> 1220±20	<u>37-42</u> 40±0,8	<u>13-16</u> 15±0,7	85	8–10	0,065 (1,18)	Нет	3
Требования ЗТУ 840-03-2006 (изм.№11)				1165–1320	≥28	≥9	≥70	Не норм.	≤0,10 мм (≤1,8%)	Не допуск.	≤3

При этом цементитная сетка образуется независимо от схемы обработки: как при КО, так и при использовании КП (см. табл. 5.1 – 5.2).

Известно [143], что высокая температура аустенитизации уменьшает протяженность границ зерен, являющихся зародышами нежелательного выделения избыточных фаз (феррита или структурно свободного цементита). Большая скорость, степень горячей деформации и отсутствие последеформационной выдержки приводит к образованию в аустените нерегулярных дислокационных построений. Воздействуя на субструктуру и структуру аустенита, горячая деформация оказывает существенное влияние не только на кинетику его превращения, но и на соотношение фаз и морфологию структурных составляющих [94, 242].

При прокатке высокоуглеродистых сталей [110] кинетика превращения аустенита зависит от скорости последеформационного охлаждения. При сравнительно больших скоростях охлаждения ($\sim 50^\circ\text{C}/\text{с}$) наблюдается смещение области перлитного превращения к повышенным температурам, при малых – торможение распада, что связано с развитием рекристаллизационных процессов [243].

Измельчение зерна обуславливает увеличение протяженности границ и, следовательно, термодинамического потенциала [171]. Повышение термодинамического потенциала γ -фазы способствует протеканию фазовых превращений при меньших переохлаждениях [164].

Поэтому в высокоуглеродистой катанке из стали 90 (см. табл. 5.2), а также 80, охлажденной по режиму КО-2 и КП-3 (см. табл. 5.1) до температуры $T_{\text{во}} - 850^\circ\text{C}$ (рис. 5.5), образуется более мелкое зерно и формируется цементитная сетка (см. рис. 5.5, а), чем при охлаждении до $T_{\text{во}} - 930^\circ\text{C}$ (рис. 5.6), что способствует смещению фазовых превращений в область высоких подкритических температур [164].

Наличие участков с подусадочной неоднородностью (допускается ликвация до 3 балла), в которых аустенит более пересыщен углеродом [244-247], способствует при последующем охлаждении выделению его на дефектах зерен

аустенита с образованием избыточной фазы (структурно свободного цементита) в виде замкнутой цементитной сетки. Исходя из диаграммы Fe-C [210], для таких ликвационных участков равновесная растворимость углерода в аустените может соответствовать температуре $\sim 870^{\circ}\text{C}$.

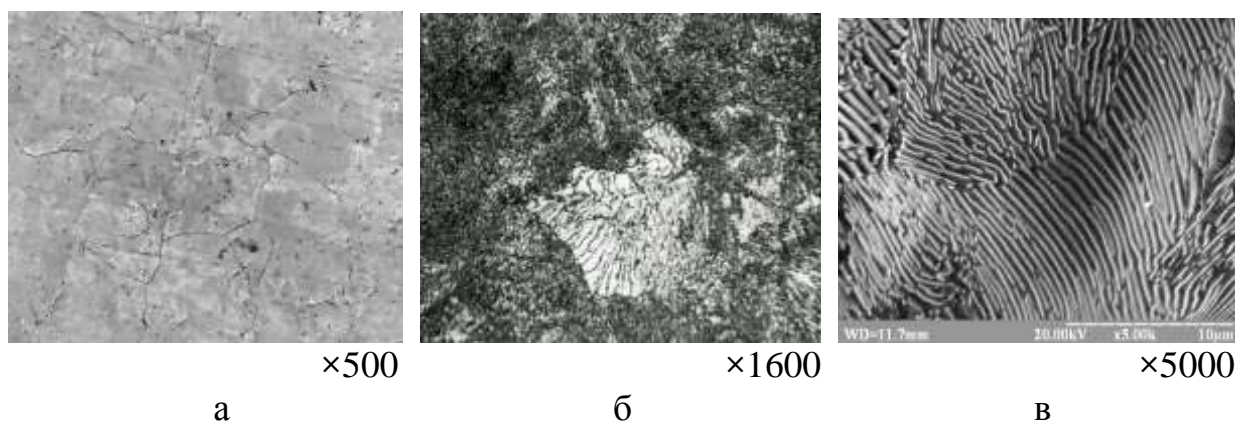
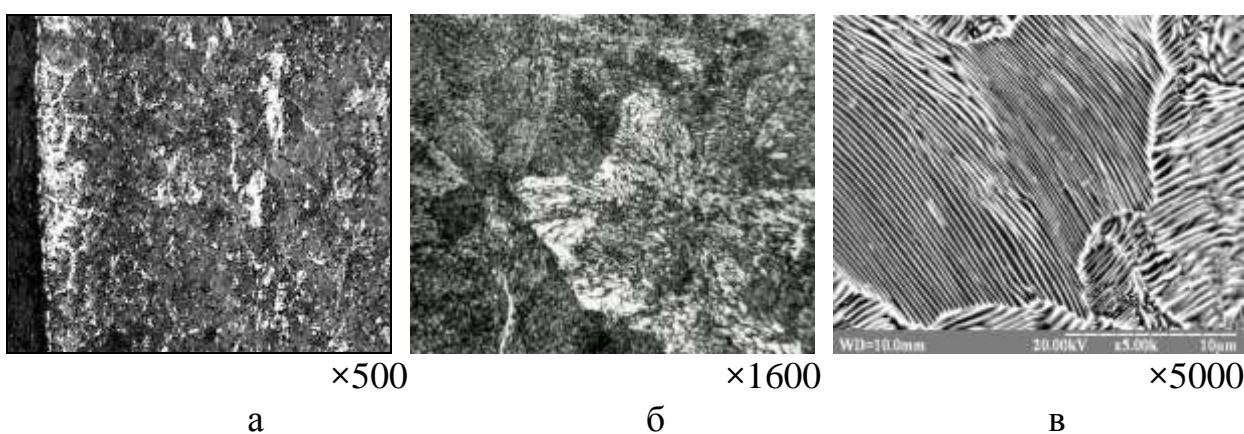


Рисунок 5.5 – Характерная микроструктура центра катанки стали 80 после ТМО с охлаждением до температуры 850°C .

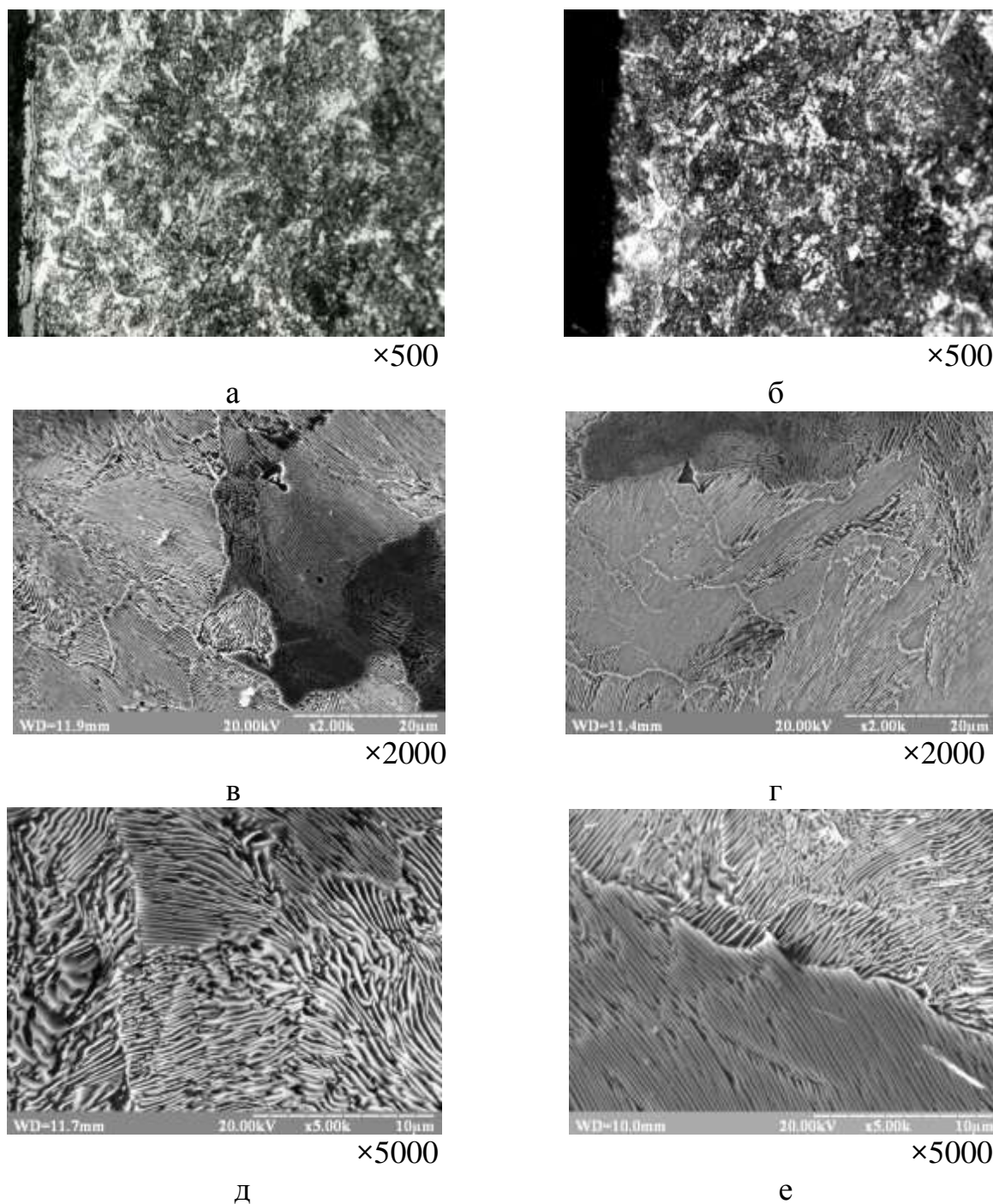


а – поверхность; б, в – центр;

Рисунок 5.6 – Характерная микроструктура поверхности и центра катанки диам.5,5 мм стали 80 после ТМО с охлаждением до температуры 930°C .

С учетом установленного влияния скорости охлаждения на формирование цементитной сетки при построении ТКД для стали 90 (рис. 4.1) при ТМО с температурой $T_{\text{во}} - 930^{\circ}\text{C}$ по режиму КО-2 и КП (см. табл. 5.1) с последующим охлаждением со скоростью более $10^{\circ}\text{C}/\text{с}$ в высокоуглеродистой катанке структурно свободный цементит (в виде замкнутой сетки), мартенсит и

промежуточные структуры отсутствовали (см. табл. 5.2). Основу микроструктуры высокоуглеродистой катанки составлял сорбитообразный перлит (рис. 5.7).



а, б – поверхность; в-е – центр; а, в, д – температура 850°C; б, г, е – температура 930°C;

Рисунок 5.7 – Характерная структура поверхности и центра катанки 90К после ТМО с различной температурой виткообразования.

Из таблицы 5.3 следует, что в результате формирования большего размера зерна среднее межпластиночное расстояние в перлите высокоуглеродистой катанки при термомеханической обработке по режиму КО-2 (см. табл. 5.2) с охлаждением со скоростью $10...12^{\circ}\text{C}/\text{с}$ от температуры виткообразования $T_{\text{во}}$ 930°C меньше, чем при такой же скорости воздушного охлаждения от $T_{\text{во}}$ 850°C .

Таблица 5.3 – Механические свойства и микроструктурные характеристики высокоуглеродистой катанки, охлажденной с различных температур виткообразования со средней скоростью $10^{\circ}\text{C}/\text{с}$ (режим КО-2)

Марка стали	$T_{\text{во.}}$ $\pm 15^{\circ}\text{C}$	$\sigma_{\text{в}}$, Н/мм ²	Ψ , %	δ_5 , %	Перлит 1 балла, %	S, мкм (ср.)	Зерно, номер
80	850	<u>1040 – 1150</u>	<u>31 – 42</u>	<u>11 – 15</u>	70	0,17	8...11
		$1120 \pm 15,2$	$36 \pm 2,4$	$13,1 \pm 1,5$			
80БВ	850	<u>1080 – 1160</u>	<u>32 – 41</u>	<u>12 – 15</u>	70	0,16	8...10
		$1130 \pm 15,2$	$37 \pm 2,4$	$13,5 \pm 1,2$			
	930	<u>1090 – 1170</u>	<u>36 – 43</u>	<u>14 – 18</u>	85	0,14	7...9
		$1135 \pm 13,5$	$38 \pm 2,2$	$16,2 \pm 1,1$			
90	850	<u>1220 – 1290</u>	<u>30 – 38</u>	<u>10 – 15</u>	75	0,15	9...11
		$1255 \pm 18,5$	$34 \pm 3,1$	$13,3 \pm 1,6$			
	930	<u>1210 – 1240</u>	<u>33 – 38</u>	<u>11 – 17</u>	85	0,12	8...11
		$1215 \pm 8,5$	$35 \pm 2,6$	$14,2 \pm 1,3$			

Примечание: в числителе – минимальное и максимальное значение, в знаменателе – среднее значение и среднеквадратическое отклонение.

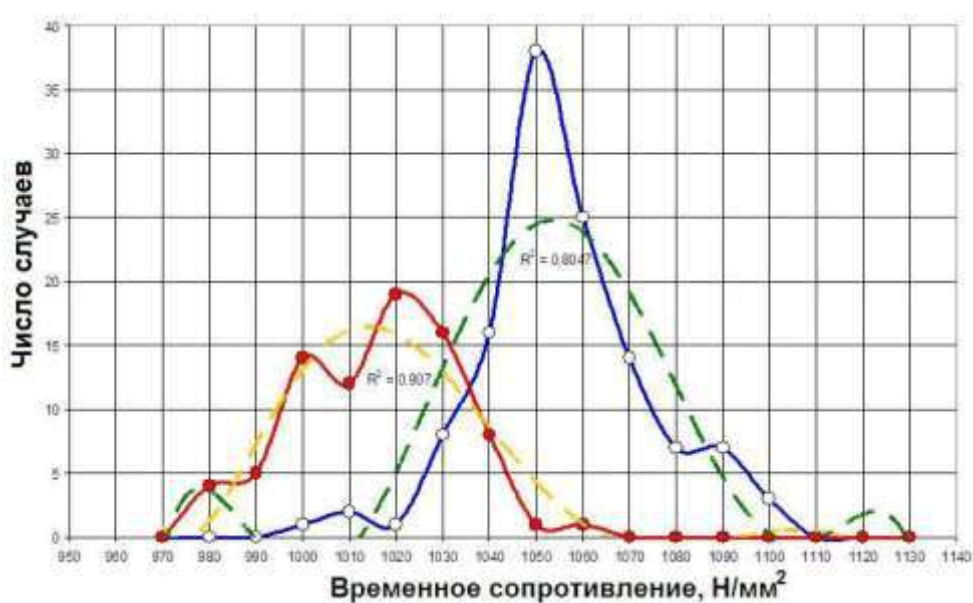
Из (табл. 5.4.) видно, что требования, предъявляемые к высокоуглеродистой катанке, произведенной на ОАО «БМЗ», более жесткие в сравнении с требованиями к катанке по ТУ У 14-4-470-2000, которые используются ПАО «АрселорМиттал Кривой Рог» и СЗАО «Молдавский металлургический завод» [248].

Таблица 5.4 – Средние значения механических свойств и микроструктурных параметров катанки диам. 5,5 мм из сталей 70 и 80 после ТМО по различным схемам

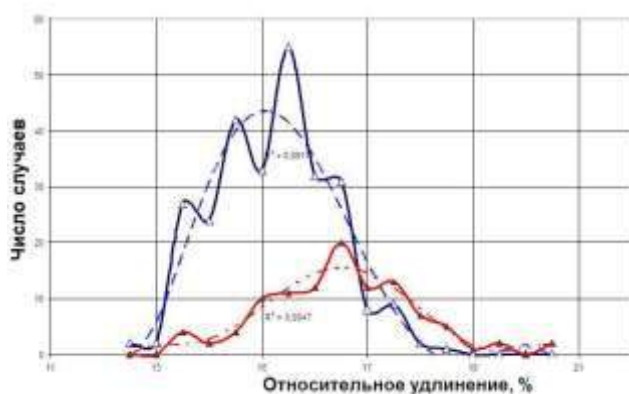
Контролируемые параметры	Марка стали	ТМО по схеме		Требования НД ¹			
		КО	КП	ОАО «БМЗ»	СЗАО «ММЗ»	«Bekaert» «Goodyear»*	«Pirelli»
σ_B , Н/мм ² (цель)	70	1050	1010	970 – 1130 (1035)	≤1160	1050 – 1180	980 – 1120
	80	1165	1140	1070 – 1210 (1140)	≤1250	1100 – 1200 (1150)*	1180 – 1220
Ψ , %	70	15,5	16,2	≥11	≥9	Не норм..	
	80	14,1	14,8	≥10	≥8		
δ_5 , %	70	42,4	45,5	≥35	≥30	≥40	≥35
	80	35,8	39,2	≥30	≥27	≥32 – 48*	≥35
Глубина ОБЗ, мм	70, 80	0,10	0,07	≤0,10 (≤1,8%)	(≤2,0%)	(≤2,2%)	(≤2,5%)
Размер зерна	70	№ 6 – 9	№ 7 – 10	Не норм.	Не норм.	30 – 60 мкм	Балл
	80	№ 6 – 10	№ 7 – 11				6 – 11
Количество перлита 1 балла	70	75	70	≥50%		≥80%	≥80%
	80	85	80				
Цементит	70	Нет	Нет	Не замкнут	Не норм.	Не норм.	Типа Б
	80	Замкнут	Не замкнут				(не замкнут)

¹ Нормативные документы: ОАО «БМЗ» – ЗТУ 840-03-2006; СЗАО «ММЗ» ТУ У 14-4-470-2000; спецификации фирм «Bekaert» – GS-02-070, GS-02-002; «Goodyear» – I.M 180 E 17.12.04; «Pirelli» – N.02B.002, N 18.V.001, N 02.B.002.

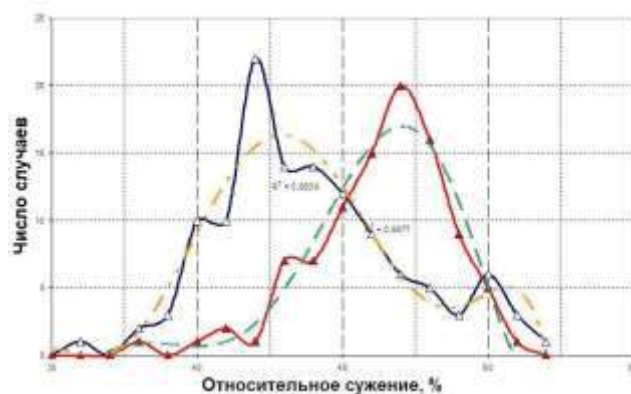
Анализ массива данных механических свойств показал, что в сравнении с базовой технологией (КО) катанка $\varnothing 5,5$ мм из высокоуглеродистой стали 70К при использовании РКБ с прокаткой при контролируемой температуре и охлаждении с температурами выше A_1 (схема КП) обеспечивает при общем уменьшении разброса свойств снижение среднего значения временного сопротивления на 40 Н/мм^2 (рис. 5.8). Пластические свойства (см. табл. 5.4) увеличились: относительное сужение – с 42,4% до 45,5%, относительное удлинение – с 15,5% до 16,2%.



а



б

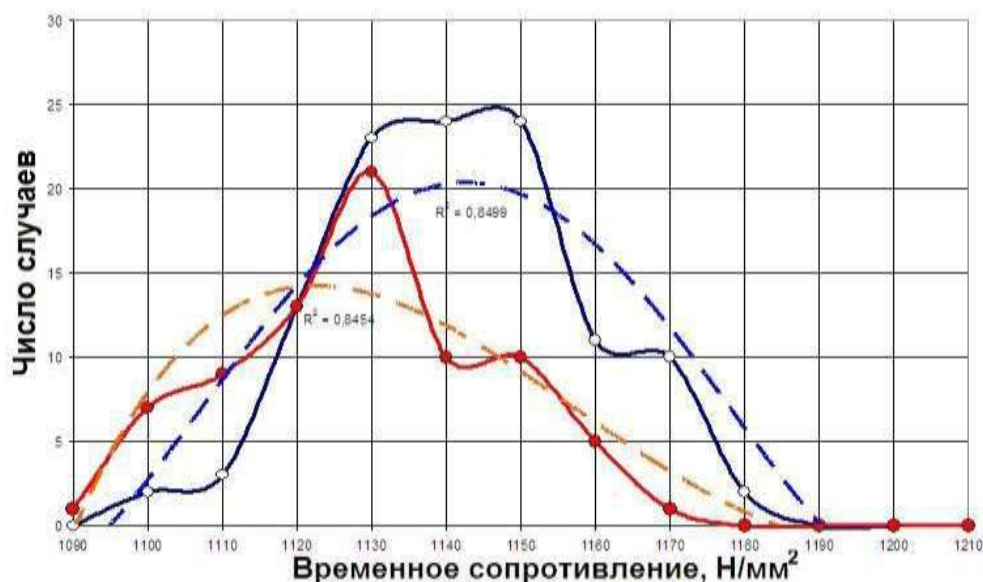


в

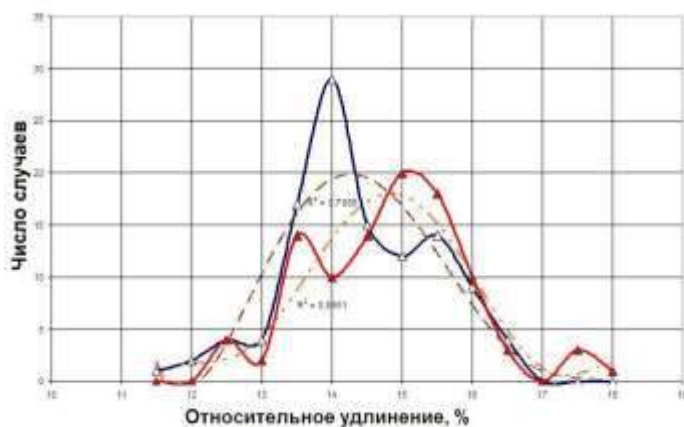
(—●—; —▲—) – использование РКБ; (—○—; —△—) – без РКБ; а – σ_B ; б – δ_5 ; в – Ψ ;

Рисунок 5.8 – Распределение относительных частот по механическим свойствам катанки диаметром 5,5 мм марки 70К, подвергнутой ТМО с использованием РКБ и без него.

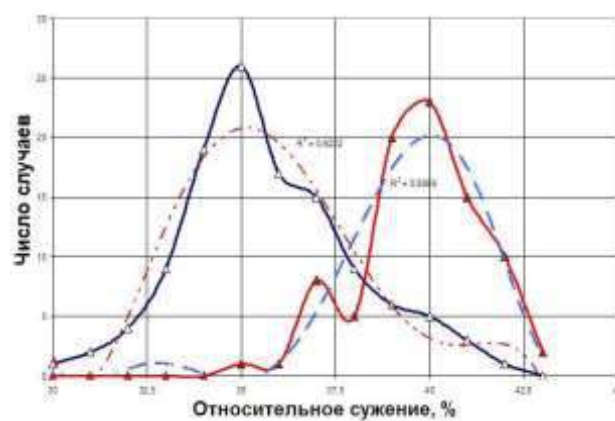
Для катанки 80К, обработанной по схеме КП, пластические свойства увеличились (средние значения относительного сужения – с 35,8% до 39,2%, относительного удлинения – с 14,1% до 14,8%, см. табл. 5.4), а временное сопротивление уменьшилось на 25 Н/мм² (рис. 5.9) [249].



а



б



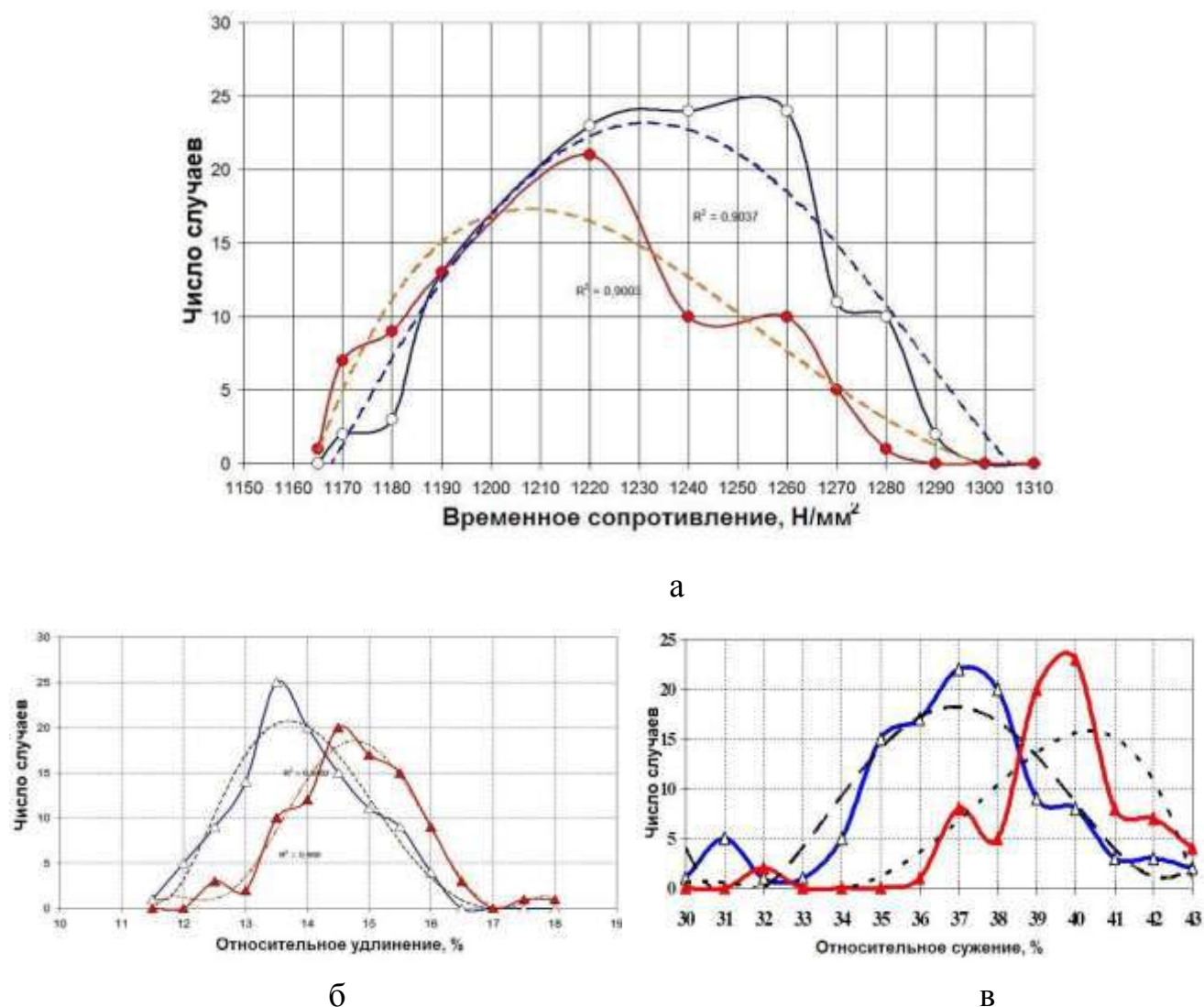
в

(—●—; —▲—) – использование РКБ; (—○—; —△—) – без РКБ; а – σ_B ; б – δ_5 ; в – Ψ ;

Рисунок 5.9 – Распределение относительных частот по механическим свойствам катанки диаметром 5,5 мм марки 80К, подвергнутой ТМО с использованием РКБ и без него.

Для катанки 90К при ТМО с обработкой по схеме КП средние значения пластических свойств увеличились, относительного сужения – на ~5%,

относительного удлинения – $\sim 2\%$; а временное сопротивление уменьшилось на $\sim 20 \text{ Н/мм}^2$ (рис. 5.10).



(—●—; —▲—) – использование РКБ; (—○—; —△—) – без РКБ; а – σ_B ; б – δ_5 ; в – Ψ ;

Рисунок 5.10 – Распределение относительных частот по механическим свойствам катанки диаметром 5,5 мм марки 90К, подвергнутой ТМО с использованием РКБ и без него.

Выявлено, что при ТМО в результате принудительного снижения температуры горячей деформации с $1050\text{...}1100^\circ\text{C}$ (режим КО-1, КО-2, см. табл. 5.1) до $900\text{...}950^\circ\text{C}$ (режим КП, см. табл. 5.1) и повышения дробности деформации (использование ЧБ и РКБ) проходят процессы повторной

(статической) рекристаллизации, частичное развитие которых приводит к повышению пластических свойств в результате уменьшения величины действительного зерна, дисперсности перлита и прочностных свойств высокоуглеродистой катанки [250-252].

Полученные промышленные данные подтверждают результаты исследований (см. раздел 3) о влиянии температурно-деформационных параметров горячей прокатки на размер аустенитного зерна в углеродистых сталях [91, 197, 198].

Таким образом, использование повышенной дробности деформации (ЧБ и РКБ) в потоке высокоскоростного проволочного стана обеспечивает повышение производительности (до 60 т/час) за счет повышения скорости прокатки (более 100 м/с) и позволяет осуществлять термомеханическую обработку с контролируемой температурой прокатки и охлаждения. Такая ТМО высокоуглеродистой стальной катанки позволила повысить пластические свойства, улучшить равномерность свойств и структуры, расширить марочный сортамент (освоено производство сорбитизированной катанки марки 90 для сверхвысокопрочной проволоки и металлокорда). Такая катанка, а также полученная из неё готовая продукция пользуется широким спросом на мировом рынке металлопродукции.

5.1.2 Особенности формирования перлитной структуры высокоуглеродистой стали в линии проволочного стана

Несовершенства строения реальных кристаллов во многом определяют механизм и кинетику фазовых и структурных превращений при термической и термомеханической обработке металлов и сплавов. В ходе горячей прокатки зерна аустенита дробятся и измельчаются, происходит их наклеп, сопровождаемый увеличением плотности дислокаций, что вызывает дополнительное повышение уровня механических свойств стального проката [74].

Последеформационное регулируемое ускоренное охлаждение препятствует развитию процессов рекристаллизации аустенита, способствуя наряду с упрочнением сохранению пластичности [75]. Известно [253], что горячая деформация аустенита с контролируемым регламентированным охлаждением катанки является одним из наиболее эффективных способов повышения свойств металлопродукции.

Исследованы особенности формирования и распределения перлитной структуры в заготовке, подкате и катанке из высокоуглеродистой стали (состав №5, см. табл. 2.1) при высокотемпературном производстве в линии проволочного стана 150 ОАО «БМЗ».

Охлаждение заготовки и образцов круглого раската от температур горячей пластической деформации осуществлялось на спокойном воздухе. При производстве заготовки (квадрат 125×125 мм) использовалась технология слитинга. В результате двойного слитинга в процессе прокатки в клети производят разделение проката (раската заготовки) на две части с выводом центральной зоны первоначального раската на одну из граней новопрокатанной заготовки. Сорбитизация высокоуглеродистой катанки произведена после чистового блока путем ускоренного двухстадийного охлаждения по способу Стелмор (режим КО-2, $T_{во}$ 930°C).

В течение всего процесса прокатки в клетях раскат имеет неравномерное распределение температуры по сечению. Температура центра раската возрастает по ходу прокатки за счет тепла деформации, что свидетельствует о локализации процессов теплообмена металла с валками и со средой в межклетевых промежутках поверхностных слоев раската.

Неравномерность температуры по сечению раскатов может оказывать влияние на состояние металла, а, следовательно, на процессы формирования структуры в линии прокатного стана. В таблице 5.5 приведены расчетные значения (по методике [254]) распределения температуры по сечению раската после промежуточной группы прокатных клетей и редуционно-калибрующего блока (РКБ) применимо к проволочному стану 150 ОАО «БМЗ».

Таблица 5.5 – Распределение температуры по сечению высокоуглеродистого раската в потоке проволочного стана 150

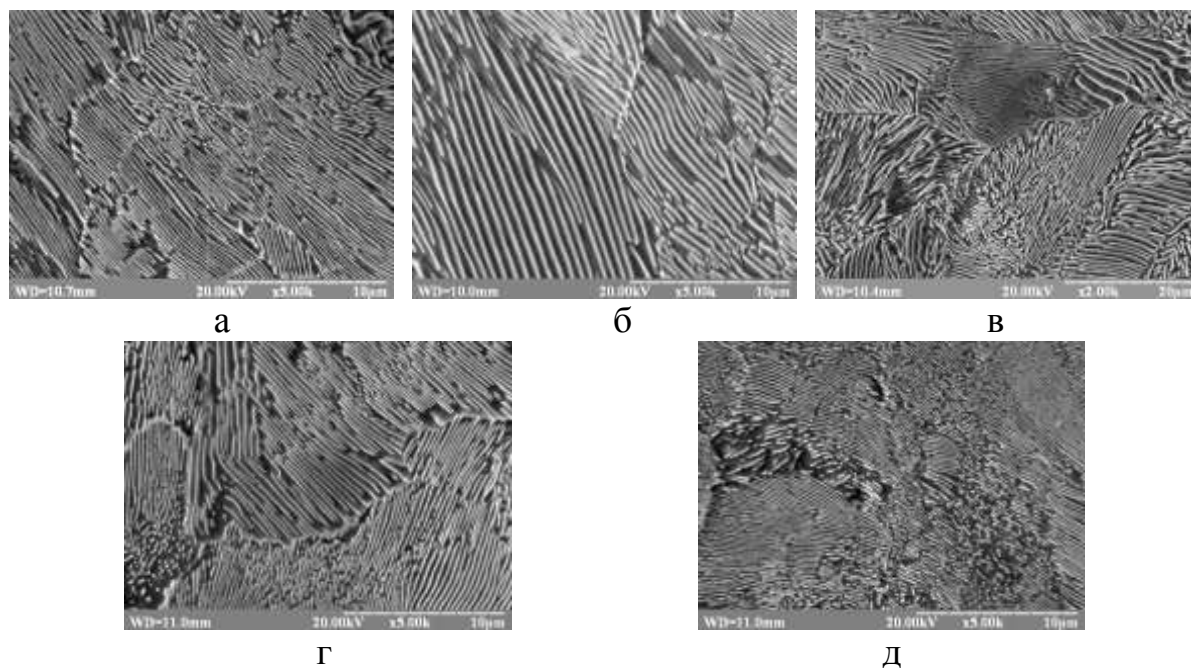
Номер клетки	Диаметр, мм	T поверхности, °C	T центра, °C
№6	62,0	925	967
№18	17,0	955	989
№34 (РКБ)	5,58	1040	1070

Учитывая различную температуру по сечению раската, была исследована микроструктура металла после деформации на различных участках проволочного стана 150 ОАО «БМЗ».

Исследования дисперсности перлита производили по длине и сечению раската из стали 80К. Отбор образцов (см. рис. 2.2) производили от одной заготовки 125×125 мм, от ее начала по сечению от поверхности (1.1.) к центру (1.3.) и 1/4 ее высоты (1.2.), а также от ее угла (1.5. – при слитинге, это центральная часть раската перед его разделением) и 1/4 диагонали (1.4.). Далее при прокатке этой заготовки отбор производили от передних концов проката Ø 62 мм – от его поверхностей (2.1. и 2.3.) и центра (2.2.), а от раската Ø 17 мм и катанки Ø 5,5 мм – по их перпендикулярным сечениям.

Среднее межпластиночное расстояние (дисперсность перлита) определено методом секущих [163] с использованием специальной авторской компьютерной программы [251]. Структура всех исследованных образцов представляет собой пластинчатый сорбитообразный перлит различной степени дисперсности (рис. 5.11 – 5.12).

Результаты исследований межпластиночного расстояния в перлите (максимальные, средние и минимальные значения) в квадратной заготовке 125×125 мм и проката Ø 62 мм от места отбора образцов по сечению (см. рис. 2.2), а также Ø 17 мм и катанки Ø 5,5 мм представлены на рис. 5.13.

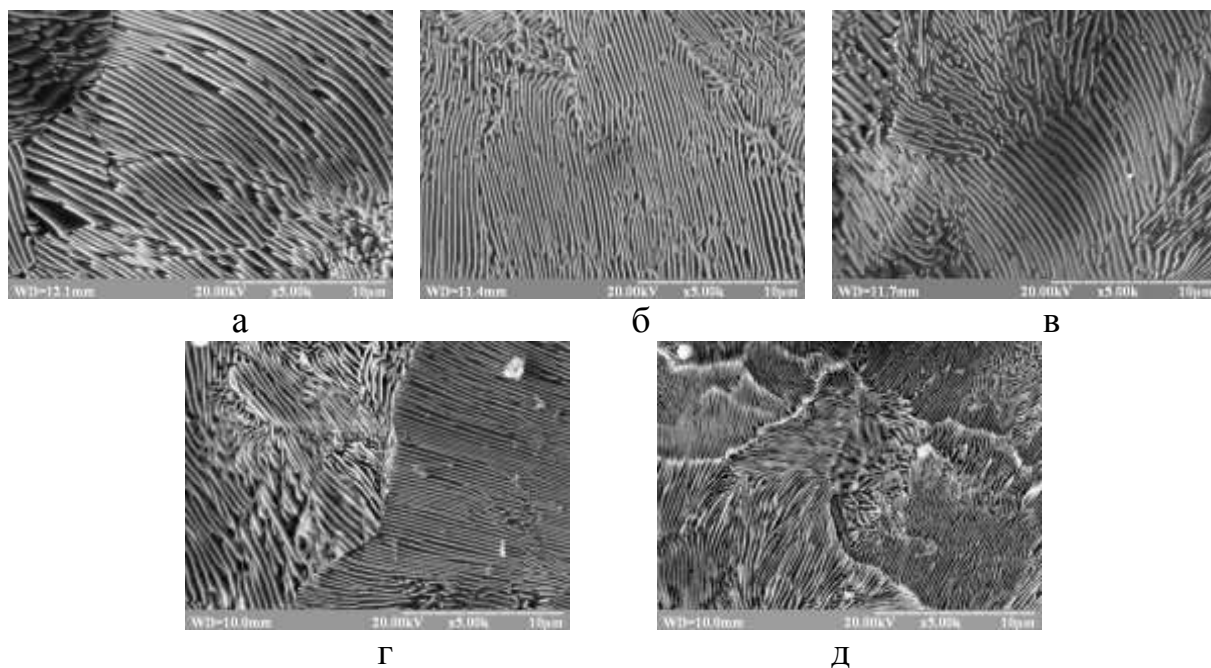


а – место отбора 1.1, $S=0,1362$ мкм; б – место отбора 1.2, $S=0,1641$ мкм;
 в – место отбора 1.3, $S=0,1555$ мкм; г – место отбора 1.4, $S=0,1438$ мкм;
 д – место отбора 1.5, $S=0,1174$ мкм;

Рисунок 5.11 – Характерные структуры стали 80К и средние значения межпластиночного расстояния в перлите в различных местах заготовки.

При температурах выше A_1 наиболее полно проходят процессы повторной рекристаллизации, развитие которых с увеличением температуры приводит к повышению аустенитного зерна (см. табл.5.2). Это обуславливает повышение устойчивости аустенита, снижение протяженности границ, уменьшение числа центров зарождения перлитных колоний и образование более дисперсного перлита [250, 255].

Поэтому при прокатке в линии проволочного стана высокоуглеродистой стали в местах раската с более высокой температурой происходит образование перлита с меньшими значениями межпластиночного расстояния. Так, в прокате $\varnothing 62$ мм среднее межпластиночное расстояние перлита в центральной части с температурой 967°C (табл. 5.5) составляет $0,1259$ мкм, а на поверхности (температура 925°C) – $0,1448\dots 0,1490$ мкм (см. рис. 5.13).



а – место отбора 2.1, $S=0,1490$ мкм; б – место отбора 2.2, $S=0,1259$ мкм;
 в – место отбора 2.3, $S=0,1448$ мкм; г – место отбора $\varnothing 17$ мм, $S=0,1208$ мкм;
 д – место отбора $\varnothing 5,5$ мм $S=0,0978$ мкм;

Рисунок 5.12 – Характерные структуры стали 80К и средние значения межпластиночного расстояния в перлите в прокате $\varnothing 62$ мм, $\varnothing 17$ мм и катанке.

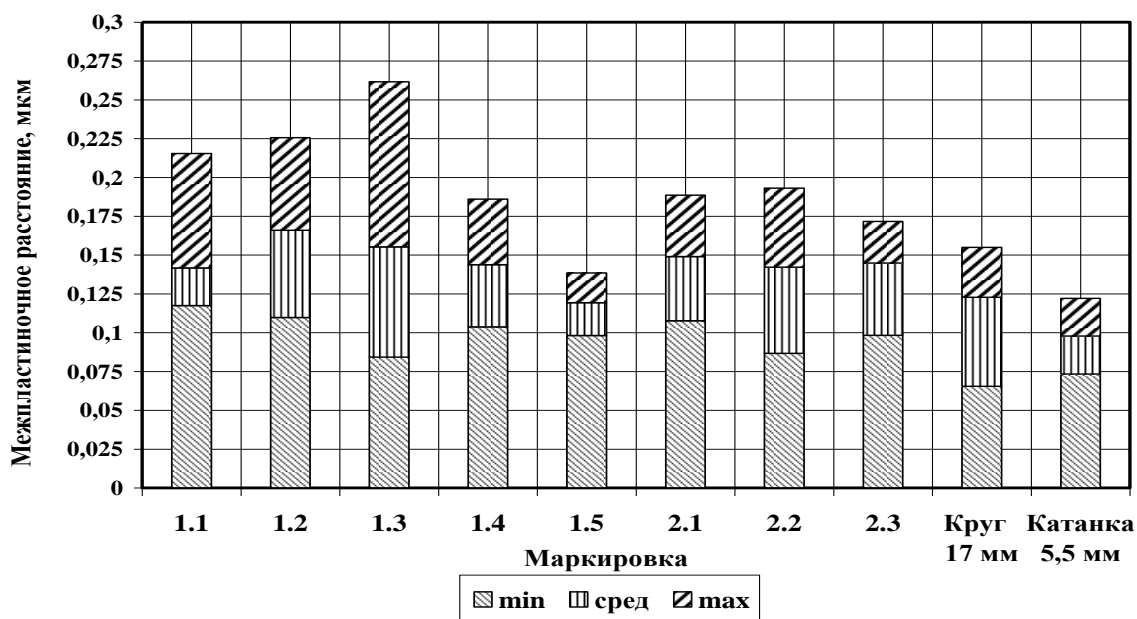


Рисунок 5.13 – Зависимости межпластиночного расстояния в перлите от места отбора образцов по сечению и длине раската при прокатке катанки из стали 80К.

Основное влияние на дисперсность и равномерность перлитной структуры оказывает ускоренное охлаждение (см. рис. 5.13). Поэтому после двухстадийного охлаждения катанки стали марки 80К (с температурой на виткообразователе выше A_1 и последующего интенсивного воздушного охлаждения [257]) среднее значение межпластиночного расстояния перлита минимально и составляет 0,0978 мкм.

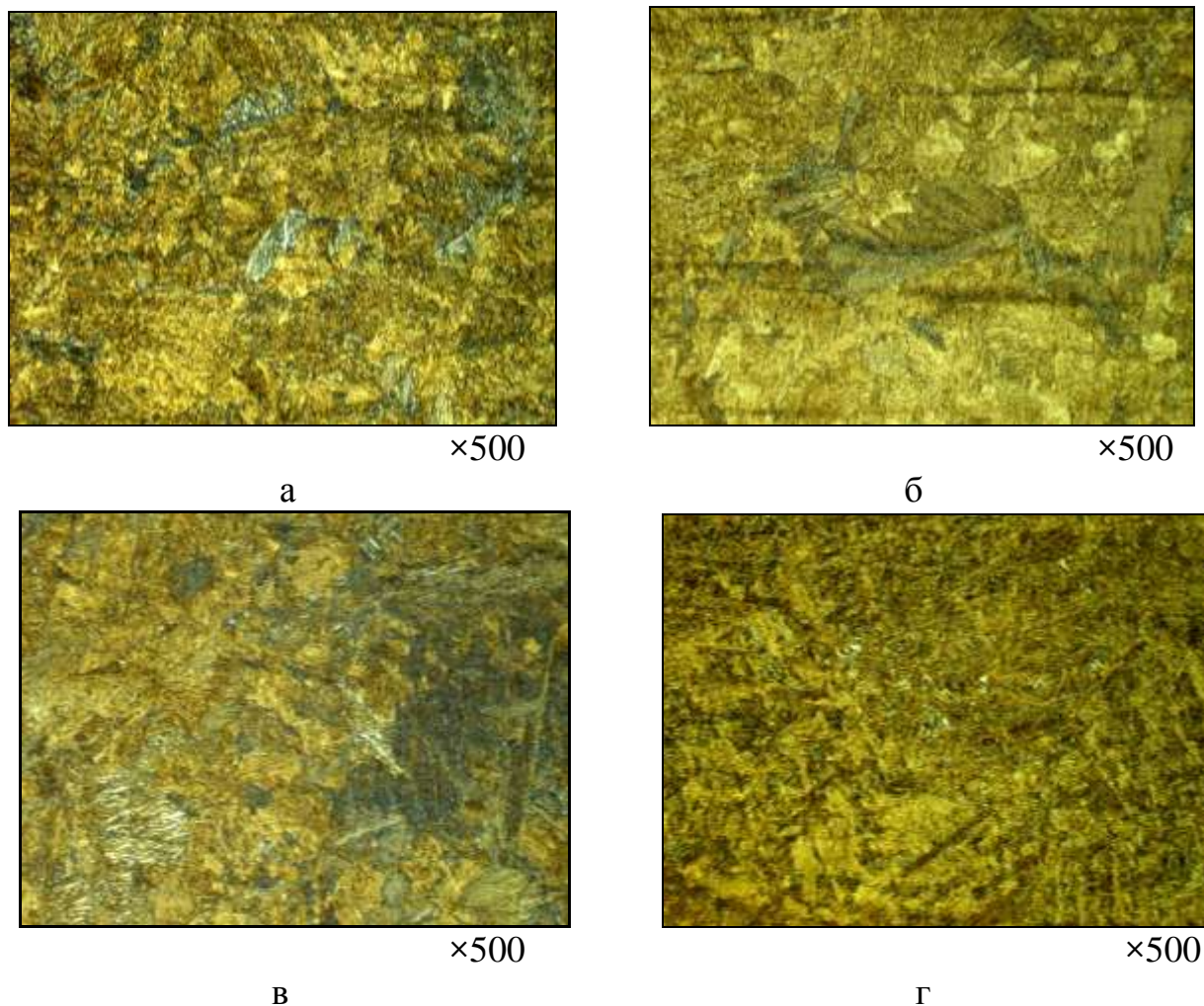
Из результатов исследований следует, что с увеличением степени деформации температура раската повышается, что приводит к наиболее полному прохождению процессов повторной рекристаллизации, увеличению аустенитного зерна и при последующем распаде к формированию дисперсной и равномерной перлитной структуры [258].

5.1.3 Влияние температуры и условий изотермической выдержки на формирование структуры высокоуглеродистой стали

Исследования выполнены на образцах проволочной заготовки \varnothing 1,8 мм из стали марки 80К (состав №6, см. табл. 2.1). Образцы длиной 250 мм обрабатывали по режиму: нагрев до 930°C, выдержка 5 минут после садки образцов в печь, охлаждение в расплаве свинца с температурой 610...400°C в течение 3-х минут. По каждому из режимов обрабатывали по 6 образцов для исследований структуры.

Микроструктурные исследования показали, что превращение аустенита во всем исследуемом температурном интервале патентирования приводит к образованию наряду с сорбитообразным перлитом структуры верхнего бейнита с изменяющейся морфологией при понижении температуры расплава свинца.

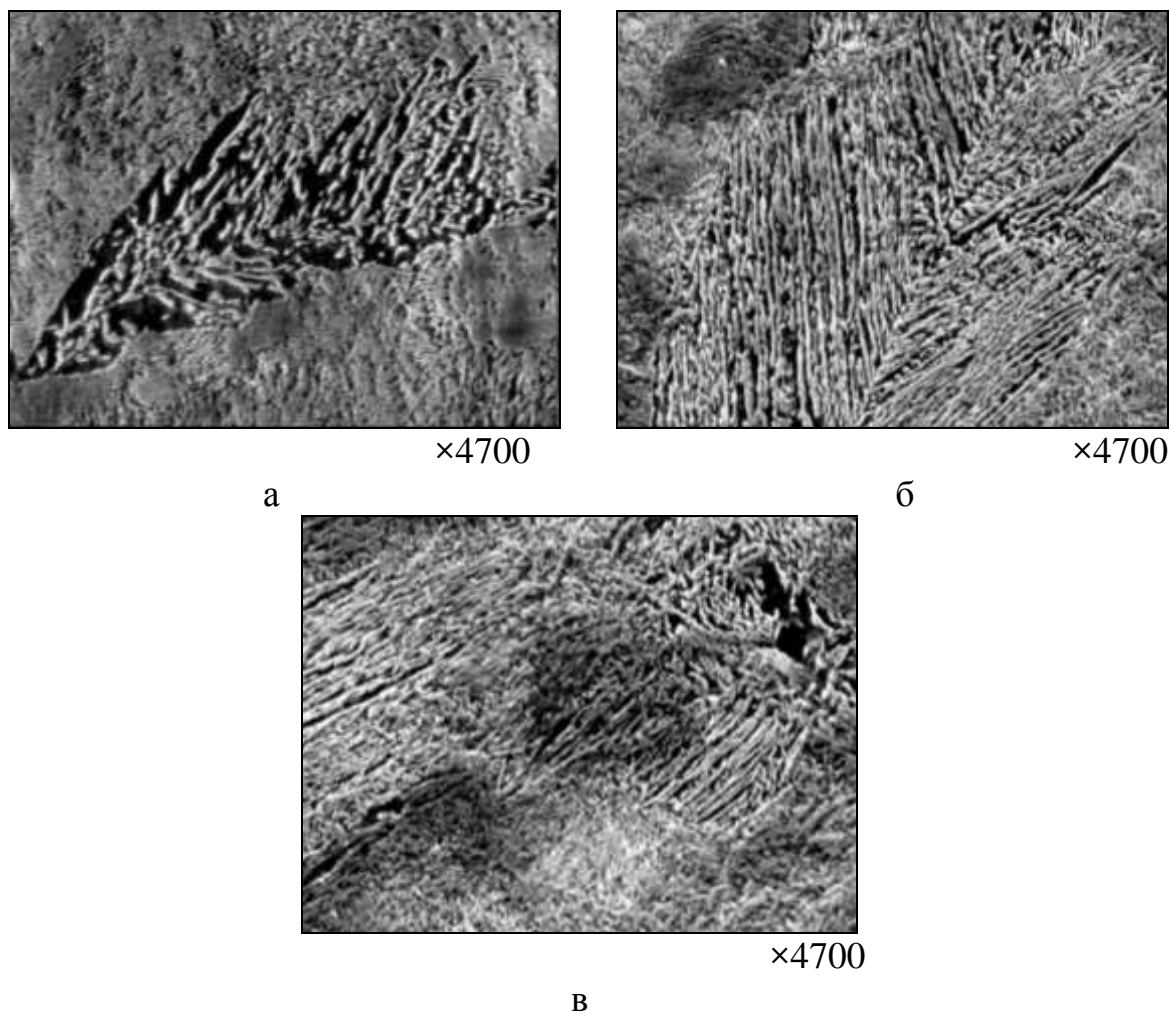
Бейнит в образцах, охлажденных при температуре расплава 610°C, имеет малую протяженность прорастания в глубь аустенитных зерен (рис. 5.14, а) и часто встречается в виде неориентированных феррито-цементитных массивов, расположенных вдоль границ зерен.



а – температура 610°C; б – температура 560°C; в – температура 540°C;
г – температура 450°C;

Рисунок 5.14 – Микроструктура стали 80К после патентирования при различных температурах свинцовой ванны.

Выполненные исследования показали, что образующаяся при температуре 610°C структура состоит преимущественно из перлита различной степени дисперсности и небольшого количества бейнитных участков, имеющих незначительную протяженность расположения в глубине зерен (рис. 5.15, а). Внутри ферритной составляющей бейнита часто наблюдается образование грубых неориентированных цементитных частиц. Встречаются участки бейнита в виде направленных игольчатых феррито-цементитных образований, расположенных под углом $\sim 45^\circ$ к границам зерен, которые также имеют малую протяженность расположения в глубине зерен [259, 260].



а – температура 610°C; б – температура 560°C; в – температура 540°C;

Рисунок 5.15 – Микроструктура стали 80К после патентирования при различных температурах.

Снижение температуры патентирования приводит к постепенному увеличению количества и протяженности бейнитных участков, приобретающих более выраженную направленность распространения в аустенитных зернах. В образцах после патентирования при 560°C (рис. 5.14, б) ощутимого изменения морфологии бейнита не происходит, но наблюдается увеличение его количества за счет роста пакетов вдоль и вглубь зерен (рис. 5.15, б). Такое структурное состояние предшествует формированию более широких бейнитных пакетов, наблюдаемых при дальнейшем снижении температуры превращений.

Изменения морфологии бейнита при патентировании наиболее видны в образцах, охлажденных при температурах расплава 540°C (рис. 5.14, в). После

патентирования при этих температурах наблюдается появление ферритных участков, перемежающихся с цементитными включениями (рис. 5.15, в).

Превращение аустенита при температуре расплава 450°C (рис. 5.14, г) приводит к формированию более однородной видимой структуры стали за счет снижения количества участков верхнего бейнита. Структура, сформированная после охлаждения в расплаве с температурой 400°C , имеет однородный вид, но строение ее структурных элементов с помощью светового микроскопа не выявляется.

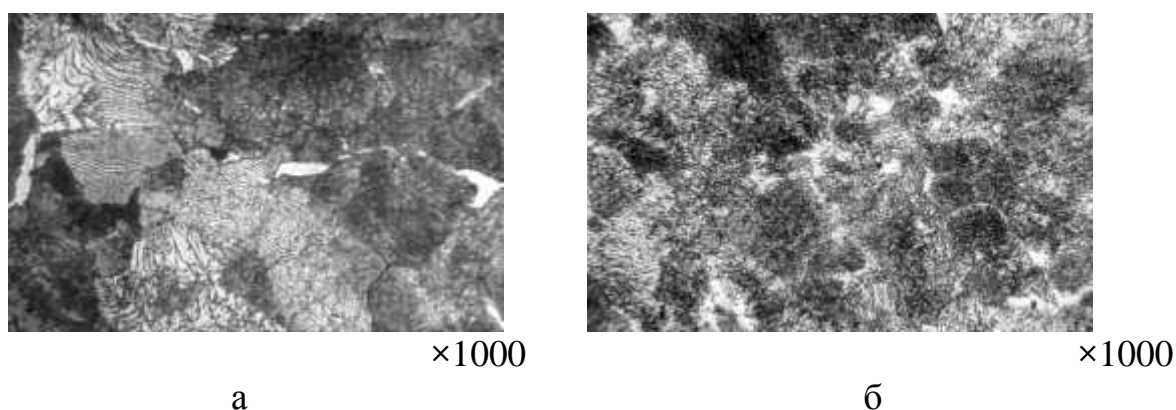
Исследование микроструктуры, образующейся в температурном интервале патентирования $590\text{...}560^{\circ}\text{C}$, обеспечивает наличие в структуре стали дисперсного перлита и небольшого количества бейнита игольчатой морфологии, имеющего направленную внутризеренную ориентацию и более совершенное кристаллогеометрическое строение. Это позволяет достичь высокого комплекса свойств патентованной проволоки. Однако наличие или отсутствие бейнита, его количество, распределение и морфология может проявить себя потом – в процессе дальнейшей переработки [225, 226].

При производстве высокоуглеродистой катанки-проволоки в качестве промежуточной термообработки применяют патентирование в расплаве соли или свинца, обеспечивающее получение требуемой структуры и свойств [37, 261]. Известно [42] об использовании так называемых EDC-процессов (псевдопатентирования), включающих нагрев металла выше A_{c3} на $50\text{...}100^{\circ}\text{C}$, выдержку при этой температуре с последующим охлаждением в горячем водном растворе поверхностно активных веществ, обеспечивающих при последующем охлаждении на воздухе квазиэвтектидный распад аустенита. Этот вид термической обработки высокоуглеродистой катанки-проволоки позволит исключить из технологического процесса селитровую ванну, что улучшит экологическую обстановку.

Исследовано влияние условий изотермической выдержки на процесс структурообразования; в высокоуглеродистой стали 70 (состав №7, см. табл. 2.1) охлаждение и выдержку производили в горячем ($70\text{...}80^{\circ}\text{C}$) водном растворе

поверхностно-активных веществ (ПАВ), который обеспечивает охлаждение проволоки со скоростью несколько меньше критической. Следует отметить, что применение водных растворов ПАВ (различной концентрации) позволяет регулировать скорость охлаждения в широких пределах за счет повышения стабильности паровой рубашки. Структура исходной катанки диам. 6,5 мм представляла сорбитообразный перлит до 35% с глубиной обезуглероженного слоя до 1,73%.

Сравнивая структуру (рис. 5.16) и свойства (табл. 5.6) проволоки диаметром 3,0 мм, охлажденной по опытным режимам, а также подвергнутой нормализации, установлено, что наиболее близкой к патентованной (при отсутствии бейнита) является проволока, охлажденная и выдержанная в горячем водном растворе ПАВ при температуре $\sim 600^{\circ}\text{C}$ [262].



а – нормализация; б – псевдопатентирование;

Рисунок 5.16 – Микроструктура проволоки из стали 70, подвергнутой нормализации и псевдопатентированию с охлаждением в растворе ПАВ до температуры 600°C .

Таким образом, с точки зрения ТМО, для последующей деформации холодноволооченной проволоки в качестве энергосберегающих и экологически чистых технологий целесообразно использование процесса псевдопатентирования в качестве промежуточной обработки высокоуглеродистой катанки-проволоки. На основании проведенных экспериментов был разработан проект промышленной установки для псевдопатентирования высокоуглеродистой катанки-проволоки.

Таблица 5.6 – Свойства проволоки из стали 70, подвергнутой ТМО при различных условиях охлаждения и изотермического распада

Виды и режимы термообработки	Механические свойства			Кол-во окалины, кг/т
	σ_B , Н/мм ²	δ , %	ψ , %	
Нормализация	$\frac{970-1050}{1020 \pm 20,2}$	$\frac{10-15}{12 \pm 0,8}$	$\frac{30-36}{32 \pm 1,9}$	3,25
Патентирование	$\frac{1170-1200}{1180 \pm 18,1}$	$\frac{12-15}{14 \pm 0,5}$	$\frac{37-40}{38 \pm 0,8}$	1,14
Псевдопатентирование – охлаждение в ПАВ до температур, °С				
850	$\frac{980-1050}{1030 \pm 12,2}$	$\frac{10-13}{12 \pm 1,0}$	$\frac{30-36}{32 \pm 2,0}$	1,82
750	$\frac{1000-1100}{1080 \pm 15,3}$	$\frac{12-14}{13 \pm 0,8}$	$\frac{31-36}{32 \pm 1,0}$	1,38
700	$\frac{1130-1170}{1150 \pm 10,4}$	$\frac{12-15}{14 \pm 0,7}$	$\frac{33-37}{36 \pm 1,0}$	1,16
600	$\frac{1150-1180}{1160 \pm 10,1}$	$\frac{12-14}{13 \pm 0,8}$	$\frac{34-38}{37 \pm 0,9}$	1,27

Примечание: в числителе – минимальное и максимальное значение, в знаменателе – среднее значение и среднеквадратическое отклонение.

5.1.4 Особенности переработки термомеханически обработанной высокоуглеродистой катанки на высокопрочную проволоку и сверхвысокопрочный металлокорд

Одним из важнейших факторов получения требуемого комплекса механических свойств готовой продукции является деформационное упрочнение, возникающее при волочении высокоуглеродистой катанки. Значительное влияние

на деформационное упрочнение высокоуглеродистой стали оказывает морфология цементита, входящего в состав перлитных колоний [136]. Показатель деформационного упрочнения определяется размером структурного элемента – межпластиночным расстоянием в перлите [263].

Феррито-цементитная структура по своей природе является композитным материалом. Изменение прочности и пластичности высокоуглеродистой стали в процессе волочения в значительной степени определяется цементитной составляющей, ее дисперсностью и равномерностью распределения в ферритной матрице [11]. Так как твердость цементита превосходит твердость ферритной матрицы [264], то пластины цементита, ориентированные вдоль оси деформации, можно рассматривать в качестве армирующего материала. Таким образом, дополнительный эффект упрочнения в процессе волочения высокоуглеродистой проволоки достигается за счет благоприятного ориентирования цементитных пластин.

Исследовали влияние химического состава на механико-технологические свойства высокоуглеродистой катанки-проволоки для металлокорда [265]. Для этого была произведена оценка деформационного упрочнения высокоуглеродистой катанки и проволоки для металлокорда различных изготовителей. С этой целью была отобрана катанка диам. 5,5 мм промышленного производства из стали 70 СЗАО «ММЗ» и 70, 80, 85 ОАО «БМЗ».

Проведение эксперимента заключалось в следующем: перед финишным волочением готовой проволоки расчетную проволочную заготовку подвергали патентированию и определяли ее прочностные свойства. После тонкого (мокрого) волочения расчетной заготовки на готовый размер проволоки определяли прочностные свойства последней. Деформационное упрочнение при волочении (n_g) рассчитывали по формуле (5.1) [136]:

$$n_g = \frac{\Delta\sigma_g}{\Delta e}, \quad (5.1)$$

– где $\Delta\sigma_g = \sigma_g^{пров} - \sigma_g^{заг-ки}$ ($\sigma_g^{пров}$ – предел прочности готовой проволоки,

$\sigma_6^{заг-ки}$ – предел прочности патентованной расчетной заготовки);

– Δe – истинная степень деформации ($\Delta e = \ln\{D^2/d^2\}$) при волочении расчетной заготовки (D) на готовую проволоку (d).

Параметры волочения расчетной заготовки до готовой проволоки для металлокорда приведены в таблице 5.7.

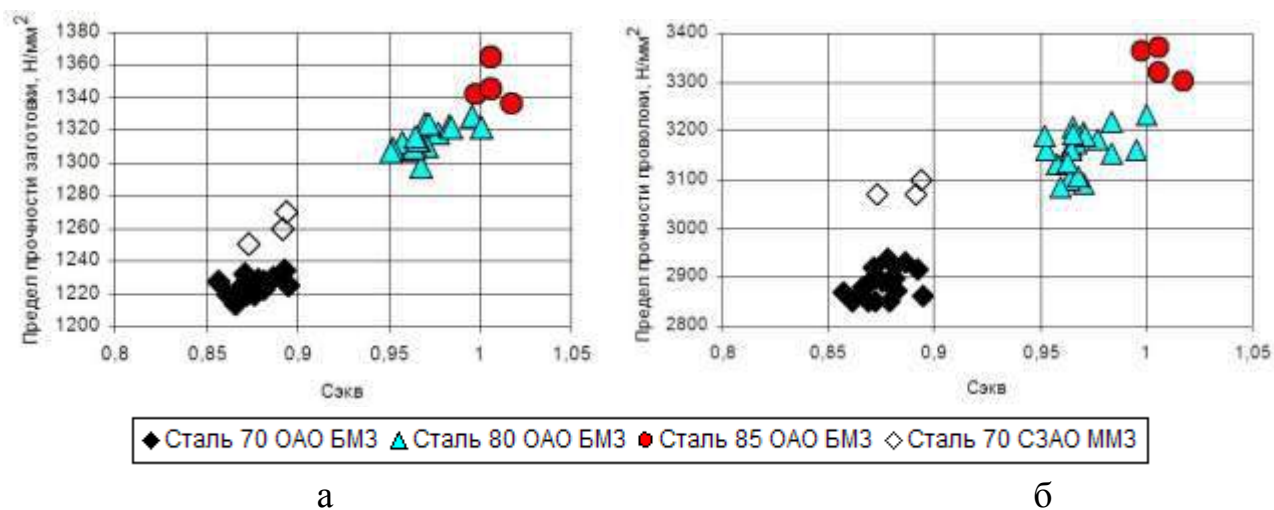
Таблица 5.7 – Параметры волочения расчетной высокоуглеродистой заготовки различных производителей

Марка стали	Завод-изготовитель	Диаметр расчетной заготовки, мм	Диаметр готовой проволоки, мм	Истинная степень деформации (Δe)
70	СЗАО «ММЗ»	1,0	0,175	3,49
70	ОАО «БМЗ»	1,78	0,30	3,56
80		1,78	0,30	3,56
85		2,11	0,35	3,59

Анализ химического состава указанных марок сталей показал, что сталь производства СЗАО «ММЗ» характеризуется повышенным содержанием примесей цветных металлов (Cr, Ni, Cu) и азота по сравнению со сталью производства ОАО «БМЗ» [266].

Полученные данные подвергали статистической обработке, по результатам которой с использованием [267] были получены графические зависимости прочностных свойств расчетной заготовки и готовой проволоки, а также деформационного упрочнения от следующих параметров: Z_y и $C_{экв}$, где Z_y – интегральный физико-химический эквивалент; $C_{экв}$ – углеродный эквивалент, соответствующий выражению $C + Mn/5 + Si/7 + (Cr + Ni + Cu)/12$.

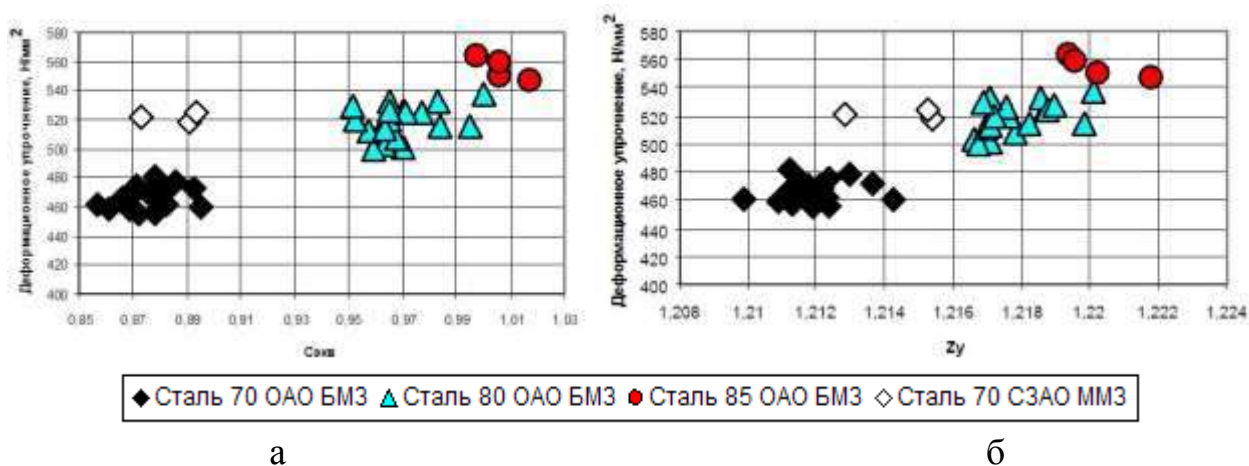
Зависимости предела прочности расчетной заготовки и проволоки для металлокорда от $C_{экв}$ приведены на рис. 5.17. Зависимости деформационного упрочнения проволоки для металлокорда от Z_y и $C_{экв}$ приведены на рис. 5.18.



а – расчетная заготовка; б – готовая проволока;

Рисунок 5.17 – Зависимость предела прочности расчетной заготовки и готовой проволоки от углеродного эквивалента.

Прочностные свойства и деформационное упрочнение проволоки для металлокорда в основном наиболее значимо определяются и углеродным эквивалентом (см. рис. 5.17), и интегральным физико-химическим эквивалентом (см. рис. 5.18): с ростом указанных параметров показатели прочностных свойств и деформационного упрочнения возрастают.



а – углеродный эквивалент ($C_{эқв}$); б – интегральный физико-химический эквивалент (Zy);

Рисунок 5.18 – Зависимость деформационного упрочнения проволоки от углеродного и интегрального физико-химического эквивалента.

Прочностные характеристики и деформационное упрочнение проволоки для металлокорда существенно зависят от содержания в стали примесей (Cr, Ni, Cu, N). При суммарном содержании этих примесей ~0,30% (СЗАО «ММЗ») деформационное упрочнение и предел прочности высокоуглеродистой проволоки снижаются на 12% и 7% соответственно в сравнении со сталью с общим содержанием примесей ~ 0,075% (ОАО «БМЗ»).

Как ранее указывалось, цель ТМО – используя возникшие при пластической деформации несовершенства кристаллического строения, получить новое структурное состояние металла и оптимизировать соотношение между пластическими и прочностными свойствами. Известно, что при последующей переработке катанки на проволоку в процессе волочения происходит упрочнение металла (наклеп) и снижение ее пластичности [68]. При определенной степени суммарного обжатия проволока становится хрупкой. Поэтому для дальнейшей переработки ее подвергают специальной изотермической обработке – патентированию. В этом случае проволока приобретает сорбитообразную структуру (перлит 1-го балла по ГОСТ 8233-56), что приводит к снятию деформационного наклепа и позволяет осуществлять дальнейшую протяжку проволоки без обрывов.

Патентирование является, по существу, одним из вариантов ТМО. Исходным материалом служит высокоуглеродистая сталь со структурой после холодного волочения, которая характеризуется предпочтительной ориентацией кристаллов пластинчатого перлита вдоль оси деформации. В процессе патентирования происходит изменение структуры путем аустенитизации и последующего изотермического превращения в сорбитообразный перлит. В этом случае деформация, возникающая при волочении, протекает более равномерно по объему металла.

Операция патентирования кордовой проволоки заключается в нагреве холодноволоченной заготовки до температуры 920...950°C, выдержке при этой температуре и последующем охлаждении в расплаве свинца или селитры с температурой расплавов 550°C. Операция патентирования может быть

предварительной или промежуточной термической обработкой. Ее цель – создание структуры дисперсного перлита (сорбита), обеспечивающей возможность достижения высоких степеней деформации при последующем волочении. Структура сорбита обеспечивает не только высокое упрочнение в результате деформации, но и достаточно высокие характеристики пластичности и вязкости [68]. Конечный комплекс свойств высокопрочной проволоки малого диаметра формируется после окончательного волочения и свивки корда, а также после возможного естественного или искусственного старения [136].

На период освоения производства сверхвысокопрочного металлокорда в качестве исходного материала использовали стальную катанку из стали 85, термомеханически обработанную с температурой виткообразования $850 \pm 15^\circ\text{C}$. Такая катанка перерабатывалась на проволоку диаметром 0,35 мм с использованием 2-х термотравильных переделов (рис. 5.19).



Рисунок 5.19 – Технологическая схема переработки, базовая и новая, термомеханически обработанной высокоуглеродистой стальной катанки на сверхвысокопрочный металлокорд конструкции 3+2×0,35ST.

При использовании термомеханически обработанной катанки из стали 90К

с температурой виткообразования $930 \pm 15^\circ\text{C}$ для переработки на диаметр 0,35 мм качественные характеристики обеспечиваются одним термотравильным переделом (см. рис. 5.19).

Определяли технологичность переработки при изготовлении сверхвысокопрочного металлокорда конструкции $3+2 \times 0,35\text{ST}$ из термомеханически обработанной катанки стали 90К (состав №3, см. табл. 2.1), охлажденной с температуры 850 [268] и $930 \pm 15^\circ\text{C}$ [269, 270] со средней скоростью $15 \dots 20^\circ\text{C}/\text{с}$ [219, 220, 257].

После подготовки поверхности катанку диаметром 5,5 мм прямым волочением (без патентирования) протягивали на диаметр 1,94 мм на стане типа 1600/4+1250/9 в 9 проходов по маршруту волочения $[5,50]-4,95-4,35-3,83-3,39-3,01-2,68-2,39-2,14-1,94$ мм. Скорость волочения – 12 м/с. Обрывов и замечаний при волочении всего объема катанки не было.

Холоднотянутую проволоку-заготовку диаметром 1,94 мм патентировали и латунировали на термо-травильно-гальваническом агрегате. При существующем производственно-скоростном режиме время нахождения проволоки диаметром 1,94 мм в изотермической патентировочной ванне предусмотрено 12 с. Однако при температуре 550°C в локальных участках проволоки образовывались бейнитные участки, поэтому температуру изотермической выдержки подняли до $560 \dots 570^\circ\text{C}$ [271]. После выхода из патентировочной ванны с температурой 560°C и последующего охлаждения водой перед кислотным травлением в структуре опытного металла бейнитные и троосто-мартенситные структуры отсутствовали [230]. Это объясняется полным протеканием в течение 12 с в проволоке диаметром 1,94 мм распада аустенита только по диффузионному механизму, что и обеспечило формирование структуры сорбитообразного перлита.

Сравнительные исследования показали наличие цементитной сетки в патентированной проволоке диам. 1,94 мм, изготовленной из термомеханически обработанной катанки, охлажденной с температуры 850°C , что подтверждает структурную наследственность конечного (проволоки) от исходного состояния металла (катанки).

Временное сопротивление разрыву патентированной заготовки диаметром 1,94 мм составило 1380...1410 Н/мм² при требованиях (ТИ 840 -СП2-14-2003) – 1340...1420 Н/мм². Патентированную заготовку с латунным покрытием протягивали на диаметр 0,35 мм на стане типа НТ 12.6М в 25 проходов по маршруту волочения – {1940}-1748-1575-1420-1283-1190-1161-1054-960-878-803-735-688-673-615-576-562-514-481-471-432-405-396-370-357-349 мкм.

Технологичность волочения находилась на одном уровне с серийным металлом. Временное сопротивление разрыву тонкой латунированной проволоки составляло 3280...3350 Н/мм² при требованиях (ТИ 840-СП2-14-2003) – 3220...3420 Н/мм².

Сверхвысокопрочный металлокорд конструкции 3+2×0,35ST свивали на канатных машинах двойного кручения типа TD 2/202. Разрывное усилие металлокорда составило ~1520 Н. Технологичность переработки (обрывность) при свивке металлокорда, изготовленного из термомеханически обработанной катанки стали 90К, охлажденной с температуры 930°С, составила 5,7 обр/т, а из охлажденной с температуры 850°С обрывность составила 19 обр/т (наличие замкнутой цементитной сетки). В сравнении с базовой технологией производства корда из стали 85 обрывность снизилась в 2,5 раза [200, 253].

Результаты проведенных исследований показали, что для производства сверхвысокопрочного металлокорда необходимо использование термомеханически обработанной катанки стали 90К, охлажденной с температуры 930 ± 15°С со средней скоростью 15...20°С/с [211, 247, 272, 273].

При использовании базовой технологии производства высокопрочной бортовой проволоки из высокоуглеродистой катанки во время испытаний на скручивание происходило расслоение металла, что недопустимо и требовало проведения дополнительной промежуточной термической обработки (патентирования) [220, 242, 253]. При этом изготовление высокопрочной бортовой проволоки проводили по схеме: катанку диаметром 5,5 мм после кислотного травления волочили на диаметр 5,2 мм, подвергали патентированию и последующему волочению на диаметр 1,83...1,55 мм (рис. 5.20).

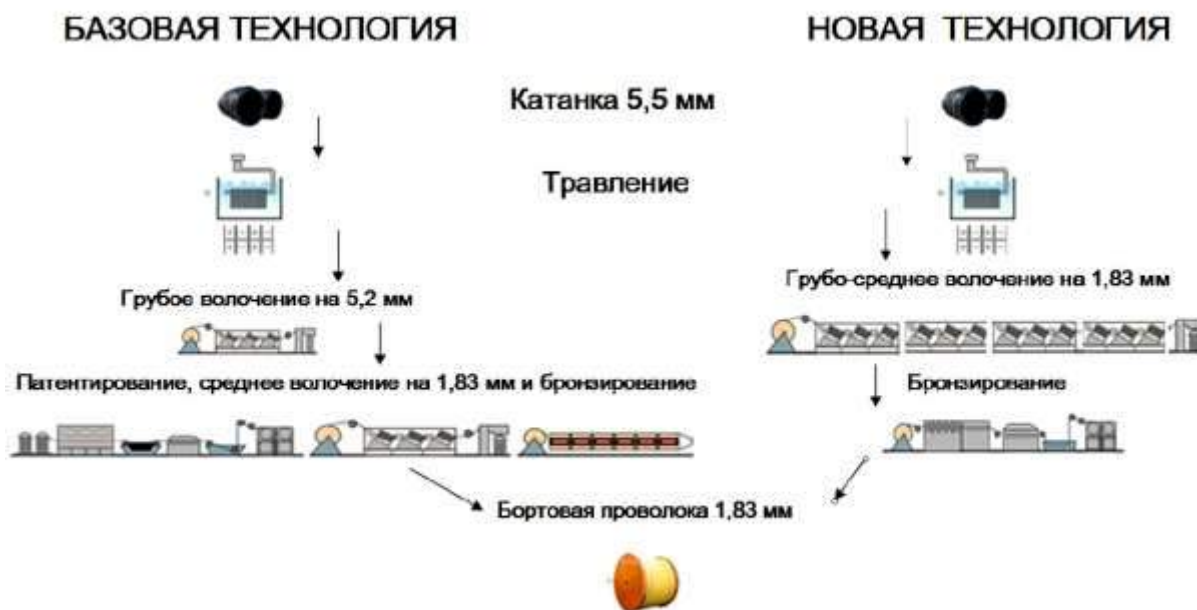


Рисунок 5.20 – Технологическая схема переработки, базовая и новая, термомеханически обработанной высокоуглеродистой стальной катанки на высокопрочную бортовую проволоку.

Из катанки 80БВ и 90Б, охлажденной в процессе ТМО с температуры 850 и $930 \pm 15^\circ\text{C}$ со средней скоростью $15...20^\circ\text{C}/\text{с}$, прямым волочением (без патентирования) изготовлена высокопрочная бортовая бронзированная проволока диаметром 1,83 и 1,6 мм (табл. 5.8).

Переработку термомеханически обработанной по новому режиму высокоуглеродистой катанки из сталей 90 и 80 на проволоку производили на сталепроволочном переделе ОАО «БМЗ». Производство проволоки диаметром 1,83 и 1,6 мм осуществляли на станах типа 2500/2+1600/2+2250/9 при скорости $9,0 \pm 1,0$ м/с согласно ВТК 840-СП1-04/04-2006. Волочение на $\text{Ø}1,83$ мм осуществляли по маршруту волочения: [5,50]-4,98-4,35-3,82-3,37-3,30-2,94-2,62-2,57-2,32-2,11-2,07-1,88-1,82 мм. Значения разрывного усилия, относительного удлинения и числа перегибов высокопрочной проволоки диаметром 1,60 и 1,83 мм соответствовали необходимым нормативным требованиям (см. табл. 5.8).

Таблица 5.8 – Механические свойства высокопрочной бортовой проволоки, изготовленной из катанки диаметром 5,5 мм, охлажденной в процессе ТМО после виткообразования со средней скоростью 15°С/с

Марка стали	$T_{во.}, \pm 15^{\circ}\text{C}$	$\varnothing, \text{мм}$	Разрывное усилие, Н	$\delta_5, \%$	Число перегибов	Число скручиваний	Характер разрушений
80БВ	850	1,60	$4200 - 4700$ 4500 ± 180	$6,3 - 7,35$ $6,7 \pm 0,32$	$12 - 15$ $13,2 \pm 0,8$	$28 - 35$ $32 \pm 1,8$	с расслоением
	930	1,60	$4250 - 4500$ 4380 ± 110	$6,5 - 7,9$ $7,1 \pm 0,29$	$13 - 16$ $14,3 \pm 0,7$	$30 - 35$ $33 \pm 0,9$	без расслоения
90Б	850	1,83	$5587 - 5997$ 5850 ± 140	$6,1 - 7,2$ $6,6 \pm 0,35$	-	$9 - 42$ $28 \pm 7,4$	с расслоением
	930	1,83	$5572 - 5834$ 5710 ± 120	$6,3 - 7,5$ $6,9 \pm 0,31$	-	$31 - 45$ $36 \pm 2,2$	без расслоения
Требования спецификаций «Michelin» и «Goodyear»							
80		1,60	4450 ± 270	не менее			расслои недопустим
90		1,83	5800 ± 260	6	10	25	
				6	-	15	

Примечание: в числителе – минимальное и максимальное значение, в знаменателе – среднее значение и среднеквадратическое отклонение.

Характер разрушения определялся после испытаний образцов на скручивание по шкалам оценки типов изломов (см. рис. 2.1).

Известно, что холодное волочение с высокими суммарными обжатиями при непрерывно повышающейся прочности проволоки может привести к повреждению поверхности и расслоению металла [68]. Проволока, изготовленная из катанки, охлажденной с температуры 850°С, диаметром 1,60 из стали 80БВ расслаивалась при испытании на скручивание (тип 2, г оценочной шкалы, см. рис. 2.1), а диаметром 1,83 мм из стали 90Б еще имела неудовлетворительное число скручиваний (см. табл. 5.8).

Проволока, из катанки, охлажденной с температуры $T_{во}$ 930°C, – с удовлетворительным числом скручиваний и без расслоений (см. табл. 5.8). Проволока после испытаний на скручивание имела нормальный излом без расслоений, плоскость излома перпендикулярна оси проволоки (тип 2, а оценочной шкалы, см. рис. 2.1). Проведенный металлографический анализ всех образцов показал, что размер неметаллических включений не превышал 0,5 балла. Поэтому влияние неметаллических включений на расслоение проволоки исключено.

Расслоение при испытании на скручивание высокопрочной бортовой проволоки вызывается неравномерностью внутренних напряжений, возникающих вследствие холодной деформации. Внутренние напряжения являются одним из показателей, определяющих свойства металла. Остаточные искажения кристаллической решетки, согласно [274], вызываются остаточными напряжениями первого, второго и третьего рода. Остаточные напряжения второго рода уравниваются в объемах зерен и определяются по уширению линий на рентгенограммах.

Исследовали тонкую кристаллическую структуру феррита в перлите в холодноволокочной проволоке диаметром 1,6 мм (состав №8, см. табл. 2.1), которая после испытаний на скручивание имела различный характер разрушения (с расслоением и без расслоения). Исследования проводили методом аппроксимации профилей рентгеновских интерференций [275].

Согласно положениям используемого метода [276], при отношении β_{211}/β_{110} в пределах больше 1,23, но меньше 2,13 уширение интерференций β определяется микронапряжениями решетки α -фазы (феррита в перлите) $\frac{\Delta a}{a}$ и измельчением блоков (субзерен) D_{HKL} .

Плотность дислокаций (ρ), согласно [277], рассчитывали в соответствии с формулой (5.2).

$$\rho = \sqrt{\rho_{D_{HKL}} \cdot \rho_{\frac{\Delta a}{a}}} \quad (5.2)$$

Установлено (табл. 5.9), что в проволоке (без расслоения), изготовленной из катанки, охлажденной с температуры $T_{\text{во}} 930^{\circ}\text{C}$, плотность дислокаций больше в 1,34 раза, чем из катанки, охлажденной с температуры $T_{\text{во}} 850^{\circ}\text{C}$ (с расслоением). Это объясняется более дисперсной перлитной структурой в исходной катанке (см. табл. 5.3) [221].

Таблица 5.9 – Параметры тонкой структуры феррита в перлите в образцах с разным характером разрушения после испытаний на скручивание

Характер разрушения	Интерференция	β , мрад.	β_{211}/β_{110}	D_{HKL} , $\times 10^{-5}$, см	$\rho_{D_{\text{HKL}}}$, $\times 10^{11}$, см^{-2}	$\frac{\Delta a}{a}$, $\times 10^{-3}$	$\rho_{\frac{\Delta a}{a}}$, $\times 10^{11}$, см^{-2}	ρ , $\times 10^{11}$, см^{-2}
Расслоение	(110)	4,54	1,35	0,38	2,078	0,33	0,014	0,1705
	(211)	6,14						
Без расслоения	(110)	4,09	1,92	1,54	0,127	1,78	0,411	0,2285
	(211)	7,87						

Поэтому в высокопрочной бортовой проволоке, изготовленной из катанки, охлажденной в процессе ТМО с температуры $930 \pm 15^{\circ}\text{C}$ со средней скоростью $15^{\circ}\text{C}/\text{с}$, благодаря формированию перлита с меньшим средним значением межпластиночного расстояния, обеспечивается устойчивость к расслоению металла после скручивания [247, 249, 251, 278].

5.2 Особенности структурообразования в поверхностных слоях высокоуглеродистой катанки после термомеханической обработки

При нагреве в печи стальной заготовки для производства высокоуглеродистой катанки поверхностные слои металла одновременно окисляются (первичная окалина) и подвергаются обезуглероживанию [149].

Известно [150], что обезуглероживание стали – это процесс взаимодействия

углерода с газовой атмосферой, сопровождающийся уменьшением концентрации углерода в поверхностных слоях катанки. Обезуглероживание является процессом встречной двухсторонней диффузии, так, газы диффундируют к поверхности металла, а навстречу им движутся газообразные продукты реакции. Деформация ускоряет диффузию атомов внедрения, и в горячедеформируемом стальном прокате создаются условия для перераспределения углерода в приповерхностном слое. Углерод вследствие разности концентрации перемещается из внутренних слоев к поверхностным обезуглероженным слоям, поэтому происходит общее снижение углерода в металлопродукции. Если скорость окисления больше скорости диффузии углерода в стали, происходит окалинообразование, так как в этом случае кислород может окислять одновременно углерод и железо.

Обезуглероживание поверхности металла является нежелательным явлением, в первую очередь, для изделий, воспринимающих контактные и знакопеременные) нагрузки. При этом обезуглероживание определяется как частичное, т.е. различием микроструктуры поверхности и глубинных слоев металла. Наряду с проблемой обеспечения общего низкого обезуглероживания проката, которое оказывает отрицательное влияние на служебные характеристики готовых изделий, своеобразное влияние обезуглероживание оказывает на технологические процессы при переработке проката на метизном переделе. При неравномерном обезуглероживании проката наблюдается неравномерный захват смазки [155].

Как было ранее показано (см. раздел 1, п. 1.3), одним из факторов воздействия на формирование частичного (видимого под оптическим микроскопом) обезуглероженного слоя в катанке является в процессе ТМО ускоренное охлаждение водой (первая стадия) [152], в процессе которого поверхностные слои катанки переохлаждаются ниже точки M_n практически независимо от длительности ускоренного охлаждения. При этом в поверхностных слоях катанки образуется либо сорбит отпуска, либо формируется структура двойной фазовой перекристаллизации.

В ходе нагрева в печи стальной заготовки для производства катанки

поверхностные слои металла одновременно окисляются и подвергаются обезуглероживанию [153, 154]. Деформация ускоряет диффузию атомов внедрения, и в горячедеформируемом стальном прокате создаются условия для перераспределения углерода в приповерхностном слое [152]. Поскольку скорость диффузии углерода в феррите больше, чем в аустените, на глубину обезуглероженного слоя оказывают также влияние температурные условия деформации и последующего охлаждения [152]. Одним из факторов воздействия на формирование поверхностных структур, определяющихся в катанке как зона частичного (видимого) обезуглероживания, является ТМО.

Было изучено распределение глубины обезуглероженного слоя (табл. 5.10) по периметру углеродистой катанки [279].

Таблица 5.10 – Микроструктурные характеристики и количество окалины в высокоуглеродистой катанке различных заводов-изготовителей

Изготовитель	Марка стали	Обезуглероженный слой, ср./max, %	Перлит 1-го балла, %	Окалина, кг/т	Способ охлаждения ($T_{\text{вд}}$, °C)
ОАО «МакМЗ»	70	1,9/2,7	30	2,5	Двухстадийное (720)
ОАО «Северсталь»		1,6/2,2	30	3,0	Двухстадийное (750)
СЗАО «ММЗ»		0,8/1,2	50	5,0	Двухстадийное (850)
ПАО «АрселорМиттал Кривой Рог»		1,2/1,6	40	3,2	Двухстадийное (820)
ОАО «БМЗ»	80	1,2/1,3	60	3,0	Двухстадийное (850). Режим КО-1
Требования НТД					
ДСТУ 3683-98	70,	$\leq 2,0 / \leq 3,0$	≥ 50	$\leq 6,0$	Двухстадийное
ЗТУ 840-03-2001	80	$\leq 1,5 / \leq 2,0$		≥ 40	
ТУ У 14-4-470-2000	70		$\leq 2,5 / \leq 3,0$		
ТУ У 27.1-4-521-2002		$\leq 8,0$			
ТУ 14-15-334-94		$\leq 9,0$			

На рис. 5.21 – 5.25 приведены микроструктура и распределение глубины обезуглероженного слоя по периметру катанки различных заводов-изготовителей (цифры у соответствующих экспериментальных точек показывают глубину локального обезуглероживания, $\text{мм} \times 10^{-3}$).

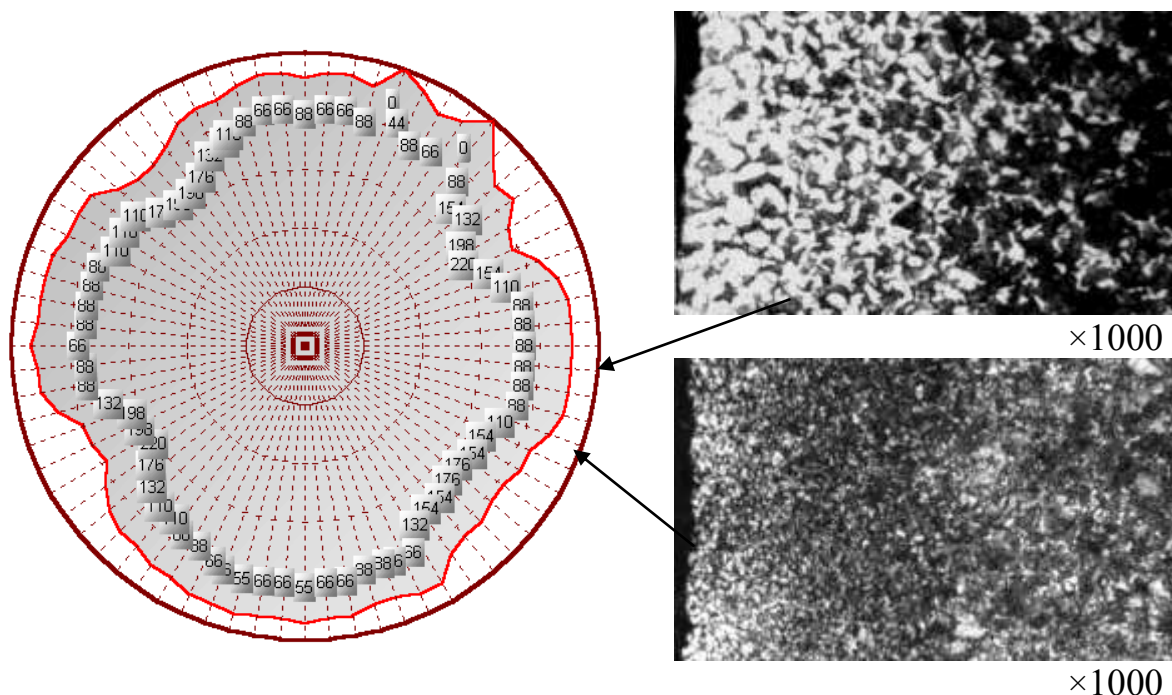


Рисунок 5.21 – Распределение обезуглероженного слоя по периметру катанки диам. 6,5 мм из стали 70 производства ОАО «МакМК» и характерная структура поверхности.

Учитывая, что после горячей прокатки катанки наиболее современным и прогрессивным способом её охлаждения является процесс двухстадийного охлаждения, после такой обработки обезуглероженность исследовали в углеродистой катанке из стали 70 и 80 производства: ОАО «МакМЗ», ОАО «Северсталь», ПАО «АрселорМиттал Кривой Рог», СЗАО «ММЗ», ОАО «БМЗ». Установлено, что обезуглероженный слой по периметру катанки распределяется неравномерно, а в отдельных случаях имеет прерывистый характер [280].

Замкнутый обезуглероженный слой наблюдается в катанке производства ОАО «МакМЗ» (см. рис. 5.21) и ОАО «Северсталь» (см. рис. 5.22). При этом значения обезуглероженного слоя большие, а в отдельных местах наблюдались

участки отпущенного мартенсита (сорбита отпуска), что является нежелательной структурой. Это связано с охлаждением углеродистой катанки на этих предприятиях на первой стадии (после водяного охлаждения) до температур около A_1 . Неравномерное охлаждение катанки приводит к переохлаждению отдельных участков до температур ниже A_1 , что и приводит к закалке и отпуску этих участков, то есть к образованию сорбита отпуска.

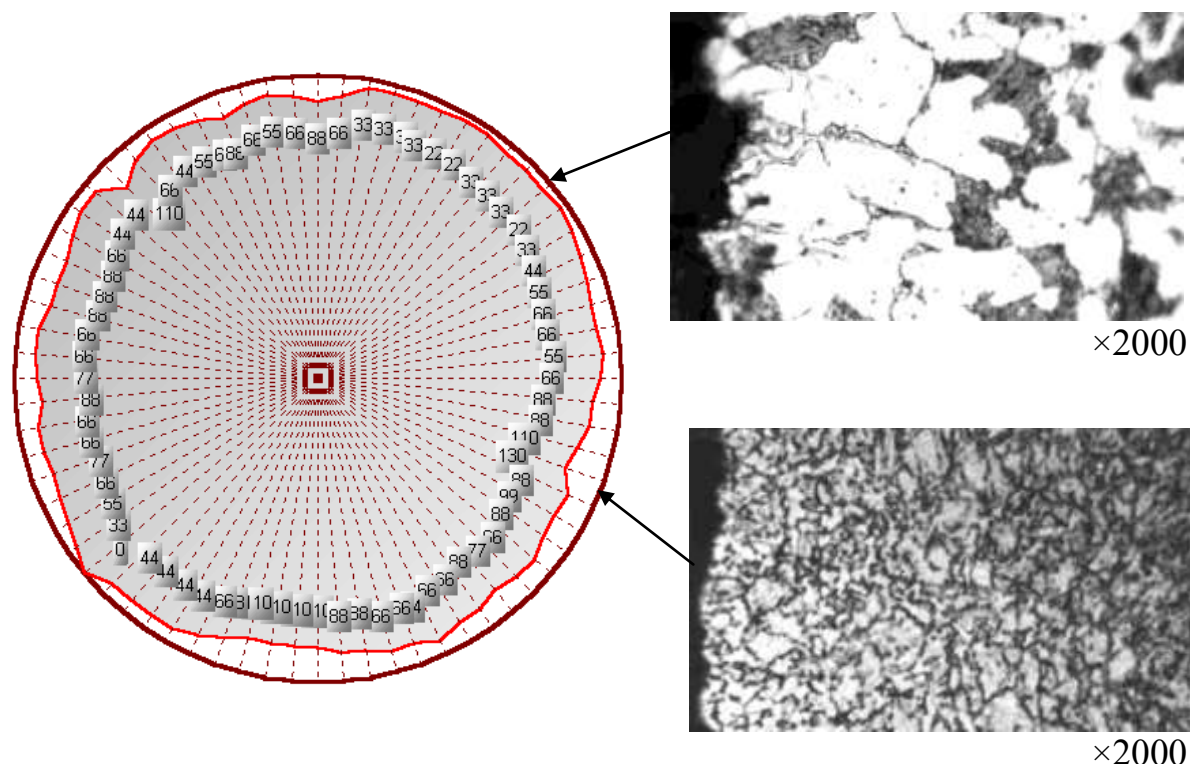


Рисунок 5.22 – Распределение обезуглероженного слоя по периметру катанки диам. 6,5 мм из стали 70 производства ОАО «Северсталь» и характерная структура поверхности.

В катанке производства ПАО «АрселорМиттал Кривой Рог» (см. рис. 5.23), СЗАО «ММЗ» (см. рис. 5.24) и ОАО «БМЗ» (см. рис. 5.25) при одинаковых максимальных значениях обезуглероженный слой распределяется по периметру катанки неравномерно [281].

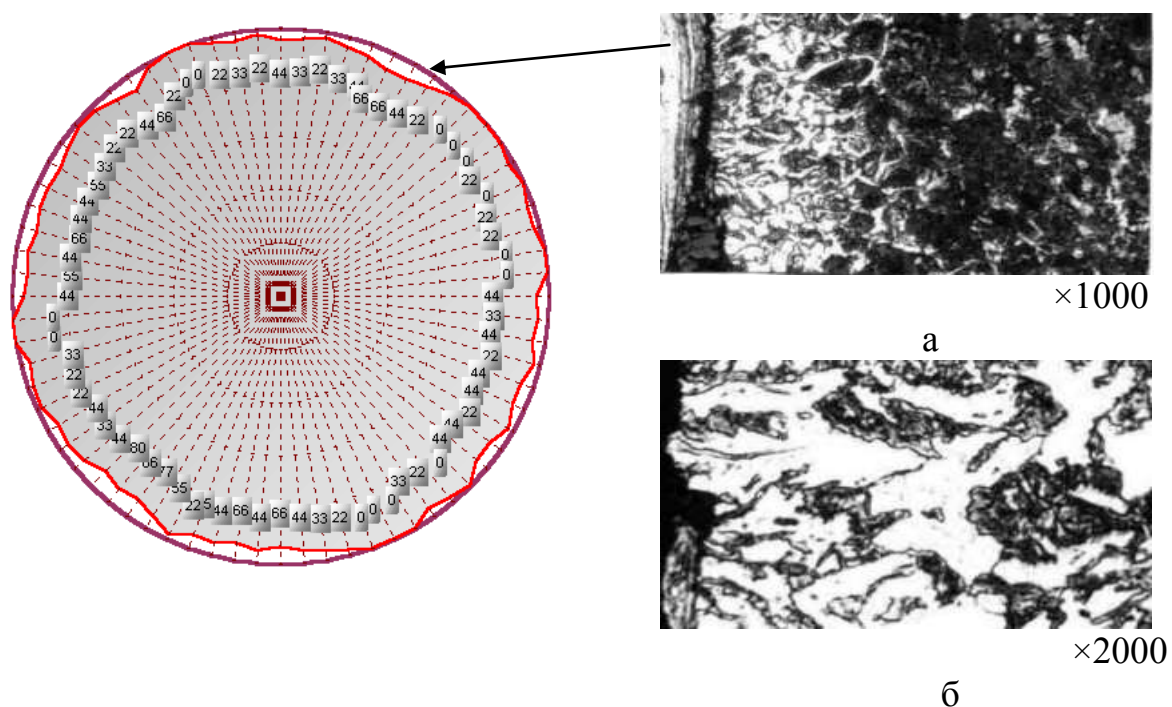


Рисунок 5.23 – Распределение обезуглероженного слоя по периметру катанки диам. 5,5 мм из стали 70 производства ПАО «АрселорМиттал Кривой Рог» и характерная структура поверхности.

Так, в катанке ОАО «БМЗ» обезуглероженный слой имеет симметричный «серповидный» вид [282], а в катанке СЗАО «ММЗ» и ПАО «АрселорМиттал Кривой Рог» – «мелкозубчатый» [283]. На этих предприятиях катанка охлаждается на первой стадии в температурном интервале выше A_1 на $\sim 100^\circ\text{C}$ (см. табл. 5.10).

Как видно из приведенных материалов, одним из основных факторов, влияющих на формирование обезуглероженного слоя, является регулируемое охлаждение катанки после чистового блока в потоке проволочного стана. Неравномерное распределение обезуглероженного слоя по периметру, скорее всего, обусловлено конструктивными особенностями устройств водяного охлаждения (форсунок охлаждающих и отсечных) и зависит от равномерности охлаждения катанки водой перед раскладкой на витки для последующего воздушного охлаждения [160].

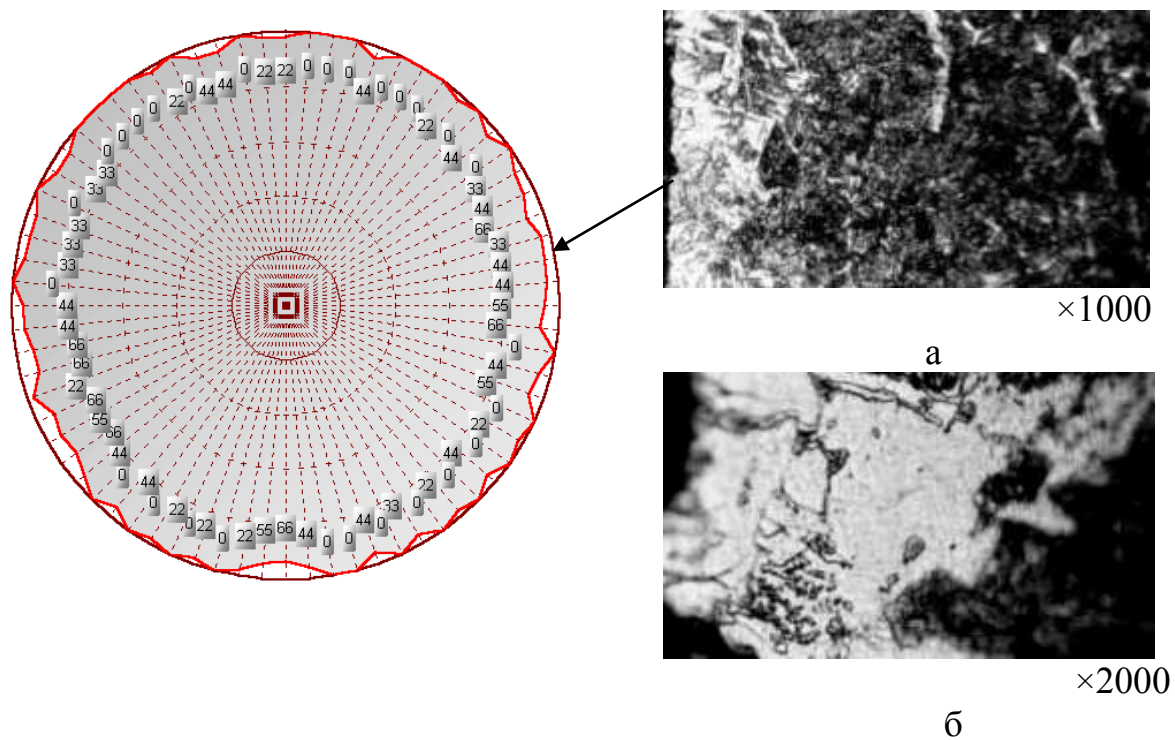


Рисунок 5.24 – Распределение обезуглероженного слоя по периметру катанки диам. 5,5 мм из стали 70 производства СЗАО «ММЗ» и характерная структура поверхности.

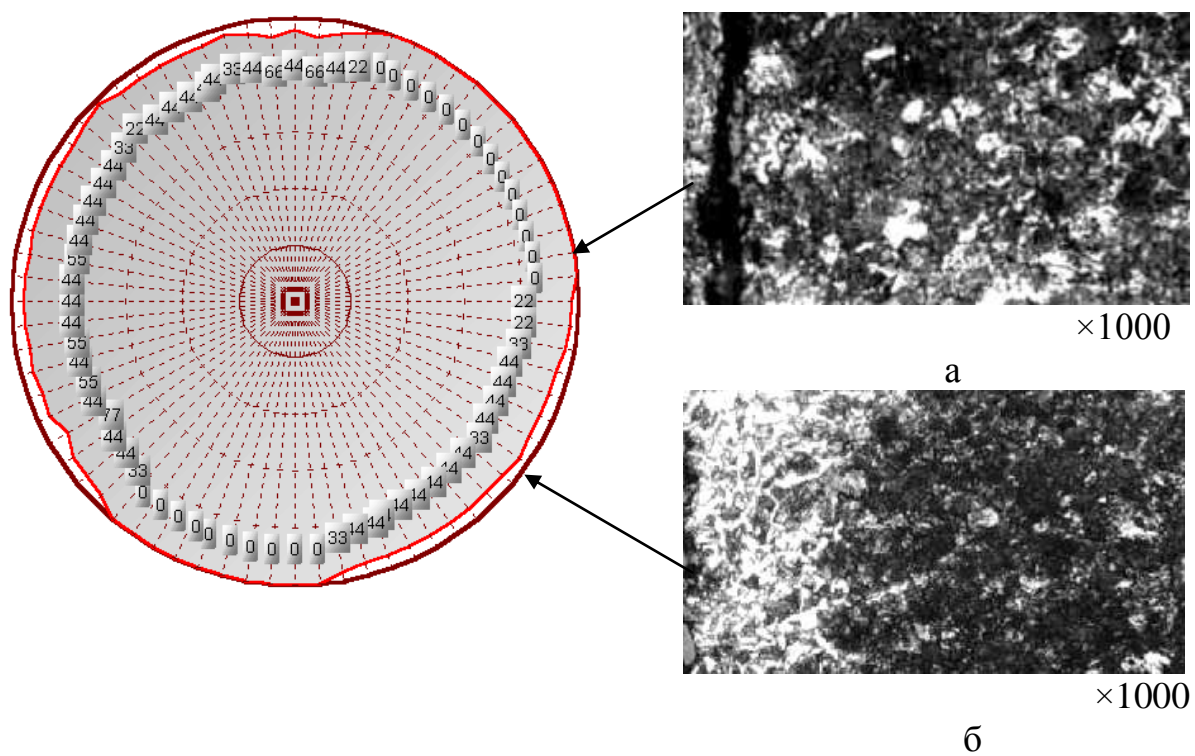
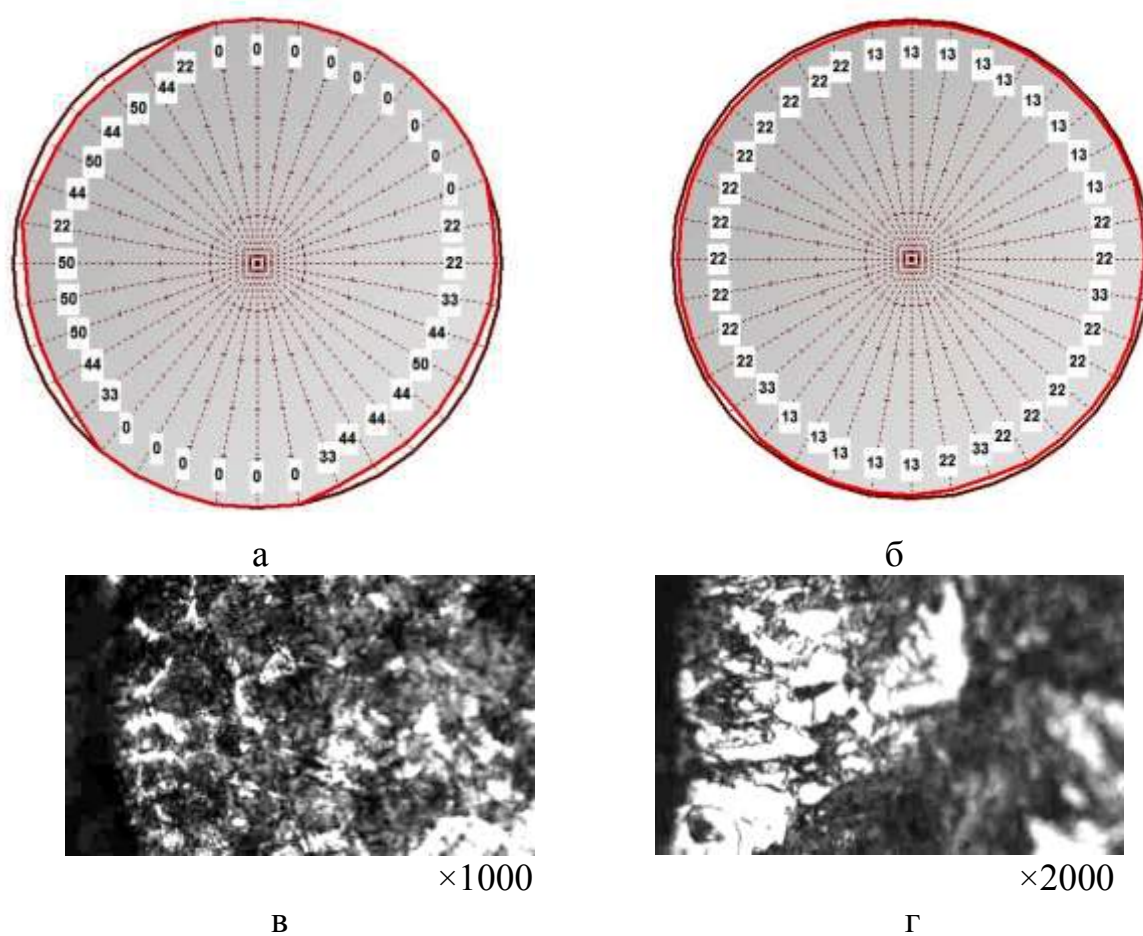


Рисунок 5.25 – Распределение обезуглероженного слоя по периметру катанки диам. 5,5 мм из стали 80 производства ОАО «БМЗ» (режим КО-1) и характерная структура поверхности.

Использование в прокатной линии проволочного стана процесса ТМО с повышенной дробностью деформации (по схеме КП) способствует формированию в поверхности высокоуглеродистой катанки видимого обезуглероженного слоя глубиной не более 1,2 % (см. табл. 5.2) с равномерным распределением по периметру (рис. 5.26, б), что является одним из достоинств такой катанки в сравнении с ранее производимой по схеме КО-2 (рис. 5.26, а) [253].



а – режим КО-2 с температурой $T_{\text{во}}$, 850°C; б-г – режим КП с температурой $T_{\text{во}}$, 930°C;

Рисунок 5.26 – Распределение обезуглероженного слоя по периметру катанки диам. 5,5 мм из стали 90К после ТМО по различным режимам с характерной структурой поверхности.

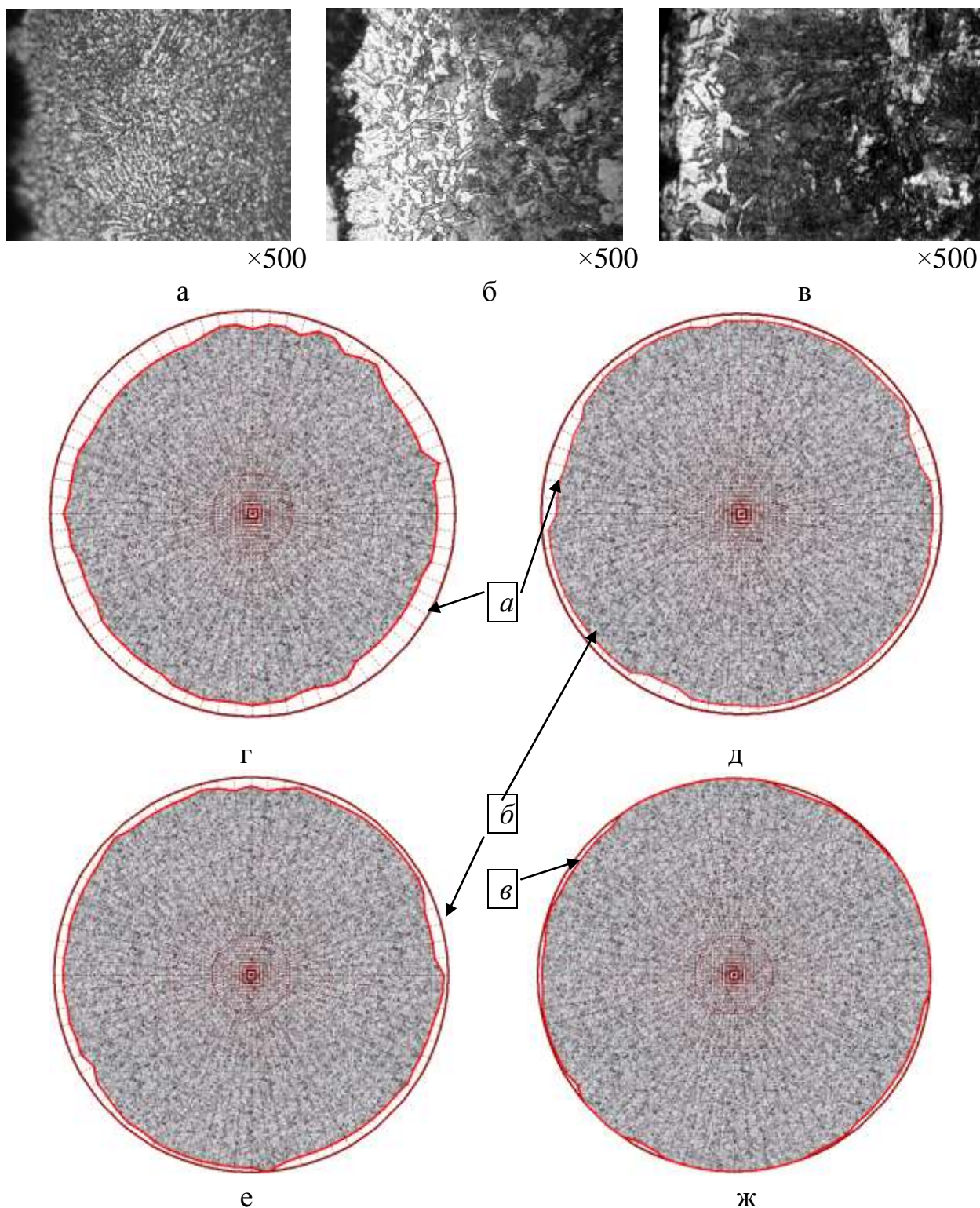
При одинаковых условиях нагрева и прокатки было изучено влияние ТМО и последующей термической обработки (нормализации) на формирование и

распределение структурных составляющих в поверхностных слоях высокоуглеродистой катанки.

Исследовали структуру поверхностных слоев катанки из стали 70 (состав №7, см. табл. 2.1) после различных режимов ТМО, предусматривающей после нагрева и высокоскоростной прокатки ускоренное охлаждение водой (со скоростями $400...1000^{\circ}\text{C}/\text{с}$, в течение $\sim 0,3$ с) до среднемассовой температуры виткообразования $920...680^{\circ}\text{C}$ и последующее интенсивное охлаждение воздухом со скоростью, не менее $15^{\circ}\text{C}/\text{с}$ [211], разложенных витков на движущемся (при условиях $V_{\text{тр.}} = 12 \cdot 10^{-3} \times V_{\text{пр.}}$) транспортере Стелмор [91].

Известно [160], что при ускоренном охлаждении водой поверхностные слои катанки переохлаждаются ниже точки M_n практически независимо от длительности охлаждения. При скоростях охлаждения водой более $1000^{\circ}\text{C}/\text{с}$ и последующем самоотпуске до температур A_1 и ниже в поверхности катанки образуется сорбит отпуска (рис. 5.27, а, г, д), количество которого по мере снижения температуры монотонно увеличивается (глубиной до 2,8%). При ускоренном охлаждении со скоростями менее $600^{\circ}\text{C}/\text{с}$ быстро разогревшаяся до температур выше A_1 (рис. 5.27, б, в, е, ж) переохлажденная структура трансформируется в мелкозернистую аустенитно-ферритную или аустенитную структуру с глубиной распространения 1,8% (см. рис. 5.27, б) и 1,3% (см. рис. 5.27, в), в которой некоторое время сохраняются температурно-устойчивые карбиды. Наличие в поверхностных слоях катанки квазиэвтектоида в виде пластинчатого перлита и цементита глобулярной формы позволяет, с одной стороны, повысить технологическую пластичность катанки при переработке, а, с другой, практически исключает образование закалочных структур на поверхности проволоки при скоростном волочении [68]. В поверхностном слое при скоростях охлаждения $400...600^{\circ}\text{C}/\text{с}$ формируется структура, главным отличием которой от основной (перлитной) является наличие в квазиэвтектоиде (см. рис. 5.27, в) мелких глобулей цементита.

На метизном переделе высокоуглеродистая катанка-проволока может подвергаться термической обработке, патентированию или нормализации.



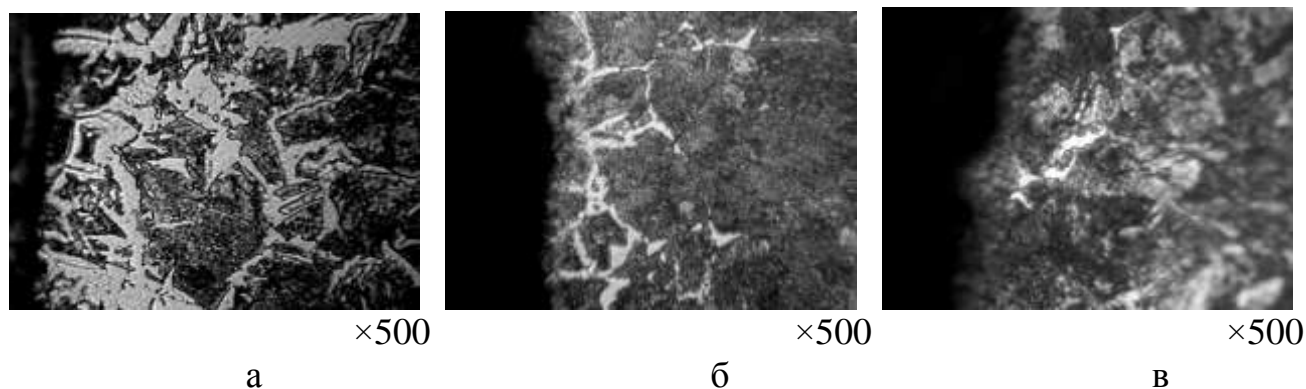
а, г – температура $T_{\text{во}}$, 680°C ; а, б, д – температура $T_{\text{во}}$, 720°C ;
 б, е – температура $T_{\text{во}}$, 850°C ; в, ж – температура $T_{\text{во}}$, 920°C ;

Рисунок 5.27 – Микроструктура характерных поверхностных участков (а, б, в) и схематическое распределение их по периметру катанки из стали 70 после ТМО с с различной температурой виткообразования.

В работе [152] показано, что обезуглероженный слой имеет большую величину при нормализации в сравнении с патентированной, но не изучено, что происходит со структурой поверхностных слоев, сформированных после различных режимов охлаждения при ТМО.

При наличии мелкозернистого цементита, обладающего большей температурной устойчивостью, чем пластинчатый цементит [284], в образующихся при разогреве в процессе скоростного волочения катанки проволоки участках аустенита сохраняется большое количество нерастворившихся кристаллов цементита, которые способствуют восстановлению исходной структуры стали.

После дополнительной термической обработки, состоящей из нагрева до 950°C , выдержки 10 мин и охлаждения на спокойном воздухе микроструктура поверхностных слоев исследуемых образцов стали 70 – квазиэвтектоид со структурно свободным ферритом, имеющим различную глубину распространения (рис. 5.28).



а – температура 680°C ; б – температура 720°C ; в – температура 920°C ;

Рисунок 5.28 – Микроструктура поверхности образцов катанки стали 70, подвергнутых в процессе ТМО до различных температур виткообразования и последующей термической обработке (нормализации).

Установлено, что после дополнительной термической обработки в поверхностных слоях меняется морфология, но остается структурная наследственность в части глубины распространения ферритных структур. В

нормализованном образце, предварительно подвергнутом ТМО с температурой виткообразования 680°C (см. рис. 5.28, а), структурно свободный феррит по периметру распределен неравномерно и глубина его составляет до 130 мкм (более 2,5%). Повышение температуры $T_{\text{во}}$ до $720\dots 920^{\circ}\text{C}$ в нормализованных образцах приводит к уменьшению глубины распространения структурно свободного феррита от 60 мкм (см. рис. 5.28, б) до 25 мкм (см. рис. 5.28, в), что составляет 1,5% и 0,5% соответственно. Аналогичные результаты получены и в производственных условиях (см. табл. 5.6) при отработке режимов изотермического охлаждения с использованием горячего водного раствора с ПАВ [262].

Наличие в поверхности больших зон со структурно свободным ферритом отрицательно сказывается на технологичности переработки и качественных характеристиках проволоки [284], поэтому при изготовлении проволоки для канатов и металлокорда целесообразно использовать высокоуглеродистую катанку, подвергнутую ТМО до температуры виткообразования 930°C и выше, при которой обеспечивается минимальная глубина распространения поверхностных структур, определяющих частичный обезуглероженный слой.

Исследовано распределение микротвердости по сечению катанки, подвергнутой различным режимам охлаждения в процессе ТМО. Анализ полученных результатов микротвердости (рис. 5.29) дополнительно подтвердили результаты ранее выполненных микроструктурных исследований (см. рис. 5.27) – в процессе ТМО с понижением температуры катанки на виткообразователе глубина обезуглероженного слоя увеличивается.

Из выше приведенного следует, что при прочих равных условиях основным фактором, влияющим на формирование поверхностных структур, является режим ТМО, при этом глубина распространения структур, формально определяющих частичное обезуглероживание катанки, зависит от температуры металла после водяного охлаждения на линии Стелмор и увеличивается с понижением этой температуры.

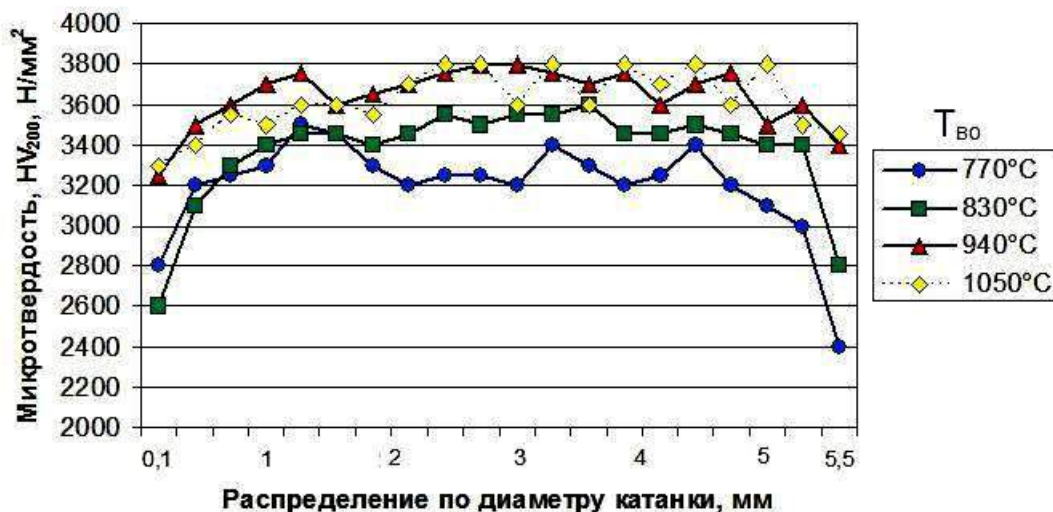


Рисунок 5.29 – Распределение значений микротвердости по сечению катанки стали 90К после различной температуры виткообразования.

5.3 Фазовый и количественный состав окалина в зависимости от режимов контролируемого охлаждения в процессе термомеханической обработки высокоуглеродистой катанки и проволоки

Окалина на поверхности металла, в том числе ее способность к удалению, является одним из важных показателей качества металлопроката. Это связано с решением энергозатратных и экологических проблем, с отказом от применения химического и широким внедрением механического способа удаления окалина с поверхности катанки. Поэтому особое внимание уделяется не только количеству окалина, но фазовому составу её. Количественные требования к химическому составу и свойствам окалина, способности ее удаления перед волочением наиболее жестко предъявляются метизными заводами, входящими в промышленную группу фирмы «Бекарт», с требованиями: сухая поверхность, без участков ржавления, легко удаляемые оксиды с остаточной величиной менее 0,3 кг/т и общим содержанием окалина на уровне – 4,0...7,0 кг/т.

Формирование окалины после прокатки достаточно изучено и описано. Оно зависит от химического состава стали, сквозного технологического процесса производства проката: от нагрева в нагревательных устройствах до охлаждения после прокатки в готовом размере [285].

При сравнении стали, выплавленной в конвертере и дуговой электропечи, выявлена зависимость цвета катанки после удаления окалины механическим способом от уровня содержания цветных примесей [286]. Так, поверхность катанки из конвертерной стали с массовыми долями Cr, Ni, Cu до 0.05% каждого светлее поверхности катанки, выплавленной в электропечи с содержанием Cr, Ni, Cu свыше 0.05% (до 0.30% и более каждого), что говорит о наличии на границе раздела железо – оксид либо магнетитной, либо вюститной микропленок, совместно с участками Ni и Cu, образованными в результате избирательного окисления. В [287] утверждается, что черный цвет пленки имеет магнетит, плохо удаляемый механическим способом из-за высокой адгезии к металлооснове.

Кроме химических элементов, значительную роль в образовании и росте окисленного слоя играют время выдержки стали при высокой температуре, среда, при которой происходит ее окисление, и скорость охлаждения металла после выдержки.

После прокатки можно обнаружить участки вкатанной в поверхность металла окалины. Если они немногочисленны и невелики и состав поверхности раздела несложен, влияние таких дефектов на адгезию оксидов к металлооснове незначительно. Однако, если металл впоследствии подвергается холодной или горячей обработке, эти дефекты могут отслаиваться, создавая неоднородную поверхность с определенной шероховатостью [288].

5.3.1 Особенности формирования окалины на поверхности высокоуглеродистой катанки после горячей деформации

Известно [150], что железо с кислородом образуют твердый раствор и ряд

оксидов. Растворимость кислорода в α – железе при комнатной температуре равна 0,05%. Растворимость кислорода в железе при 715...800°C составляет около 0,1%, а при плавлении (1509°C) – 0,21%. Согласно диаграмме состояния Fe-O (см. рис. 1.14), железо и кислород образуют три фазы: гематит – Fe_2O_3 , магнетит – Fe_3O_4 и вюстит – FeO [150].

Слой окалины при высокотемпературном (<1000°C) окислении (рис. 5.29) располагаются таким образом, что непосредственно к металлу примыкает слой оксида с наименьшим содержанием кислорода FeO , далее следует средний слой промежуточного состава Fe_3O_4 , наружный слой окалины состоит из Fe_2O_3 . Происходящие реакции обезуглероживания и высокотемпературного окисления на поверхности железа с образованием трехслойной окалины можно описать следующим образом [289]. На границе раздела железо – вюстит происходит ионизация в соответствии с реакцией $\text{Fe}=\text{Fe}^{2+} + 2\text{e}^-$. Ионы железа и электроны мигрируют наружу через слой FeO соответственно по вакансиям в железе и электронным дыркам. На границе раздела вюстит – магнетит происходит реакция восстановления $\text{Fe}^{2+} + 2\text{e}^- + \text{Fe}_3\text{O}_4 = 4\text{FeO}$.

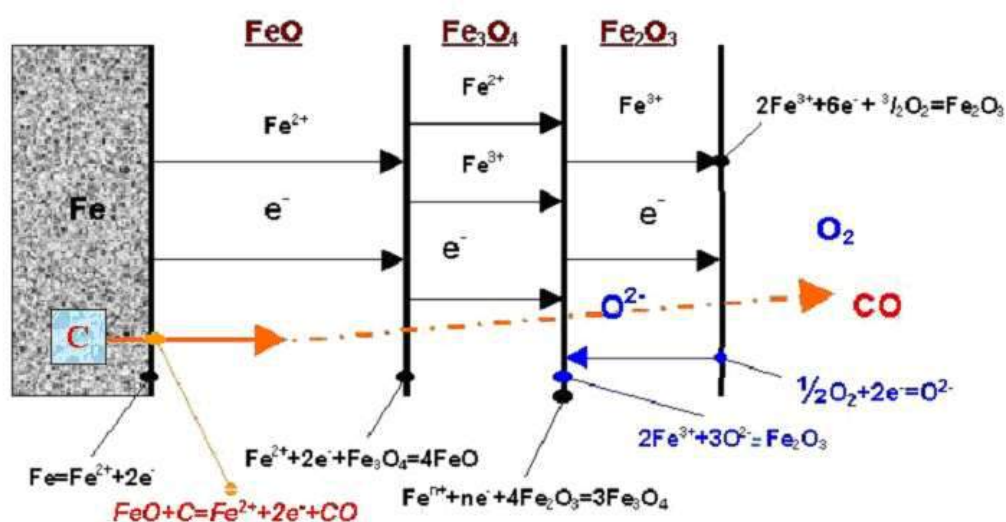


Рисунок 5.29 – Схема процессов высокотемпературного окисления и обезуглероживания поверхности стали [289].

Избыточные ионы железа и электроны следуют наружу через слой магнетита по вакансиям в железе и электронным дыркам. На границе раздела магнетит – гематит проходит реакция $Fe^{n+} + ne^- + 4Fe_2O_3 = 3Fe_3O_4$, где n принимает значение 2 и 3 соответственно для ионов Fe^{2+} и Fe^{3+} . Если ионы железа подвижны в гематите, то они должны мигрировать через эту фазу по вакансиям в железе вместе с электронами, а новый гематит должен образовываться на границе Fe_2O_3 – газ в соответствии с $2Fe^{3+} + 6e^- + 3/2O_2 = Fe_2O_3$. На этой границе раздела также ионизируется кислород $0,5O_2 + 2e^- = O^{2-}$. Если ионы кислорода подвижны в гематитовом слое, то ионы железа и электроны, находящиеся в избытке по сравнению с тем, что необходимо для восстановления гематита в магнетит, должны реагировать с кислородными ионами, диффундирующими внутрь сквозь слой Fe_2O_3 по кислородным вакансиям с образованием нового Fe_2O_3 в соответствии с $2Fe^{3+} + 3O^{2-} = Fe_2O_3$. Соответствующие электроны мигрируют наружу сквозь Fe_2O_3 и принимают участие в ионизации кислорода на границе раздела Fe_2O_3 – газ. Фактически относительные толщины FeO , Fe_3O_4 и Fe_2O_3 при $1000^\circ C$ находятся в соотношениях приблизительно 95:4:1 [151, 290].

Так как химические реакции [291] обычно протекают при постоянных температуре T , давлении P или объеме V , то наибольшее практическое значение приобрели следующие две функции:

$$G = H - TS, \quad (5.3)$$

$$F = E - TS, \quad (5.4)$$

где G – гиббсовая энергия; F – гельмгольцевая энергия; H – энтальпия; E – внутренняя энергия; S – энтропия.

На основе (5.3) и (5.4) записываются зависимости:

$$\Delta G = \Delta H - T\Delta S, \quad (5.5)$$

$$\Delta F = \Delta E - T\Delta S, \quad (5.6)$$

где ΔG и ΔF – соответственно изменение гиббсовой и гельмгольцевой

энергии; ΔH и ΔE – соответственно изобарный и изохорный тепловые эффекты реакции.

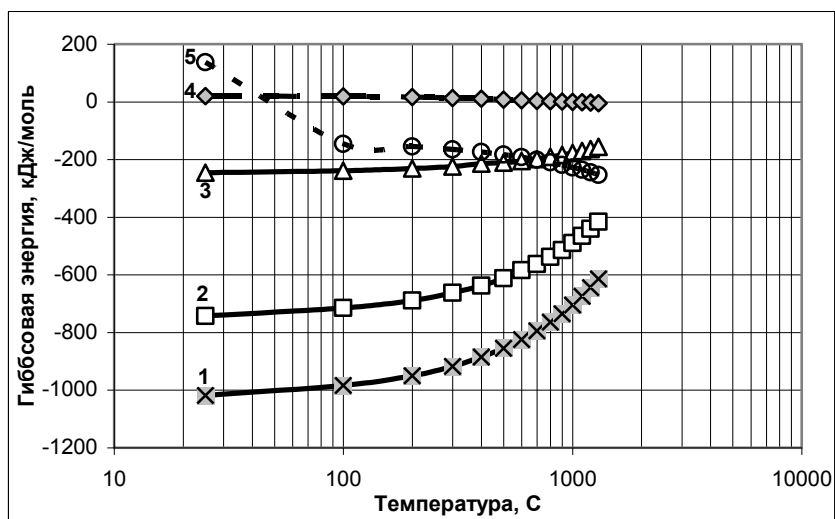
Самопроизвольные процессы, происходящие при условии $P, T = const$, возможны лишь в направлении уменьшения G ; пределом их протекания, т.е. условием равновесия служит достижение минимального значения G . Знак и величина ΔG (ΔF) определяется соотношением между членами уравнения (5.5) или (5.6): тепловым эффектом ΔH (ΔE) и энтропийным фактором $T\Delta S$. Относительное значение первого члена возрастает с понижением температуры, а второго – с её повышением. Таким образом, знание гиббсовой энергии важно для оценки вероятности протекания фазовых превращений.

Поскольку свойства окалины (фазовый и количественный состав) на катанке являются важнейшим показателем качества и характеризуют технологичность удаления окалины при подготовке поверхности катанки к волочению, то прежде всего важна термодинамическая вероятность образования химического соединения железа с кислородом.

Изменение стандартной энергии Гиббса определяет способность реакции к развитию при заданных условиях. Исходя из (5.5), сделан расчет (табл. 5.11) изменений стандартной энергии Гиббса для различных оксидов и карбида железа (рис. 5.30).

Таблица 5.11 – Изменение стандартной энергии Гиббса (ΔG°_T) для оксидов и карбида железа

Температура, °С	ΔG°_T , кДж/моль				
	Fe ₃ O ₄	Fe ₂ O ₃	FeO	CO	Fe ₃ C
700	-795,07	-563,12	-198,24	-200,76	3,14
1200	-644,77	-440,87	-163,49	-218,34	-2,72



1 – Fe₃O₄; 2 – Fe₂O₃; 3 – FeO; 4 – CO; 5 – Fe₃C;

Рисунок 5.30 – Изменение стандартной энергии Гиббса для различных соединений.

Расчет стандартной энергии Гиббса (ΔG°_T) для оксидов и карбида железа показал, что железо при температурах более 570°C связывается с кислородом и образует в первую очередь FeO. Несмотря на относительно высокую пластичность, при высоких температурах сила сцепления с металлом этой толстой окалины утрачивается и образуется пористый внутренний слой FeO, непосредственно примыкающий к металлу. Напряжения, связанные с быстрым ростом окалины, также обуславливают создание физических дефектов в последней.

При температурах $\leq 570^{\circ}\text{C}$ вюстит становится нестабилен и начинает диссоциировать по реакции: $4\text{FeO} \rightarrow \text{Fe}_3\text{O}_4 + \text{Fe}$. В интервале 700...1200°C поверхностное окисление железа обусловлено встречной диффузией ионов железа и кислорода и сопровождается образованием трехслойной окалины. При температурах выше 700°C возможно протекание реакций: $\text{FeO} + \text{C} \rightarrow \text{Fe} + \text{CO}$ и $2\text{Fe}_3\text{C} + \text{O}_2 \rightarrow 6\text{Fe} + 2\text{CO}$ (см. рис. 5.30). При этом углерод диффундирует через решетку и по границам зерен к границе раздела металл – окалина происходит процесс обезуглероживания. Наличие плотного слоя окалины (выше 900°C) ограничивает доступ кислорода к поверхности металла, и процесс обезуглероживания замедляется.

5.3.2 Влияние регулируемого охлаждения в потоке высокоскоростного проволочного стана на фазовый и количественный состав окалина высокоуглеродистой катанки

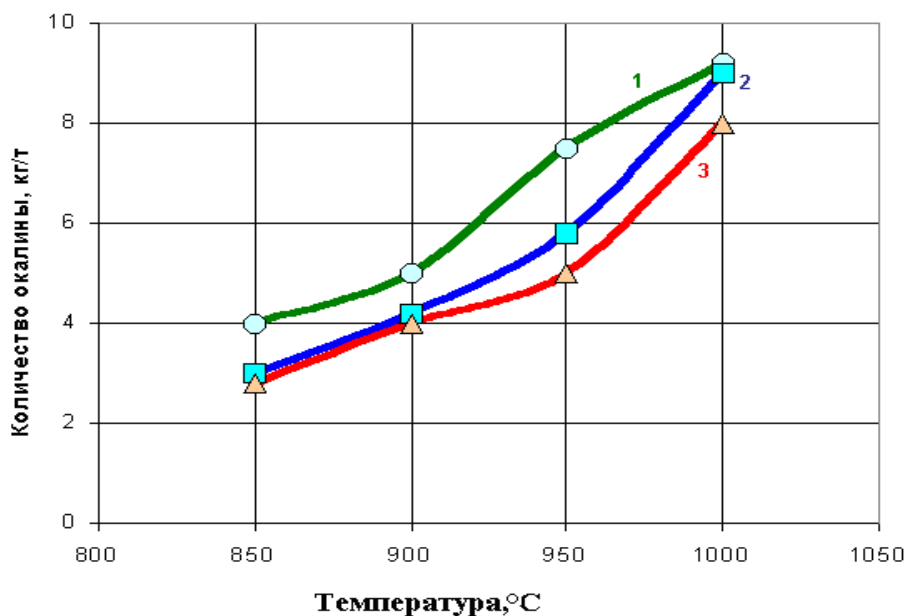
В процессе горячей прокатки окалина после чистового блока имеет структуру: внутренний слой – вюстит и внешний – магнетит. Соотношение между количеством магнетита и вюстита зависит от продолжительности водяного охлаждения. В атмосфере водяного пара образующаяся окалина содержит меньше вюстита и больше магнетита. Дальнейшее снижение температуры подавляет преобразование вюстита в другие оксидные фазы. По данным исследований [292], окалина на низкоуглеродистой катанке при обычном охлаждении имеет состав: 71% вюстита, 28% магнетита, 1% гематита (указаны средние значения). В [282] отмечается, что ускоренное охлаждение не оказывает заметного воздействия на структуру окалина. Например, на неохлажденной катанке образуется окалина, в составе которой 73,5% вюстита, 20,6% магнетита и 5,9% гематита. После ускоренного охлаждения катанки окалина содержит 71,5% вюстита, 26,8% магнетита и 1,7% гематита.

Особые условия окалинообразования (вторичная окалина) возникают при термомеханической обработке высокоуглеродистой катанки в потоке высокоскоростных проволочных станов. Окисление поверхности раската может происходить в условиях длительного пребывания металла в контакте с охладителем (возможны реакции $\text{Fe} + \text{H}_2\text{O} = \text{FeO} + \text{H}_2$; $\text{Fe}_3\text{C} + \text{H}_2\text{O} = 3\text{Fe} + \text{CO} + \text{H}_2$) или при чередующихся процессах охлаждения водой и выдержки на воздухе.

Изучено влияние режимов регулируемого двухстадийного охлаждения с использованием технологической линии Стелмор-процесса на окалинообразование в углеродистой катанке. Катанка диам. 5,5 мм из стали 70 после ускоренного охлаждения водой до температур виткообразования 850...1000°C подвергалась дальнейшему интенсивному воздушному охлаждению со скоростями 6...15°C/с в процессе перемещения на роликовом транспортере

[293]. Количество окалины на поверхности катанки после различных режимов термомеханической обработки определяли в соответствии с методикой ДСТУ 3683-98.

Приведенные на рис. 5.31 графические результаты исследований показывают, что количество окалины уменьшается при снижении температуры конца водяного охлаждения (температуры виткообразования).



1 – скорость охлаждения 6,0°C/c; 2 – скорость охлаждения 10,0°C/c;
3 – скорость охлаждения 15,0°C/c;

Рисунок 5.31 – Изменение количества окалины на поверхности высокоуглеродистой катанки от температуры виткообразования и скорости воздушного охлаждения.

Повышение скорости воздушного охлаждения также приводит к снижению окалинообразования. Установлено, что количество окалины на поверхности высокоуглеродистой катанки после ТМО уменьшается при снижении температуры виткообразования и повышении скорости последующего воздушного охлаждения [294]. При двухстадийном охлаждении углеродистой катанки при температурах конца водяного охлаждения 850°C на ее поверхности формируется, в основном, трехфазная окалина толщиной до 4...7 микрон. С

увеличением температуры до 950°C и скорости воздушного охлаждения витков катанки на транспортере (более $10^{\circ}\text{C}/\text{с}$) общее количество окислов возрастает до 10...14 микрон.

Проведены количественные исследования, по результатам которых построена графическая зависимость, отражающая взаимосвязь массы от толщины окалины, образующейся на поверхности катанки при регулируемом охлаждении [232]. По удельной массе окалины представляется возможность прогнозировать её фактическую толщину (рис. 5.32), тогда как в работе [295] рассмотрена только зависимость удельной массы от удельной толщины слоя окалины.

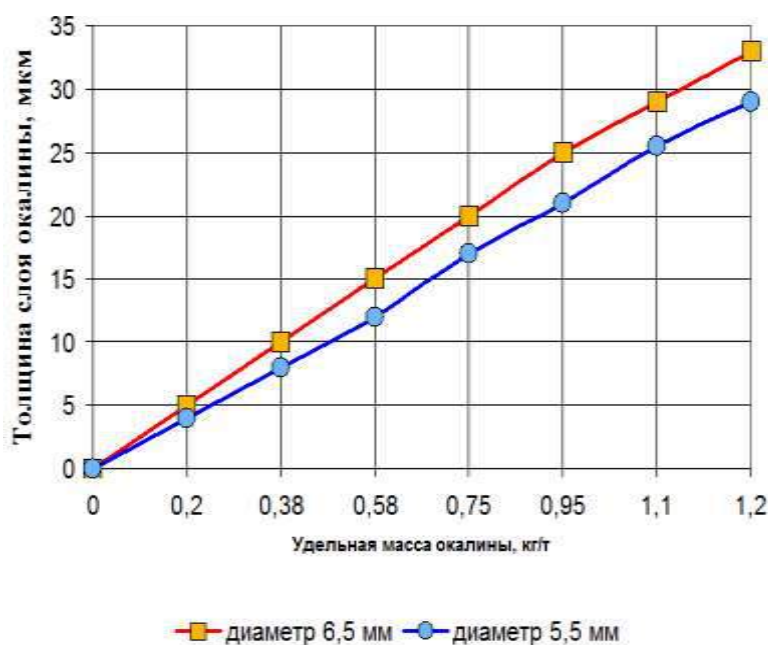


Рисунок 5.32 – Зависимость толщины слоя окалины на поверхности углеродистой катанки от её удельной массы.

Изучено влияние ТМО на формирование фазового и долевого состава окалины в высокоуглеродистой катанке. Катанка из стали 90 подвергалась различным режимам ТМО с использованием технологической линии Стелмор-процесс по схеме КО-2 (см. табл. 5.1). Печной нагрев исходных заготовок и деформационные параметры при высокоскоростной прокатке не менялись. В качестве эксперимента ускоренное охлаждение водой осуществилось до температур ($T_{\text{во}}$) $600\text{...}1000^{\circ}\text{C}$ (для интервала $600\text{...}800^{\circ}\text{C}$ использовали по одному

мотку) и дальнейшее воздушное охлаждение витков на роликовом транспортере со скоростью около 15°C/с.

Зная массу окалины и каждого оксида в отдельности, для расчета их толщины необходимо знать объемное соотношение оксид / металл, которое определялось из следующего выражения [291]:

$$\frac{V_{ок}}{V_{ме}} = \frac{M \cdot \rho_{ме}}{m \cdot \rho_{ок} \cdot A}, \quad (5.7)$$

где: $V_{ок}$ – объем оксида; $V_{ме}$ – объем металла; M – молекулярная масса оксида; A – атомная масса металла; $\rho_{ок}$ – плотность оксида; $\rho_{ме}$ – плотность металла; m – число атомов металла в оксиде.

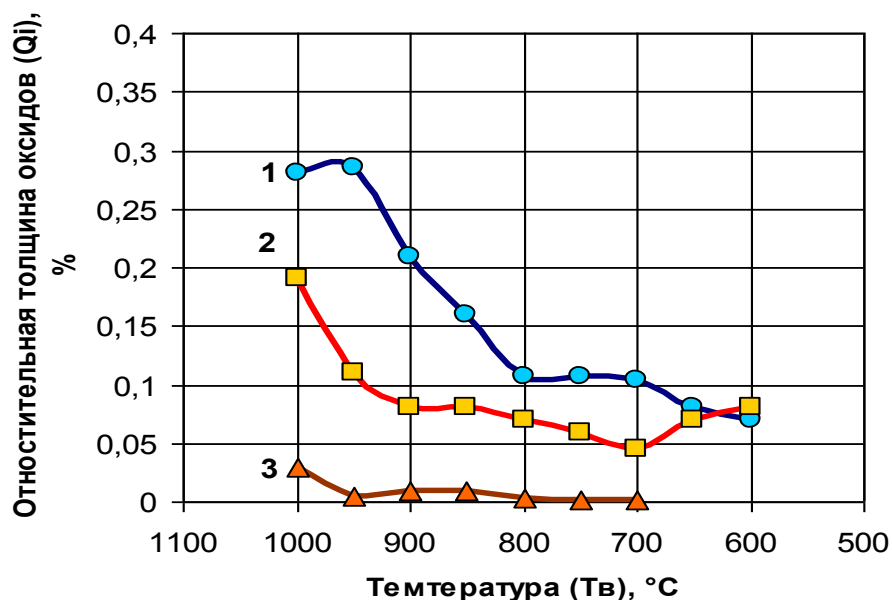
Используя выражение (5.7), для фазового состава окалины рассчитаны объемные соотношения оксид / металл: $\frac{V_{FeO}}{V_{Fe}} = 1,77$, $\frac{V_{Fe_3O_4}}{V_{Fe}} = 2,09$, $\frac{V_{Fe_2O_3}}{V_{Fe}} = 2,14$.

Относительную толщину окалины определяли из выражения:

$$Q_{ок} = \frac{L_{ок}}{d - L_{ок}} \cdot 100, \quad (5.8)$$

где: $Q_{ок}$ – относительная толщина окалины (%); $L_{ок}$ – толщина слоя окалины на поверхности катанки (мкм); d – диаметр катанки (мкм).

С использованием выражения (5.8) на рис. 5.33 приведены изменения относительной толщины каждой фазовой составляющей окалины (Q_i) от среднемассовой температуры катанки после ускоренного охлаждения (T_B). Установлено, что на поверхности высокоуглеродистой катанки в процессе ТМО при снижении температуры виткообразования толщина слоя окалины уменьшается, при этом каждый оксид в окалине имеет различную относительную величину.



1 – FeO; 2 – Fe₃O₄; 3 – Fe₂O₃;

Рисунок 5.33 – Зависимость относительной толщины различных оксидов, образующих окалину на поверхности катанки стали 90, от температуры виткообразования.

Способность оксидов к удалению механическим способом определяется после деформации образца путем растяжения на 5...7%. Указанные степени деформации (растяжения) аналогичны деформациям, возникающим при знакопеременных нагрузках в катанке при окалиноломании. Оценка способности к удалению оксидов определяется по степени удаления (%) и количеству остаточных оксидов после растяжения (г/кг, кг/т). Степень удаления оксидов, определенная по методике GA-03-16 фирмы «Бекарт», является объективной величиной и характеризует способность оксидов к удалению с поверхности катанки.

При ТМО высокоуглеродистой катанки с температурой $T_{\text{во}} = 930 \pm 15^\circ\text{C}$ формируется окалина с содержанием вюстита (FeO) в 3 раза больше, чем остальных оксидов, что обеспечивает последующую высокую технологическую очистку поверхности.

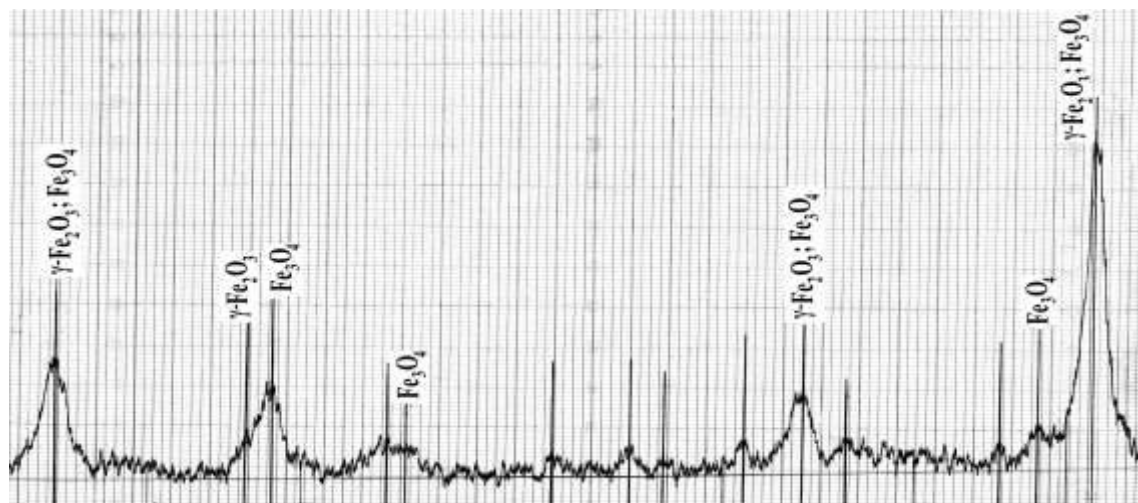
5.3.3 Особенности формирования окалины на поверхности высокоуглеродистой проволоки при охлаждении с отдельного нагрева

В процессе волочения металлу придается определенная форма, необходимые размеры и, как правило, специальные свойства. Известно, что при переработке холодноволокенная высокоуглеродистая проволока может подвергаться патентированию с последующей очисткой поверхности кислотным способом. Представлялся интерес изучить формирование и состав окалины с поверхности углеродистой проволоки при охлаждении с отдельного нагрева, а также технологичность ее удаления.

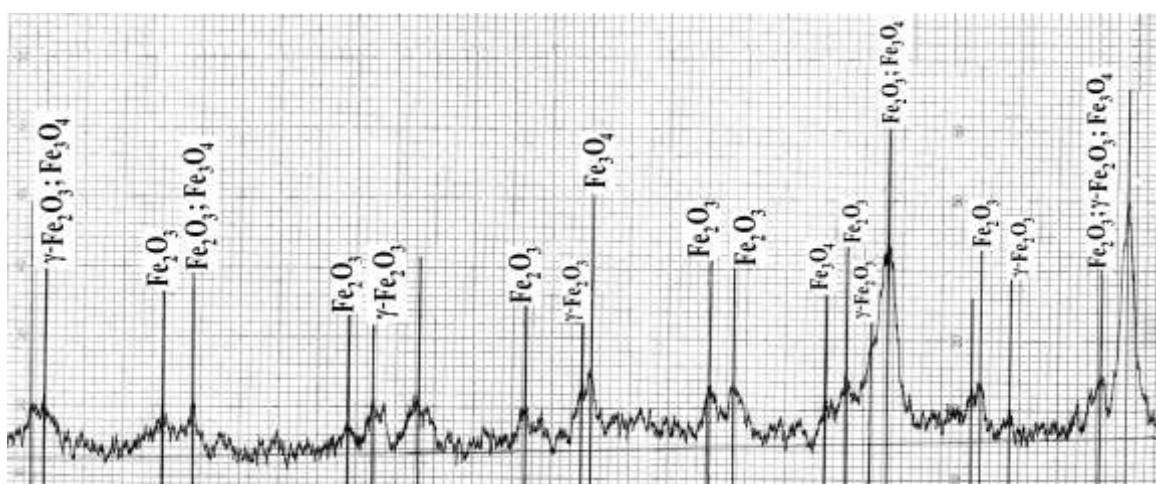
Исследование влияния охлаждения на окалинообразование углеродистой проволоки проводили на экспериментально-технологическом участке (ЭТУ) ИЧМ НАНУ [297]. Холодноволокенную проволоку диам. 3,8 мм из высокоуглеродистой стали с химическим составом (состав №7, см. табл. 2.1), движущуюся со скоростью 15 м/мин, нагревали в установке электроконтактного нагрева до температуры выше A_{c3} с последующим охлаждением на спокойном воздухе или в установке струйного воздушного охлаждения (ГВП). Очистку поверхности от окалины производили механическим способом на роликовом окалиноломателе (МО) с последующей электролитно-плазменной доочисткой (ЭПО).

Для исследования фазового состава остаточной окалины на поверхности проволоки отбор проб производили после окалиноломателя. Фазовый анализ состава окалины определяли по дифрактограммам, полученным на рентгеновском дифрактометре «ДРОН-2,0» в медном излучении с графитовым монохроматом. Расшифровку дифрактограмм и идентификацию фаз в поверхностном слое осуществляли по карточкам картотеки ASTM.

Исследованиями установлено, что при различных режимах обработки на ЭТУ после роликового окалиноломателя на поверхности проволоки сохраняются окислы железа трех Fe_2O_3 , $\gamma-Fe_2O_3$, Fe_3O_4 , (рис. 5.34, а) или двух $\gamma-Fe_2O_3$ и Fe_3O_4 , (рис. 5.34, б) типов.



а



б

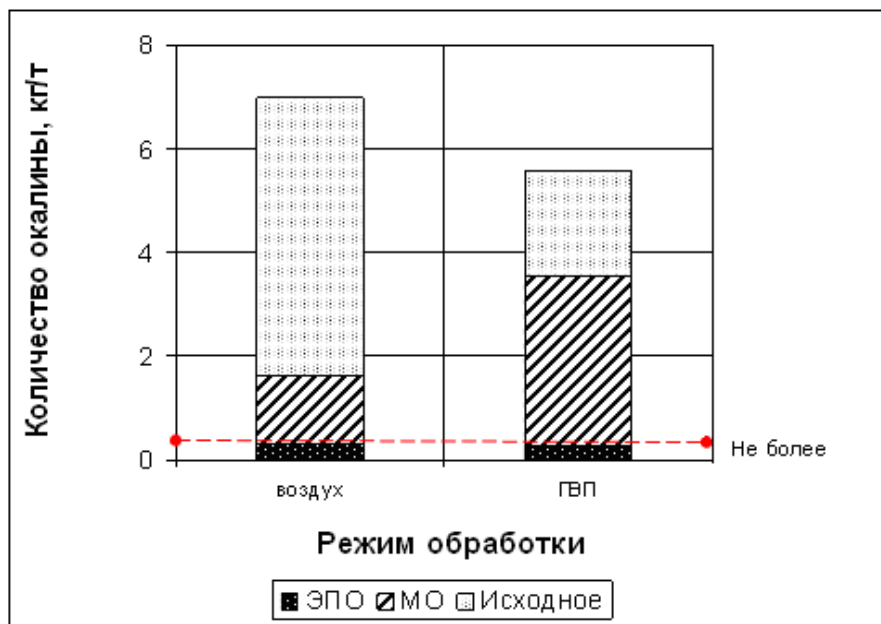
а – охлаждение на спокойном воздухе; б – после ГВП;

Рисунок 5.34 – Дифрактограммы окислов с поверхности проволоки диам. 3,8 мм из высокоуглеродистой стали, охлажденной с отдельного нагрева различными способами.

На рис. 5.35 представлено количество остаточной окалины на проволоке в процессе очистки. Количество окалины (см. рис. 5.35) и дифрактограммы окислов железа (см. рис. 5.34) показывают, что, в зависимости от способа охлаждения высокоуглеродистой проволоки, после отдельного нагрева на поверхности формируется окалина различного количественного и фазового состава [298].

При охлаждении на воздухе формируется окалина следующего состава: 75% вюстита, 18% магнетита и 7% гематита, а при ГВП – 35% вюстита,

40% магнетита и 25% гематита. Поэтому после механического удаления (окалиноломания) количество остаточной окалины на проволоке, подвергнутой ГВП, в 2 раза больше, чем при охлаждении на воздухе, где больше вюстита, технологически легко удаляемого [299].



Исходное – до окалиноломателя; МО – после окалиноломателя; ЭПО – после электролитно-плазменной доочистки; ●—● – требования по ТУ У 27.3-23365425-638:2008;

Рисунок 5.35 – Количество остаточной окалины в процессе очистки.

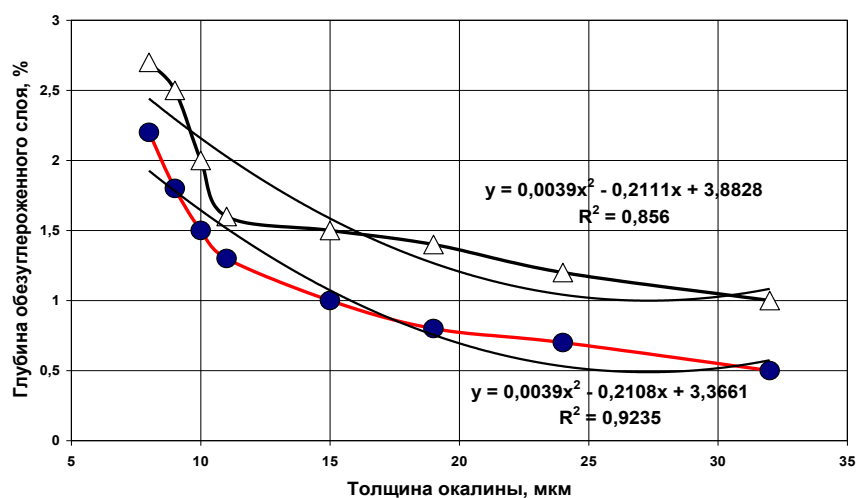
Использование только механического удаления не обеспечивает выполнения требований ТУ У 27.3-23365425-638:2008 «Проволока стальная термически обработанная» по количеству остаточной окалины (не более 0,5 кг/т). После дополнительной бескислотной ЭПО количество остаточной окалины на поверхности при всех способах охлаждения – менее 0,3 кг/т. Проведенная сравнительная экономическая оценка показала, что использование комбинированного способа очистки поверхности в 4,5 раза дешевле кислотного [300].

5.4 Особенности и взаимосвязь между качественными показателями высокоуглеродистой катанки

В процессе ТМО при контролируемом охлаждении высокоуглеродистой катанки для конкретного температурно-скоростного режима (температура виткообразования, скорость охлаждения на транспортере) соответствуют определенные значения межпластиночного расстояния в перлите, глубина обезуглероженного слоя и толщина формируемой окалины, что позволяет установить взаимосвязь между этими качественными показателями [301, 302].

Учитывая, что в процессе ТМО высокоуглеродистой катанки, для каждого конкретного случая формируется определенное структурное (дисперсность перлита, глубина обезуглероженного слоя) и качественное состояние (толщина слоя окалины), была установлена взаимосвязь между этими показателями [211].

Установлено, что для углеродистых сталей, подвергнутых ТМО (по схеме КО или КП) с понижением температуры контролируемого охлаждения (950...680°C), количество окалины уменьшается, а глубина обезуглероженного слоя увеличивается, зависимость этих показателей (рис. 5.36) имеет нелинейный характер и зависит от содержания углерода [303].



-Δ- – сталь 45; -●- – сталь 80;

Рисунок 5.36 – Зависимость глубины обезуглероженного слоя от толщины окалины в углеродистой катанке, подвергнутой ТМО.

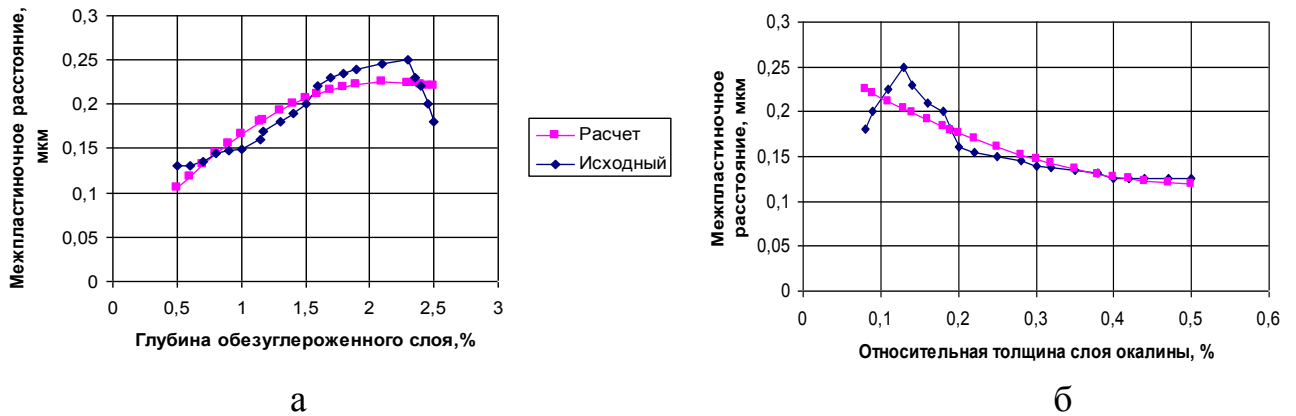
Известно, что важнейшим параметром микроструктуры высокоуглеродистой катанки, определяющим сопротивление пластической деформации и разрушению, является межпластиночное расстояние (дисперсность) в перлите. Для прогнозирования качественных характеристик катанки из высокоуглеродистой стали были проведены исследования с математической обработкой данных.

Данные для обработки были представлены в виде матрицы значений межпластиночного расстояния в перлите, глубины обезуглероженного слоя и толщины окалины катанки из стали 90. Перед началом исследования переменные прошли тест на определение, к каким статистическим шкалам они относятся. По результатам теста, все переменные относились к номинальной шкале. Задача исследования заключалась в определении зависимостей и обоснование их формулой между зависимой переменной Y (межпластиночное расстояние в перлите) и независимыми переменными X_1 (глубина обезуглероженного слоя) и X_2 (толщина окалины).

Корреляционный анализ связей переменной Y с переменными X_1 и X_2 позволил сделать выводы о линейной пропорциональной зависимости переменной Y от X_1 (коэффициент корреляции равен 0,802956661) и об обратной пропорциональной линейной зависимости между переменными Y и X_2 (коэффициент корреляции равен -0,833655035), что в свою очередь делает возможным использование инструментария многомерной линейной регрессии для нахождения зависимости переменной Y от двух переменных X_1 и X_2 .

Если рассматривать влияние переменных на межпластиночное расстояние не в совокупности, а отдельно, то предсказанные значения будут иметь вид, приведенный на рис. 5.37.

На основании полученных и обработанных данных установлена взаимосвязь между качественными характеристиками катанки из высокоуглеродистой стали, подвергнутой ТМО при высокотемпературной скоростной прокатке [304].



а – глубина обезуглероженного слоя; б – толщина окалины;

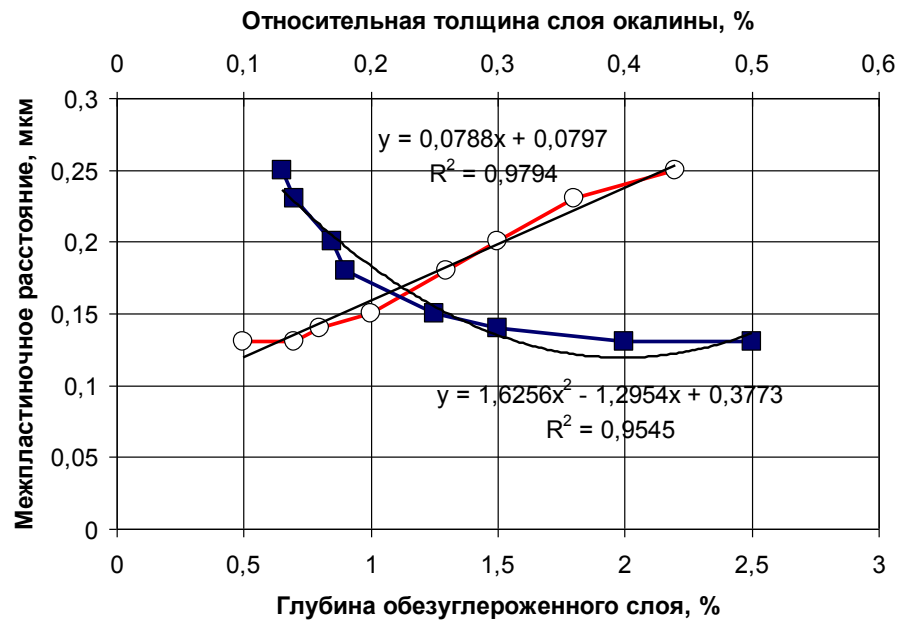
Рисунок 5.37 – Графики прогнозной зависимости межпластиночного расстояния в перлите от глубины обезуглероженного слоя и толщины окалины.

В высокоуглеродистой катанке, подвергнутой ТМО с понижением температуры контролируемого охлаждения (до точки A_1), межпластиночное расстояние в перлите увеличивается, что обусловлено снижением устойчивости аустенита. Ниже точки A_1 охлаждение нецелесообразно, так как в поверхности начинает образовываться сорбит отпуска, что является недопустимой структурой. Установлено, что для высокоуглеродистой катанки, подвергнутой ТМО с контролируемым охлаждением до температур $T_{во}$ выше точки A_1 , зависимость межпластиночного расстояния в перлите от глубины обезуглероженного слоя имеет линейный характер, а от относительной толщины окалины – нелинейный (рис. 5.38).

На массиве плавок получены регрессионные уравнения, которые позволяют для высокоуглеродистой катанки, подвергнутой контролируемому охлаждению в процессе ТМО, прогнозировать величину межпластиночного расстояния в перлите (S , мкм) в зависимости от глубины обезуглероженного слоя ($h_{уг}$, мкм) (5.9) [305] или толщины слоя окалины ($h_{ок}$, мкм) (5.10).

$$S = 0,0015 \times h_{уг} + 0,0676 \quad (5.9)$$

$$S = 0,267 - 0,61 \times h_{ок} + 0,68 \times h_{ок}^2 \quad (5.10)$$



-○- – глубина обезуглероженного слоя; -■- – относительная толщина слоя окалины;

Рисунок 5.38 – Взаимосвязь межпластинчатого расстояния в перлите от глубины обезуглероженного слоя и относительной толщины слоя окалины высокоуглеродистой катанки, подвергнутой ТМО.

5.5 Выводы

1. При ТМО высокоуглеродистой катанки с температурой виткообразования $850 \pm 15^\circ\text{C}$ образовывается замкнутая цементитная сетка. Это объясняется наличием участков с подсадочной неоднородностью (до 3 балла), в которых аустенит более пересыщен углеродом, а, исходя из диаграммы Fe-C, равновесная растворимость углерода в аустените может соответствовать температуре $\sim 870^\circ\text{C}$. Поэтому в таких участках при охлаждении до температуры 930°C цементитная сетка отсутствует. Наличие цементитной сетки в патентованной проволоке диам. 1,94 мм, изготовленной из термомеханически обработанной катанки, охлажденной с температуры виткообразования 850°C , подтверждает структурную наследственность конечного (проволоки) от исходного состояния металла (катанки).

2. В процессе ТМО высокоуглеродистой катанки при повышении дробности деформации (использование дополнительно редуционно-калибровочного блока) в результате принудительного снижения температуры горячей деформации с 1050...1100°C до 900...950°C происходит повышение пластических свойств (относительного сужения на 5%), что обусловлено разупрочнением (на 20...40 Н/мм²) при снижении величины зерна и дисперсности перлита.

3. Неравномерность температуры по сечению проката оказывает влияние на процессы формирования структуры в линии прокатного стана. Установлено, что структура в заготовке, раскате и катанке 80К представляет собой пластинчатый перлит различной степени дисперсности. Горячая деформация и последующее контролируемое охлаждение в линии проволочного стана приводит к образованию равномерной и дисперсной перлитной структуры.

4. Прочностные свойства высокоуглеродистой проволоки для металлокорда, зависящие от деформационного упрочнения, в основном определяются интегральным физико-химическим (Z_y) и углеродным эквивалентом ($C_{\text{экв}}$): с ростом указанных параметров показатели прочностных свойств и деформационного упрочнения возрастают.

5. В высокопрочной проволоке диаметром 1,83...1,6 мм, изготовленной из термомеханически обработанной катанки, охлажденной с температуры $930 \pm 15^\circ\text{C}$ со средней скоростью $\sim 15^\circ\text{C}/\text{с}$, благодаря формированию пластинчатого перлита с меньшим средним значением межпластиночного расстояния, обеспечивается устойчивость к расслоению металла после скручивания.

6. Глубина распространения поверхностных структур, формально определяющих частичное обезуглероживание катанки, зависит от температурно-скоростного режима охлаждения на линии Стелмор и при последующей термической обработке (нормализации) изменяет морфологию, но сохраняет свою наследственность в части глубины распространения поверхностных структур.

7. При высокоскоростной прокатке количество окалины и ее толщина на поверхности углеродистой катанки уменьшается при снижении температуры виткообразования и увеличении скорости последующего интенсивного

воздушного охлаждения витков. При этом каждый составляющий оксид в окалине имеет различную относительную величину. При контролируемом охлаждении с температурой виткообразования $930 \pm 15^\circ\text{C}$ и последующим воздушным охлаждением со скоростью $\sim 15^\circ\text{C}/\text{с}$ на поверхности катанки формируется окалина, основу которой составляет вюстит с количеством в 3 раза больше, чем остальных оксидов.

8. После отдельного нагрева высокоуглеродистой холодноволокоченной проволоки при охлаждении на воздухе окалина в своем составе имеет больше вюстита, а после струйного воздушного охлаждения – магнетита и гематита, при этом количество остаточной окалины на ней после окалиноломания в 2 раза больше. Использование в технологической линии электролитно-плазменной доочистки поверхности проволоки удаляет магнетит и гематит, обеспечивая выполнение требований ТУ У 27.3-23365425-638:2008 (нормируемая остаточная окалина не более 0,5 кг/т).

9. В процессе ТМО при контролируемом охлаждении высокоуглеродистой катанки для конкретного температурно-скоростного режима соответствуют определенные значения межпластиночного расстояния в перлите, глубины обезуглероженного слоя и толщины формируемой окалины, что позволило установить зависимость между этими показателями. Для температур виткообразования выше A_1 зависимость межпластиночного расстояния в перлите (S , мкм) от глубины обезуглероженного слоя ($h_{\text{уг}}$, мкм) имеет линейный характер $S = 0,0015 \times h_{\text{уг}} + 0,0676$, а от толщины слоя окалины ($h_{\text{ок}}$, мкм) – нелинейный $S = 0,267 - 0,61 \times h_{\text{ок}} + 0,68 \times h_{\text{ок}}^2$.

РАЗДЕЛ 6

ВЛИЯНИЕ ПРОЦЕССОВ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРНОЕ СОСТОЯНИЕ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КАТАНКИ ИЗ НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ И ЛЕГИРОВАННОЙ СВАРОЧНОГО НАЗНАЧЕНИЯ

6.1 Особенности влияния контролируемого охлаждения в процессе ТМО на структурное состояние и механические свойства катанки из низкоуглеродистой стали

Из работ [306, 307] следует, что низкоуглеродистые кипящие и полуспокойные стали перестали удовлетворять возросшие требования метизного производства из-за повышенной неоднородности и загрязненности неметаллическими включениями, высокой чувствительности к механическому старению в процессе холодной деформации. Поэтому добиться стабильного глубокого волочения катанки при высокоскоростных процессах переработки для низкоуглеродистых спокойных сталей [308], обладающих высокой однородностью, низкой загрязненностью неметаллическими включениями, можно процессом ТМО, включающим регулируемое двухстадийное охлаждение катанки после прокатки, обеспечивающее формирование структуры и свойств, что в комплексе должно снизить чувствительность к деформационному старению при волочении [308-311].

Согласно ГОСТ 30136-95, катанка должна иметь нормы механических характеристик: временное сопротивление не более 470 Н/мм^2 , относительное сужение не менее 66%. Для катанки из стали типа SAE по ASTM A510M нормируется только химический состав, однако в контрактах указывается и временное сопротивление. При производстве катанки диам. 5,5 мм из низкоуглеродистых сталей по базовой технологии производства волочение в проволоку гарантированно можно производить только до диам. 2 мм.

По данным зарубежных заводов-потребителей [311], катанка из

низкоуглеродистой стали типа SAE должна иметь определенное соотношение (табл. 6.1) между временным сопротивлением и диаметром проволоки, на который обеспечивается волочение без промежуточного отжига.

Таблица 6.1 – Рекомендуемые для производства проволоки прямым волочением соотношения между временным сопротивлением и диаметром [311]

Марка стали	Временное сопротивление, σ_b , Н/мм ²	Диаметр проволоки, мм
SAE 1005	≤ 410	1,0
SAE 1006	≤ 420	1,2
SAE 1008	≤ 435	1,4

Выплавка металла промышленных плавов малокремнистых (не более 0,10%) осуществлялась в конвертерном цехе комбината ПАО «АрселорМиттал Кривой Рог» в конвертерах емкостью 160 т в соответствии с технологической инструкцией ТИ 228-КК-33-2001 по производству низкоуглеродистой продукции по стандарту ASTM A510M. При производстве опытных плавов SAE 1005...1008 металл с 0,05...0,16% углерода и марганца, 0,019...0,03% серы при температуре на выпуске 1580...1595°C раскисляли и легировали углеродистым ферромарганцем (1,33...2,33 кг/т), силикомарганцем (2,38...3,33 кг/т) и чушковым алюминием (1,87...1,93 кг/т). В процессе выпуска металл обрабатывали аргоном. Разливку стали производили в изложницы типа С-9 на слитки массой 8,5 т. Утепление головной части слитка осуществляли зольной смесью в количестве 3,5 кг/т стали. Продолжительность отстоя составов после разливки плавов составляла 70 мин. Химический состав соответствовал требованиям стандарта ASTM A510M для изготовления катанки диам. 5,5 мм. Слитки прокатали на блюминге №1 на заготовку 125x125 мм.

Для определения рациональных составов катанки из сталей марки SAE 1005...1008 был проведен статистический анализ, результаты которого приведены в таблице 6.2 (σ_T , Н/мм² – предел текучести; η – коэффициент множественной корреляции; μ – критерий оценки значимости).

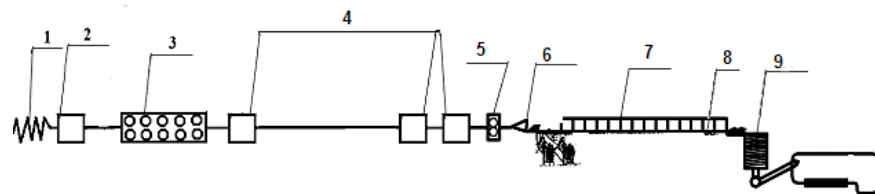
Основными элементами, влияющими на прочностные и пластические свойства катанки из низкоуглеродистой стали, являются углерод, кремний, марганец и сера (см. табл. 6.2).

Таблица 6.2 – Зависимость механических свойств низкоуглеродистой катанки диаметром 5,5 мм от химического состава стали

Уравнение связи	η	μ
$\sigma_B = 326,47 + 192,38C + 89,11Mn + 235,5Si + 158,37S - 235,06P$	0,59	15,62
$\sigma_T = 254,57 + 131,73C + 30,96Mn + 151,8Si + 265,59S - 96,24P$	0,42	7,64
$\delta_5 = 49,05 - 24,51C - 8,77Mn - 16,98Si - 45,18S - 6,52P$	0,40	7,53
$\psi = 78,53 - 17,75C - 7,6Mn - 16,31Si - 8,15S - 16,97P$	0,38	6,99

При охлаждении катанки из низкоуглеродистых сталей необходимо получить пониженную прочность и высокие пластические свойства. Для этого применяют замедленное охлаждение при закрытых крышках и пониженной скорости транспортирования (0,05...0,45 м/с) [38].

Базовая технология производства низкоуглеродистой катанки включала охлаждение после горячей прокатки ($\sim 1050^\circ\text{C}$) до температур $T_{\text{во}}$ $840 \pm 20^\circ\text{C}$ (ниже A_3), витки при транспортировании со скоростью 0,45 м/с охлаждались на рольганге, положение крышек: первые 3 – открыты (работают 2 вентилятора), остальные – закрыты (рис. 6.1).

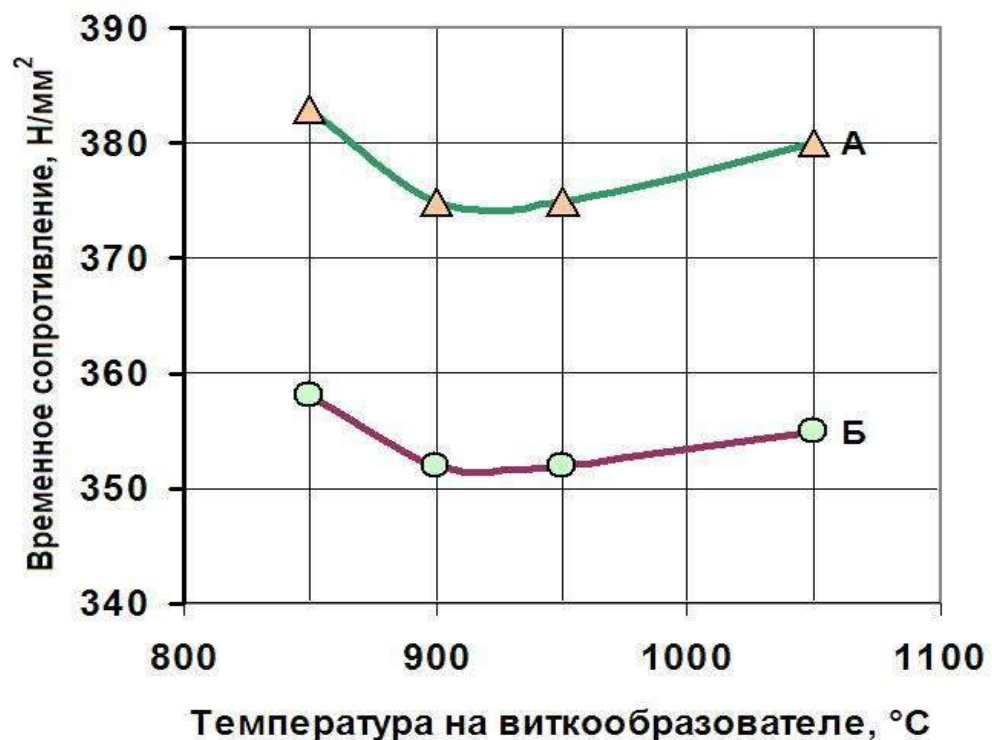


1 – горячая прокатка; 2 – секция предварительного охлаждения раската; 3 – чистовой блок; 4 – секции регулируемого охлаждения раската; 5 – трайбаппарат; 6 – виткообразователь; 7 – крышки первые три открыты, остальные закрыты; 8 – №1-2 вентиляторы работают, остальные отключены; 9 – виткосборник;

Рисунок 6.1 – Схема ТМО с базовым охлаждением низкоуглеродистой катанки.

Нагрев квадратных заготовок 125x125 производили в соответствии с ТИ 228-П1-02-99. Скорость прокатки составляла ~80 м/с. Для получения высоких пластических свойств низкоуглеродистую катанку после проволочного блока (1050...1090°C) охлаждали водой до температур $T_{во}$ 950 и $900 \pm 15^\circ\text{C}$ (выше A_3). Скорость транспортирования витков под закрытыми крышками снижали от 0,45 до 0,10 м/с, это обеспечило уменьшение средней скорости охлаждения металла на рольганге от 3,0 до $1,0^\circ\text{C}/\text{с}$ (при отключенных вентиляторах).

Варьированием режимами ТМО в потоке высокоскоростного проволочного стана установлено, что наиболее благоприятный эффект в плане повышения пластичности при волочении катанки диам. 5,5 мм из стали низкоуглеродистой (состав №10, см. табл. 2.1) достигается при использовании разупрочняющей ТМО, обеспечивающей пониженную прочность (рис. 6.2) [309].



А – охлаждение со скоростью $3,0^\circ\text{C}/\text{с}$; Б – охлаждение со скоростью $1,0^\circ\text{C}/\text{с}$;

Рисунок 6.2 – Средние значения временного сопротивления катанки из стали SAE 1005 после ТМО с различной температурой виткообразования и охлаждения.

Установлено, что в процессе ТМО замедленное охлаждение катанки стали

марки SAE 1008 (состав №9, см. табл. 2.1) на транспортере под теплоизолирующими крышками приводит к разупрочнению, которое обусловлено увеличением соотношения феррита к перлиту (табл. 6.3) [92, 310].

Таблица 6.3 – Данные о механических свойствах и структурных характеристиках катанки diam. 5,5 мм стали марки SAE 1008, подвергнутой ТМО при температуре $T_{\text{во}} 900 \pm 15^\circ\text{C}$ с различной скоростью охлаждения

Средняя скорость охлаждения, $^\circ\text{C}/\text{с}$	более 3,0	2,0	1,0	менее 1,0
Временное сопротивление, $\text{H}/\text{мм}^2$	<u>402 - 424</u> 410,6±6,18	<u>398 - 420</u> 408,16±4,6	<u>386 - 408</u> 396,95±8,15	<u>378 - 405</u> 392,0±7,65
Предел текучести, $\text{H}/\text{мм}^2$	<u>299 - 333</u> 313,68±7,87	<u>297 - 331</u> 313,61±6,95	<u>298 - 345</u> 314±11,6	<u>294 - 345</u> 311,8±10,82
Относительное удлинение, %	<u>33 - 40</u> 37,3± 2,11	<u>33 - 42</u> 38,58± 2,36	<u>36 - 43</u> 39,88± 2,45	<u>36 - 45</u> 41,4± 1,54
Относительное сужение, %	<u>71 - 76</u> 74,22± 1,81	<u>73 - 78</u> 75,8± 1,81	<u>74 - 78</u> 76,27± 1,81	<u>76 - 79</u> 78,0± 1,04
Размер зерна, номер	10 - 10,5	10 - 9	9 - 10	8 - 9
Соотношение феррит/перлит	93,5 / 6,5	94 / 6	95 / 5	95,5 / 4,5

Примечание: в числителе – минимальное и максимальное значение, в знаменателе – среднее значение и среднеквадратическое отклонение.

ТМО низкоуглеродистой катанки марок SAE (составы №9-№11, см. табл. 2.1) при температуре $T_{\text{во}}$ в интервале $A_1 + 200 \dots 250^\circ\text{C}$ (выше A_3) с последующим замедленным охлаждением на рольганге обеспечивает формирование структуры феррита с небольшими участками пластинчатого перлита (рис. 6.3).

Анализ механических свойств показал, что временное сопротивление уменьшается с понижением скорости охлаждения витков на транспортере и наиболее рациональным является режим охлаждения со скоростью $1,0^\circ\text{C}/\text{с}$, так

изменения σ_B , δ_5 , ψ . Анализ данных (см. табл. 6.4) показывает, что критерии остаривания $\sigma_{TC} / \sigma_{BC}$ и $\sigma_{TC} - \sigma_T$ ниже в тех сталях, которые охлаждались более медленно.

Таблица 6.4 – Среднестатистические свойства низкоуглеродистой катанки диаметром 5,5 мм после искусственного остаривания

Скорость охлаждения, °C/c	$\bar{\sigma}_T / \bar{\sigma}_B$ *	$\bar{\sigma}_{TC} / \bar{\sigma}_{BC}$	$\bar{\sigma}_{TC} - \bar{\sigma}_T$
3,0	0,743	0,841	39
2,0	0,749	0,810	25
1,0	0,749	0,807	22
менее 1,0	0,743	0,797	16

* $\bar{\sigma}_T / \bar{\sigma}_B$ – среднее значение пределов прочности и текучести в состоянии поставки; $\bar{\sigma}_{BC}$, $\bar{\sigma}_{TC}$ – среднее значение пределов прочности и текучести после деформационного старения.

Предложен новый режим ТМО, включающий замедленное охлаждение ($\sim 1,0^\circ\text{C}/\text{c}$) низкоуглеродистой катанки с температур более высоких ($T_{\text{во}} 900 \pm 15^\circ\text{C}$), в сравнении с базовой технологией ($T_{\text{во}} 840 \pm 20^\circ\text{C}$, охлаждение со скоростью $\sim 3,0^\circ\text{C}/\text{c}$). Такой режим приводит к меньшей склонности к деформационному старению металла и позволяет изготавливать проволоку холодным волочением с суммарными обжатиями более 90% без промежуточного умягчающего отжига [59, 311, 312].

Производство термомеханически обработанной низкоуглеродистой катанки с повышенной деформируемостью при волочении из непрерывнолитой заготовки сечением 125x125 мм опробовано в условиях ОАО «БМЗ» и СЗАО «ММЗ». Так, на СЗАО «ММЗ» при выплавке стали предусмотрено модифицирование кальцием (до 0,0025%) и микролегирование бором (до 0,010%) с обеспечением отношения $B/N \approx 0,8$, применение основных футеровок, защиту струи металла от вторичного окисления. Наличие в твердом растворе бора в виде BN позволяет достичь высокой степени пластичности в низкоуглеродистой стали по сравнению с

аналогичными без добавок бора: предел прочности снижается на 30...55 Н/мм²; размер действительного зерна увеличивается на 1,5...2 номера; снижается количество и размер структурно-свободного цементита [309]. Однако основной эффект повышения пластичности металла достигается при условии, что низкоуглеродистая катанка подвергается разупрочняющей термомеханической обработке [92].

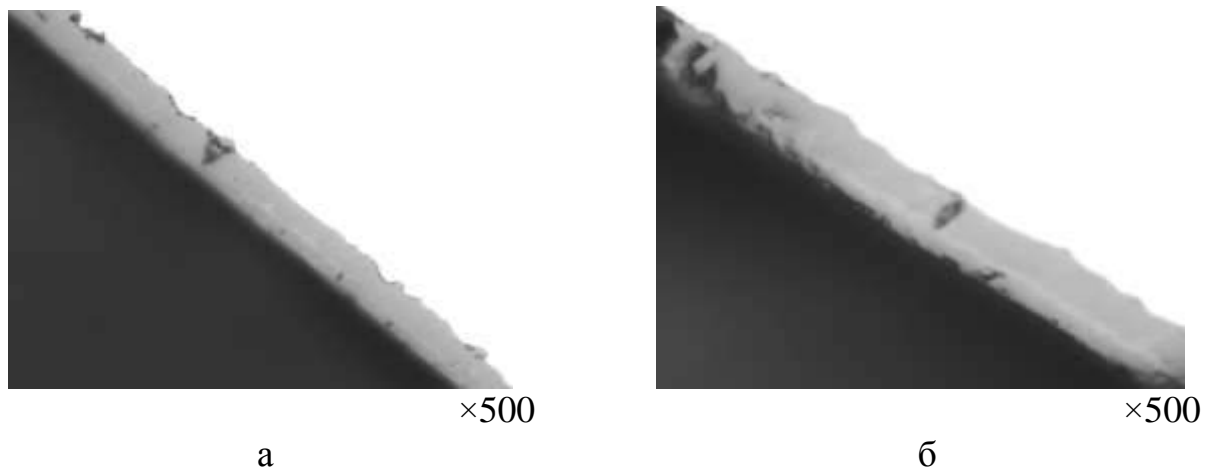
По уровню пластичности катанка при производстве крупнотоннажных мотков из спокойных марок стали SAE 1005...1010 близка к катанке из кипящих и полуспокойных сталей аналогичного состава, изготовленных с использованием разупрочняющей ТМО, включающей замедленное (близкое к квазиизотермической выдержке) охлаждение [92, 309].

Следует отметить, что низкоуглеродистая катанка на поверхности имеет удельную массу окалины до 10 кг/т. Результаты исследований фазового и количественного состава окалины на поверхности низкоуглеродистой термомеханически обработанной катанки по различным режимам приведены в таблице 6.5. Характерное распределение поверхностной окалины представлено на рис. 6.4.

Таблица 6.5 – Результаты замера толщины и состава окалины на образцах низкоуглеродистой катанки $\varnothing 5,5$ мм, подвергнутой различным режимам ТМО

Место отбора по витку	Толщина поверхностного слоя окалины, мкм		Состав окалины FeO / Fe ₃ O ₄ , мкм
	максимум	минимум	
Базовый режим			
Центр	10	8	7/3; 5/3
Периферия	11	9	7/4; 6/3
Разупрочняющий режим			
Центр	14	12	11/3; 10/2
Периферия	15	13	12/3; 11/2

Толщина слоя и состав окалины исследовались на поперечных нетравленных образцах катанки по МВИ 840-ЦЗЛ-161 «Оценка качества кордовой катанки, поставляемой на экспорт, по системе фирмы Бекарт». Так как на транспортере витки располагаются внахлест, в центральной и периферийной (большой нахлест) части они охлаждаются с различной скоростью. Поэтому место отбора образцов производили с центральной и периферийной области.

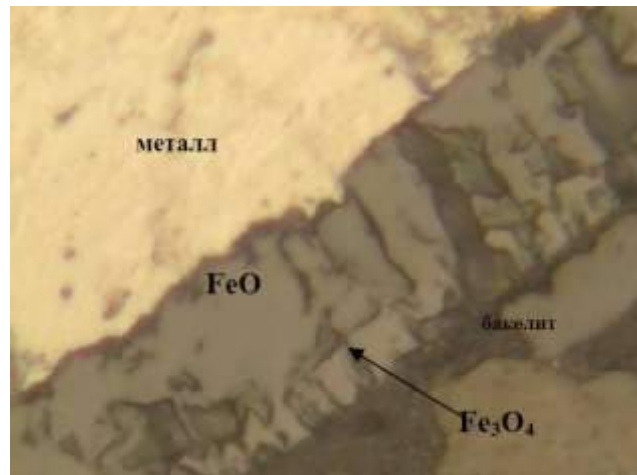


а – базовый режим; б – разупрочняющий режим;

Рисунок 6.4 – Поверхностная окалина в образцах низкоуглеродистой катанки диам. 5,5 мм после ТМО по базовому и разупрочняющему режиму.

На рис. 6.5 показан состав окалины на низкоуглеродистой катанки (состав №11, см. табл. 2.1) диам. 5,5 мм после разупрочняющей термомеханической обработки, включающей высокоскоростную прокатку с температурой перед чистовым блоком и редуционно-калибрующим блоком $980 \pm 20^\circ\text{C}$, с температурой виткообразования катанки – $\sim 920^\circ\text{C}$, с последующим замедленным охлаждением на рольганге при закрытых теплоизолирующих крышках и отключенных вентиляторах.

Поверхностная окалина на низкоуглеродистой катанке после разупрочняющей ТМО состоит из вюстита (расположенного при металлооснове) и магнетита в соотношениях 10...12 частей FeO и 3...2 части Fe_3O_4 .



×1900

Рисунок 6.5 – Состав окалины на поверхности низкоуглеродистой катанки диам. 5,5 мм после разупрочняющей ТМО.

6.2 Особенности формирования структуры и свойств катанки из легированной стали сварочного назначения, подвергнутой в потоке проволочного стана различным режимам контролируемого охлаждения при ТМО

6.2.1 Основные требования, предъявляемые к комплексной технологии производства катанки для сварочных проволок малых диаметров

Как ранее отмечалось (см. раздел 1), одной из основных задач черной металлургии Украины является обеспечение металлопотребляющих отраслей металлопрокатом высокого качества и требуемого сортамента, в том числе перспективного [313, 314]. Это относится и к сварочной стальной проволоке ответственного назначения, использование и сферы применения которой постоянно расширяются [315].

Для сварочных конструкций из легированных сталей широко применяются легированные сварочные проволоки по ГОСТ 2246-70. При этом имеется большая потребность в Украине и за рубежом в сварочной проволоке малых диаметров для сварки газонефтепроводных труб большого диаметра, сварных мостов и пр. ответственных металлоконструкций. Изготовление проволоки малых диаметров

на метизных предприятиях из катанки диаметром 6,5...5,5 мм по базовой технологии производства требует проведения дополнительных технологических операций, включающих промежуточный светлый отжиг с последующей подготовкой поверхности, включающей химическое травление, что приводит к дополнительным материальным затратам.

В мировой практике резко возросли требования к качеству металла, подвергаемому холодному деформированию (волочению). В первую очередь, это связано с внедрением в метизное производство высокоскоростных процессов прямого волочения катанки на проволоку малых диаметров. Кроме этого, разработка рациональных норм химического состава сталей для сварочных проволок позволяет получать катанку с улучшенными пластическими свойствами, что дает возможность исключить одну из технологических операций, связанную с отжигом и травлением металла.

Для устойчивого прямого волочения катанки на проволоку малых диаметров необходимо обеспечить химическую однородность металла, высокое качество поверхности проката и макроструктуры, пониженную загрязненность неметаллическими включениями, а также низкую чувствительность катанки к деформационному старению [60, 315, 316]. Ограничение в стали содержания охрупчивающих элементов [317]: углерода (не более 0,09%), кремния (не более 0,1%) и азота (не более 0,007%) – при обеспечении содержания кислоторастворимого алюминия в пределах 0,02...0,05% позволит в метизном переделе получать проволоку малых диаметров без промежуточной термообработки [318-320].

Снижение пластичности подката в процессе изготовления проволоки малых диаметров обусловлено, прежде всего, наличием несвязанного в нитриды азота, который находится в α -железной матрице и вместе с углеродом тормозит движение дислокаций, а также образует неустойчивые нитриды (Fe_2N , Fe_4N и Fe_{12}N_2) или карбонитриды (типа $\text{Fe}_{15}(\text{N}_2\text{C})_2$) [321]. При этом для предотвращения обрывности в процессе волочения необходимо применять специальные щадящие режимы холодной обработки металла (снижение скорости волочения,

использование промежуточного отжига и травления) [322]. Поэтому основным и необходимым мероприятием для получения нестареющей высокой пластичности катанки, по современным воззрениям металлографии для легированных сталей, является снижение концентрации азота в металле и связывание его в прочные нитриды за счет использования высокоэффективных, недорогих и доступных в металлургической практике микролегирующих элементов с высоким сродством к азоту и углероду [146, 323-325].

Кроме наклепа металла, вызываемого азотом и углеродом, снижает деформационную способность металла образование неметаллических включений, приводящих к ослаблению поверхностных и внутренних слоев, повышению неоднородности подката по его толщине и длине [326, 327].

Традиционная технология производства сварочной проволоки из низкоуглеродистых легированных сталей предусматривает следующую последовательность операций:

- удаление с поверхности катанки окалины химическим способом – травление в водном растворе серной, реже соляной кислоты;
- волочение катанки диам. 6,5...5,5 мм на проволоку диам. 4,0 мм;
- светлый рекристаллизационный отжиг при 680°C (включающий медленный нагрев и охлаждение) с общей длительностью до 10 час и травление;
- волочение отожженной заготовки на проволоку диам. 2,5...3,0 мм;
- повторный светлый рекристаллизационный отжиг и травление;
- волочение на проволоку конечного диам. 1,6...0,8 мм;
- омеднение, в основном, электрохимическое, в растворе медного купороса.

При современной технологии производства проволоки суммарные обжатия возрастают до $\varepsilon = 97\%$. Поэтому для решения этой проблемы весьма актуальной является разработка предложений по комплексной технологии производства термомеханически обработанной катанки из легированных спокойных сталей повышенной пластичности для обеспечения волочения её на проволоку малых диаметров с сопутствующей экономией энергоресурсов за счет исключения из технологического цикла операций промежуточного отжига и травления.

Использование исследований и накопленного опыта по освоению технологии конвертерного производства сталей электросталеплавильного сортамента, а также легированных борсодержащих сталей, используемых для изготовления сварочных проволок различного назначения [328-332], показало, что наблюдаемая в ряде случаев повышенная обрывность при волочении обусловлена структурными факторами. Наиболее существенным в этом плане является наличие в структуре упрочняющих сталь бейнито-мартенситных участков кристаллов высокодислокационного пластинчатого мартенсита с многочисленными микродвойниками, которые при деформации служат барьерами продвижения дислокаций [49, 333]. Образующиеся при деформации феррита и мартенсита массивные дислокационные скопления трансформируются в микро- и макротрещины, что, собственно, и инициирует разрушение проволоки в процессе волочения.

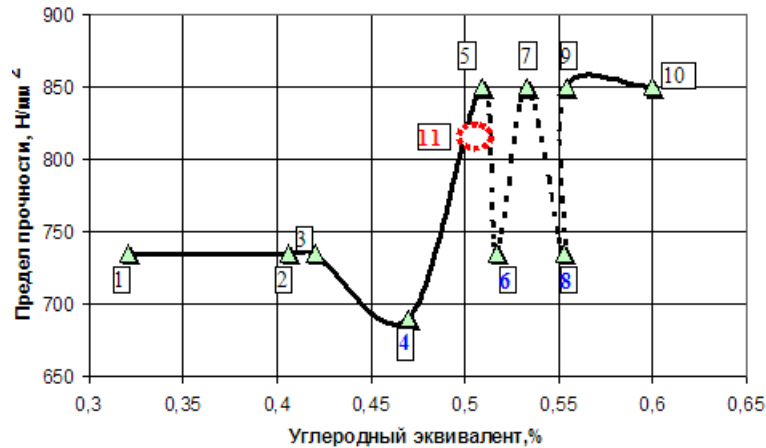
Учитывая, что легирующие элементы (Mo, Ni, Cr, Mn) существенно повышают устойчивость аустенита [120, 143, 215], можно предположить, что при охлаждении в катанке может формироваться сложная гамма дислокационнонасыщенных смешанных феррито-перлитно-бейнито-мартенситных структур [120, 222, 335, 336], определяющих комплекс механических и технологических свойств. Воздействие ТМО на структурообразование позволит формировать необходимые пластические свойства в легированной катанке.

Проведен анализ влияния химического состава стали сварочного назначения на механические свойства готового проката. В качестве критерия использовали величину углеродного эквивалента (6.1), предлагаемого [337] в качестве оценки суммарного воздействия элементов на возможность образования мартенсита:

$$C_{\text{экв}} = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Si}{24} + \frac{Cr}{5} + \frac{Ni}{40} + \frac{Mo}{4} + \frac{Ti}{5} + \frac{V}{14} + \frac{Cu}{13} + \frac{P}{2} \quad (6.1)$$

За базовые значения были взяты средние значения углеродного эквивалента

и предела прочности катанки марок сталей по ТУ У 27.1-4-548-2003 “Катанка из легированной стали для сварочной проволоки” и ТУ У 322-228-66-2003 “Катанка для изготовления сварочной проволоки”. Результаты расчета по (6.1) приведены на рис.6.6.



Нормативные значения: 1 – Св-08ГА; 2 – Св-10ГН; 3 – Св-10НМА; 4 – Св-08ГСМТ; 5 – Св-08Г2СЦ; 6 – Св-12ГСЦА; 7 – Св-08ГМ; 8 – Св-08ХМ; 9 – Св-08ГСНТ; 10 – Св-08Г1НМА; фактические значения 11 – Св-08ГСМТ;

Рисунок 6.6 - Зависимость допустимого предела прочности от углеродного эквивалента катанки для сварочной проволоки.

В соответствии с приведенной зависимостью между средним значением углеродного эквивалента и нормируемой величиной временного сопротивления сталей, можно прогнозировать [338], что механические свойства термомеханически обработанной катанки по базовой технологии охлаждения ($T_{\text{во}} 840 \pm 20^\circ\text{C}$, с последующей скоростью охлаждения $\sim 3,0^\circ\text{C}/\text{с}$) из сталей марок Св-08ГСМТ, Св-12Г2СЦА и Св-08ХМ должны быть не более $850 \text{ Н}/\text{мм}^2$.

Прогнозным анализом влияния химического состава стали сварочного назначения на механические свойства готового проката построена графическая зависимость между средним значением углеродного эквивалента и нормируемой величиной временного сопротивления сталей. Это позволяет прогнозировать прочностные свойства термомеханически обработанной катанки, изготовленной по базовой технологии охлаждения.

6.2.2 Механические свойства и структура катанки из низкоуглеродистой легированной стали, подвергнутой различным режимам контролируемого охлаждения в процессе ТМО в потоке проволочного стана

Для организации ресурсосберегающего безоборотного получения легированной сварочной проволоки малых диаметров были намечены основные параметры технологии выплавки сталей и ТМО катанки диам. 5,5 мм в условиях ПАО "АрселорМиттал Кривой Рог".

Выплавка стали осуществлялась в конвертерах емкостью 160 т. Для обеспечения в готовом прокате низких содержаний серы (не более 0,015%) [317] для шихтовки плавки использовали обессеренный чугун с содержанием серы не более 0,010%, который из чугуновозных ковшей после тщательного удаления шлака в миксерном отделении переливали в заливочный ковш, а затем сливали в конвертер.

При выплавке никель-молибденовых сталей использовали оборотные легированные отходы от плавки тех же марок стали, ферроникель и качественный лом прокатного производства. Оборотные отходы в количестве до 40 тонн на плавку вводили в конвертер после тщательной кантовки шлака предыдущей плавки. Ферроникель (или никельсодержащие материалы) вводили в конвертер непосредственно на металлоотходы, ферромolibден вводился в конвертер сразу после скачивания первичного шлака. Расход молибден- и никельсодержащих материалов определяется из расчета получения молибдена и никеля в конвертерном полупродукте, близком к нижнему марочному пределу содержания этих элементов в стали. Степень усвоения молибдена и никеля конвертерной ванной составил ~ 95%.

После определения содержания углерода, серы, фосфора, молибдена и никеля при необходимости (по результатам анализа пробы металла) в конвертер вводятся корректирующие добавки ферромolibдена и (или) ферроникеля. После получения необходимых результатов химического анализа производится слив

металла в ковш. В процессе выпуска плавки в ковш металл продувается аргоном, подаваемым через пористые донные пробки. Температура металла в ковше должна составлять 1550...1565°C. Разливка стали производится сверху в изложницы типа С-9 на слитки массой 8,5 т. Химический состав исследуемой стали (состав №14, см. табл. 2.1) соответствовал требованиям ТУ У 27.1-14-548-2003 “Катанка из легированной стали для сварочной проволоки”.

Слитки плавков прокатывали на блюминге № 1 на квадратную заготовку 125x125 мм для дальнейшей прокатки на проволочном стане ПС 150-1. Прокатку блюмсовых раскатов на заготовку производили по действующим схемам калибровки. Температура раската перед первой клетью НЗС была не менее 1050°C. Заготовки на всех горизонтах раската слитка характеризовались плотной макроструктурой, характерной для качественных спокойных сталей.

Основными дефектами, выявленными при анализе качества макроструктуры, были точечная неоднородность 3...5 балла, центральная пористость 0...3 балла, ликвационной квадрат 0...3 балла, трещины глубиной <0,5...2 мм.

Режимы нагрева, скоростной режим прокатки и температура металла перед блоком – в соответствии с действующей ТИ 228-П1-02-03 "Производство катанки и сортового проката на непрерывном проволочном стане 150-1 СПЦ-1". Прокатку заготовок на катанку диам. 5,5 мм производили при скорости 80...85 м/с.

Формирование микроструктуры, наиболее пригодной для холодной пластической деформации катанки, можно достичь путем термомеханической обработки катанки в потоке высокоскоростного проволочного стана. Однако при разработке способов термомеханической обработки проката из легированных сталей необходимо учитывать влияние высокотемпературной деформации и последующих условий двухстадийного охлаждения на кинетику превращений аустенита и соотношение структурных составляющих [309].

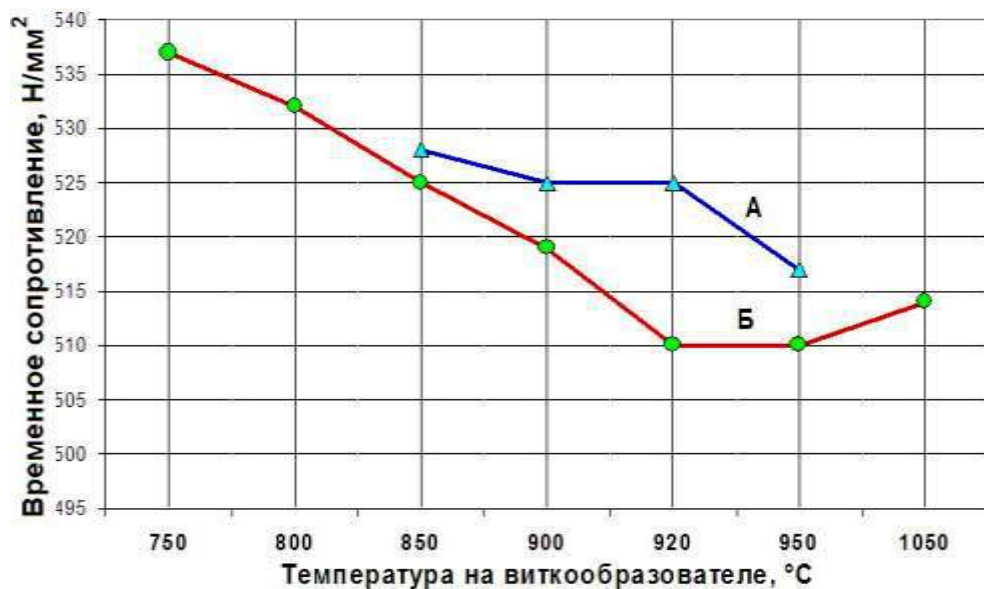
Режимы ТМО производили с использованием схемы, аналогичной при производстве низкоуглеродистой катанки (см. рис. 6.1). Обработка такого рода в сочетании с предшествующей ее горячей деформацией классифицируется [74] как

высокотемпературная термомеханическая обработка с изотермическим распадом в перлитной области (ВТМизО).

Чтобы исключить деформацию витков по окружности и обеспечить нормальную сборку их в моток, скорость транспортирования постепенно повышалась. Металл после роликового транспортера на участке сборки имел темный оттенок, неохлажденные (красные) участки отсутствовали. Моток имел нормальную форму. На участке уборки производили отбор образцов по 2 витка от ПК и ЗК концов мотка после удаления дефектных и неохлажденных отрезков. От ПК мотка отобрано по витку горячекатаного ($T_{\text{во}} \sim 1050^{\circ}\text{C}$) металла.

Результаты механических свойств (средние значения) катанки после различных температурно-скоростных режимов ТМО приведены на рис. 6.7 и рис. 6.8.

Анализ механических свойств показал, что при соответствии требованиям ТУ У 27.1-4-548-2003 ($\sigma_{\text{в}}$ – не более 735 Н/мм^2 ; ψ – не менее 48%) после разупрочняющей ТМО пластические свойства катанки Св-10НМА повышаются (относительное сужение с 66...70% до 75%) [339, 340].



А – охлаждение со скоростью $\sim 3,0 \text{ }^{\circ}\text{C/c}$; Б – охлаждение со скоростью $\sim 1,0 \text{ }^{\circ}\text{C/c}$;

Рисунок 6.7 – Средние значения временного сопротивления катанки из Св-10НМА после ТМО с различной температурой виткообразования и последующего охлаждения.

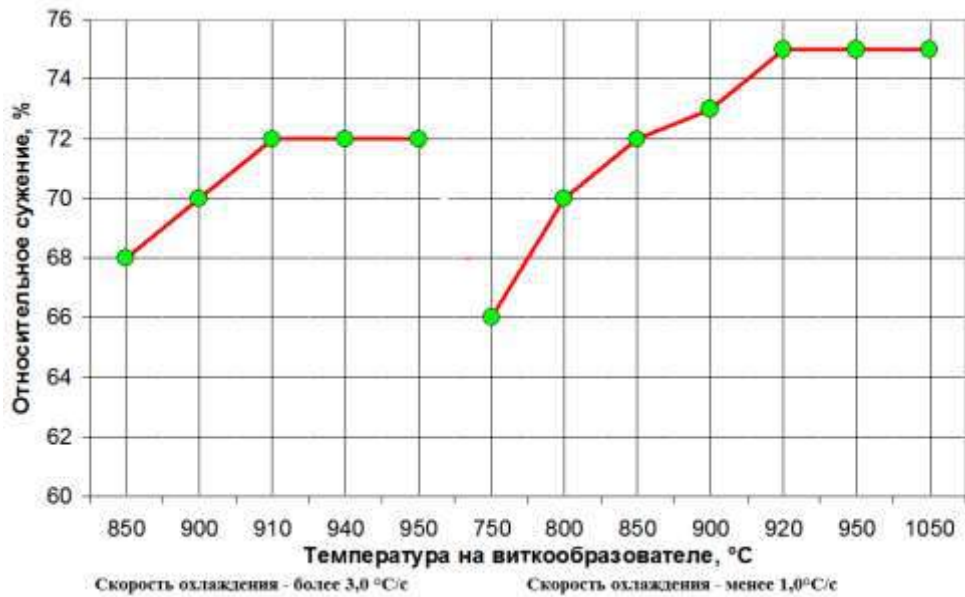


Рисунок 6.8 – Средние значения относительного сужения катанки из стали Св-10НМА после различных температурно-скоростных режимов двухстадийного охлаждения.

В процессе исследования микроструктуры было изучено влияние режимов регулируемого охлаждения на величину зерна и содержание структурных составляющих. На рис. 6.9 представлены графические данные по долевым соотношениям между структурными составляющими: феррит, перлит и бейнит с мартенситом.

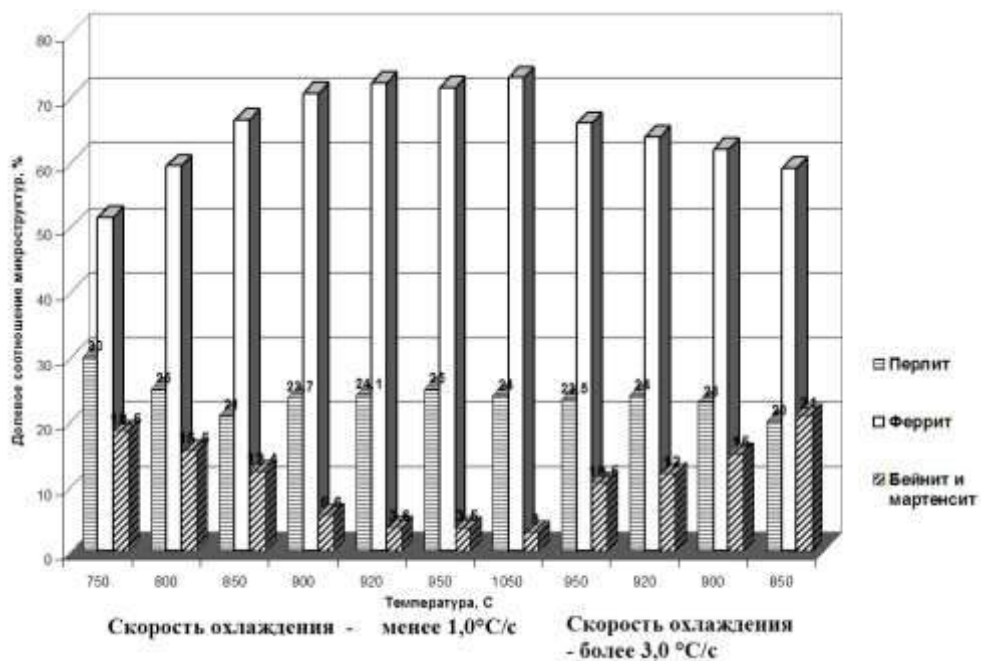
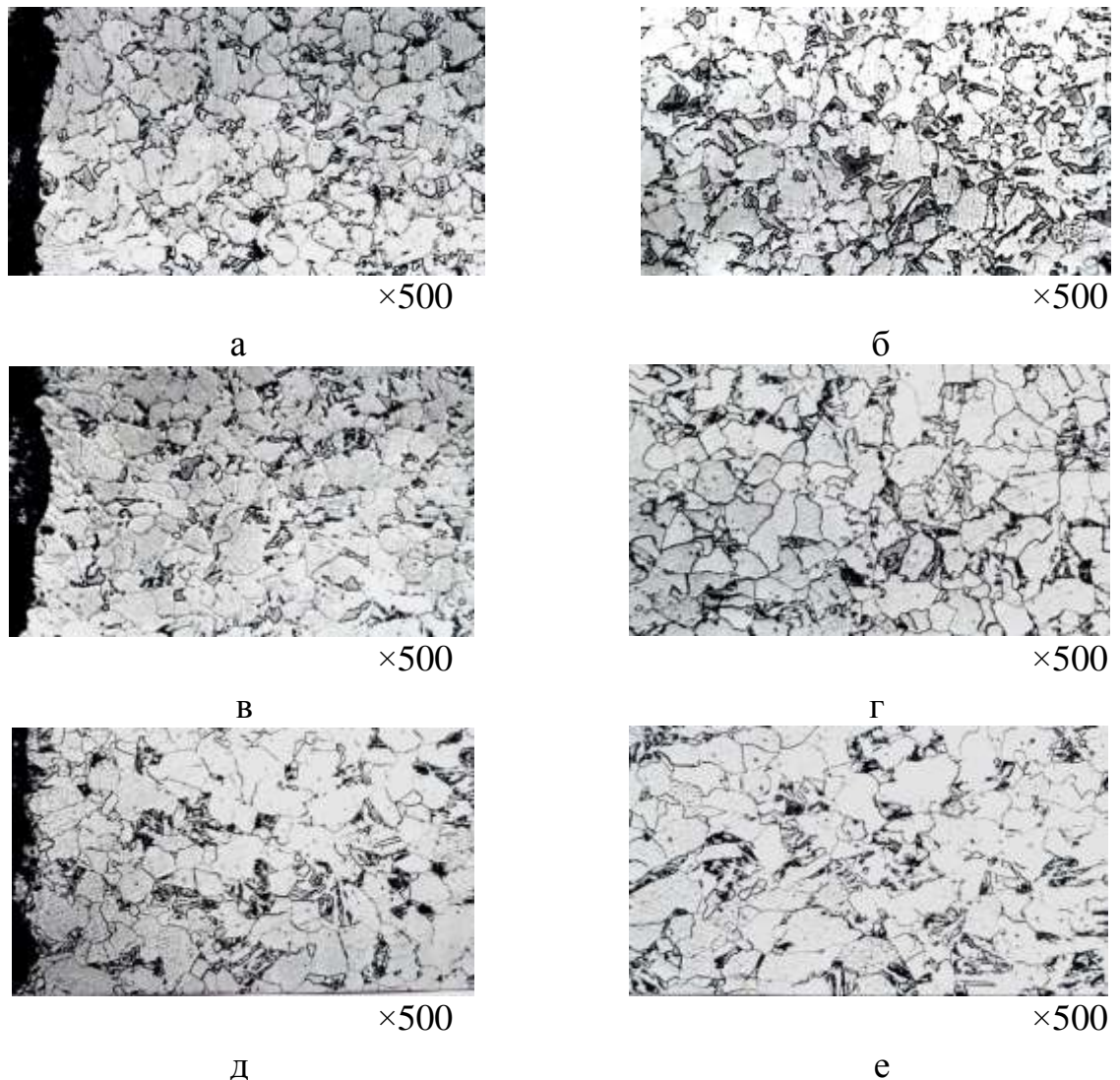


Рисунок 6.9 – Долевое структурное соотношение от температуры виткообразования и режимов охлаждения катанки диам. 5,5 мм из стали Св-10НМА.

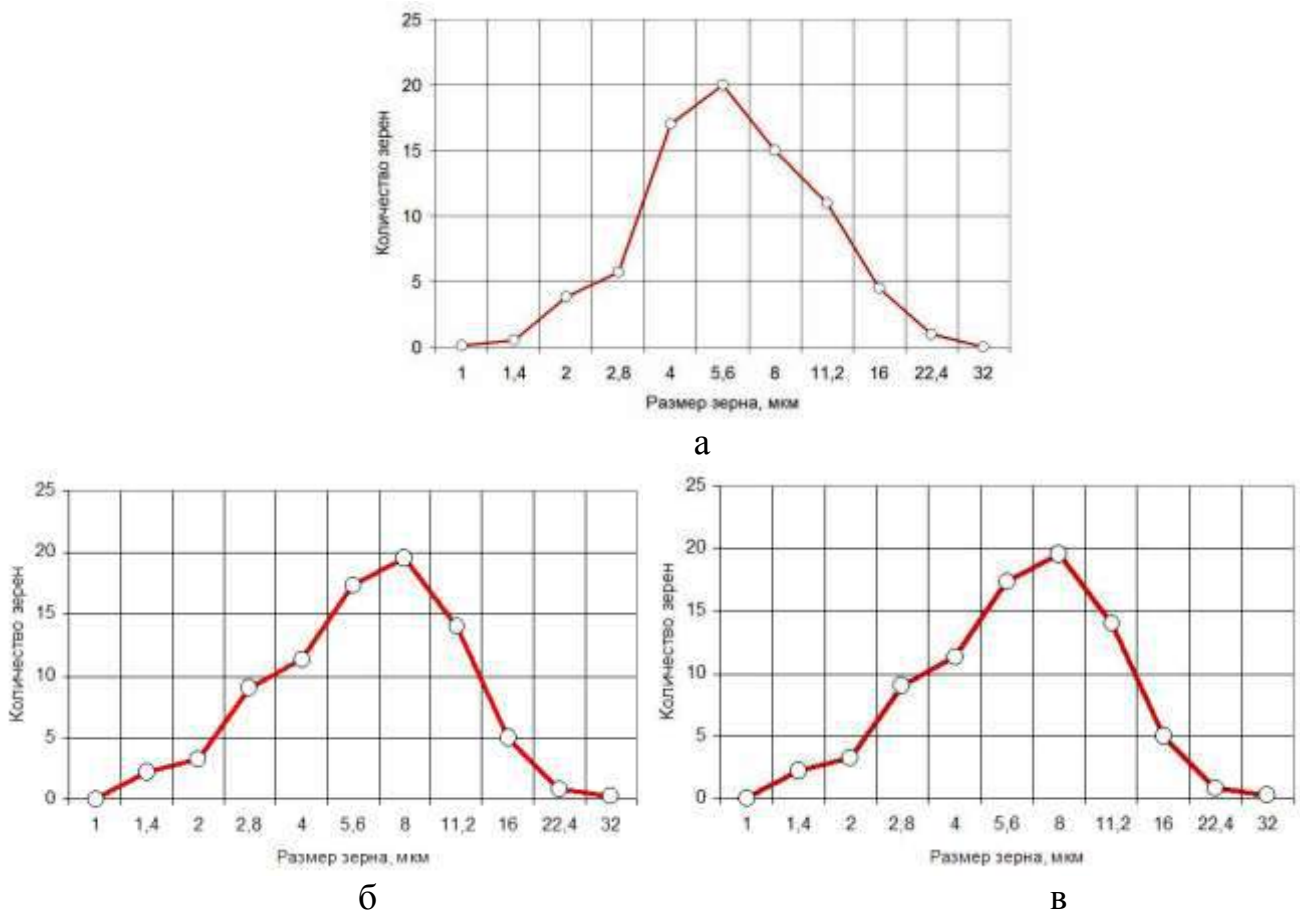
Характерные структуры поверхности и центра после различных режимов ТМО представлены на рис. 6.10, а графическое распределение данных по количественно размерным значениям зерна – на рис. 6.11.

Общая структура катанки после разупрочняющей термомеханической обработки представляет собой (см. рис. 6.10) конгломерат структурных составляющих с достаточно равномерным распределением в ферритной матрице перлита с островковыми участками бейнита и мартенсита [342].



а – поверхность при $T_{\text{во}} 800^{\circ}\text{C}$; б – центр при $T_{\text{во}} 800^{\circ}\text{C}$; в – поверхность при $T_{\text{во}} 900^{\circ}\text{C}$; г – центр при $T_{\text{во}} 800^{\circ}\text{C}$; д – поверхность при $T_{\text{во}} 920^{\circ}\text{C}$; е – центр при $T_{\text{во}} 920^{\circ}\text{C}$;

Рисунок 6.10 – Микроструктура поверхности и центра катанки диам. 5,5 мм из стали Св-10НМА, охлажденной со скоростью $\sim 1,0^{\circ}\text{C}/\text{с}$ после разных температур виткообразования.



а – $T_{\text{во}} 800^{\circ}\text{C}$; б – $T_{\text{во}} 900^{\circ}\text{C}$; в – $T_{\text{во}} 920^{\circ}\text{C}$;

Рисунок 6.11 – Размер зерна в катанке диам. 5,5 мм из стали Св-10НМА, охлажденной со скоростью $\sim 1,0^{\circ}\text{C}/\text{с}$ после различной температуры виткообразования.

Установлено, что в процессе ТМО катанки стали Св-10НМА повышение температуры виткообразования и снижение скорости воздушного охлаждения увеличивает размер зерна и уменьшает долевое соотношение бейнито-мартенситной структуры в металле [341], что приводит к разупрочнению металла и обеспечивает высокие пластические свойства.

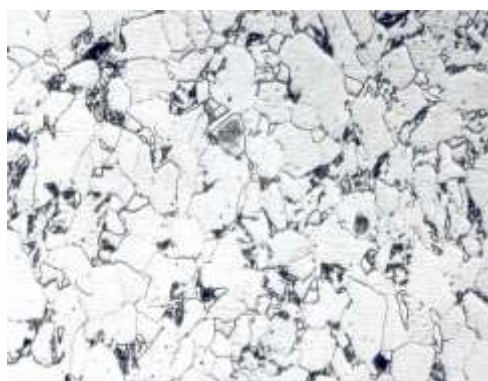
Наиболее благоприятные пластические свойства достигаются при использовании режимов разупрочняющей термомеханической обработки, предусматривающих после высокоскоростной прокатки ускоренное охлаждение водой до температур выше A_3 ($T_{\text{во}} 900\dots 920^{\circ}\text{C}$) и последующее замедленное охлаждение (со скоростью $\sim 1,0^{\circ}\text{C}/\text{с}$) разложенных на движущемся транспортере под термоизолирующими крышками витков катанки, – именно этим

обеспечиваются условия, близкие к квазиизотермической выдержке. Механические свойства катанки диам. 5,5 мм из стали марки Св-10НМА после разупрочняющей ТМО соответствовали: предел прочности – 530...510 Н/мм², относительное сужение – 70...75 % [328].

6.2.3 Особенности структурообразования в катанке из никельмолибденовой стали, подвергнутой разупрочняющей термомеханической обработке

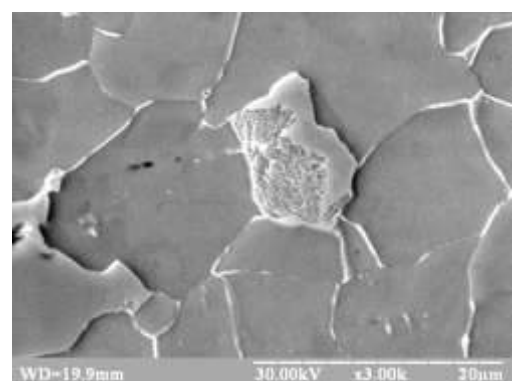
Исследование тонкой структуры проводили на образцах [343] катанки стали Св-10НМА, подвергнутой ТМО с температурой виткообразования ~ 920°С и последующим квазиизотермическим воздушным охлаждением на транспортере линии Стелмор со скоростью ~ 1,0°С/с [344].

Как показали исследования, проведенные методом оптической микроскопии, структура катанки после разупрочняющей термомеханической обработки представляет собой конгломерат смешанных феррито-перлитобейнито-мартенситных структур (рис. 6.12).



×500

а



×3000

б

а – оптическая, б – растровая микроскопия;

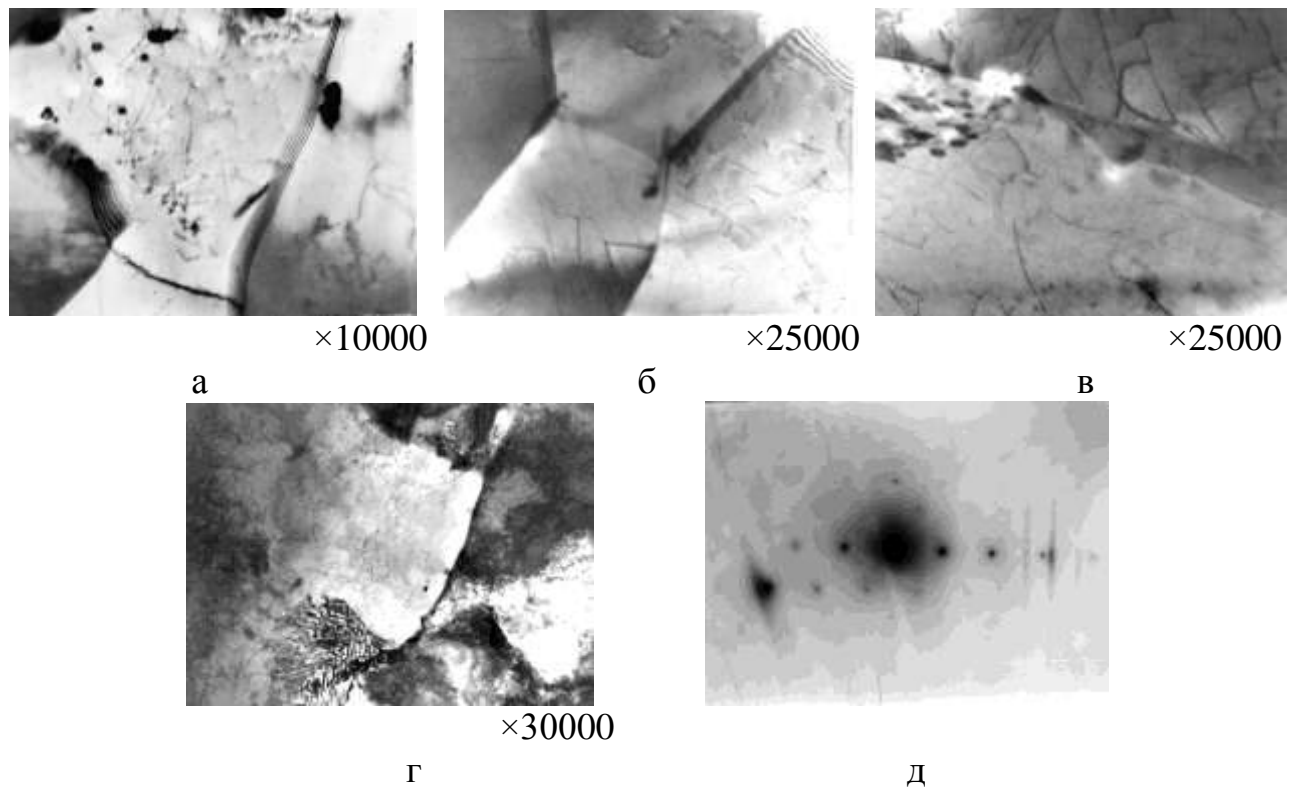
Рисунок 6.12 – Микроструктура катанки из стали Св-10НМА после разупрочняющей ТМО.

Это достаточно равномерно распределенные островковые участки бейнита и мартенсита (отдельных или во взаимных сочетаниях) размером от 5 до 30 мкм в ферритной матрице с полигональным зерном феррита (средний размер ферритных зерен $d_{\text{ср.}} \approx 8 \dots 10$ мкм). Средний объем таких островковых участков в ферритной матрице составлял 8...10% (см. рис. 6.12, а).

Согласно [335], структуры такого рода классифицируются как смешанные (мультифазные). Их формирование осуществляется, в основном, при температурах МКИТ. Согласно [335], стали с такой структурой представляются благоприятными для последующей холодной деформации, в том числе волочением. Это связано с тем, что устанавливающееся при выдержке в МКИТ распределение внутренних напряжений между ферритом и аустенитом способствует развитию рекристаллизационных процессов в феррите с сохранением при последующем охлаждении его низкодислокационного строения.

Определенный вклад в высокий уровень пластичности таких сталей, согласно [335], привносит также наличие феррита, который образуется вокруг аустенитных зерен в процессе медленного охлаждения стали от температуры выдержки в МКИТ до температуры конечного $\gamma \rightarrow \alpha$ – фазового превращения аустенита по какому-либо механизму (сдвиговому – мартенситному; промежуточному сдвигово-диффузионному – бейнитному или чисто диффузионному – перлитному).

Анализ, проведенный электронномикроскопическим методом [345], свидетельствует о низкой плотности дислокаций в феррите катанки из исследуемой стали Св-10НМА (рис. 6.13) [284]. В зернах феррита достаточно хорошо просматриваются отдельные дислокации, а также их незначительные скопления. На дифракционной микроэлектронограмме (МДК) феррита (см. рис. 6.13, д) участка структуры, приведенного (см. рис. 6.13, б), отчетливо различаются Кикучи-линии, наличие которых служит обычно одним из бесспорных доказательств высокого совершенства строения кристаллов [345].

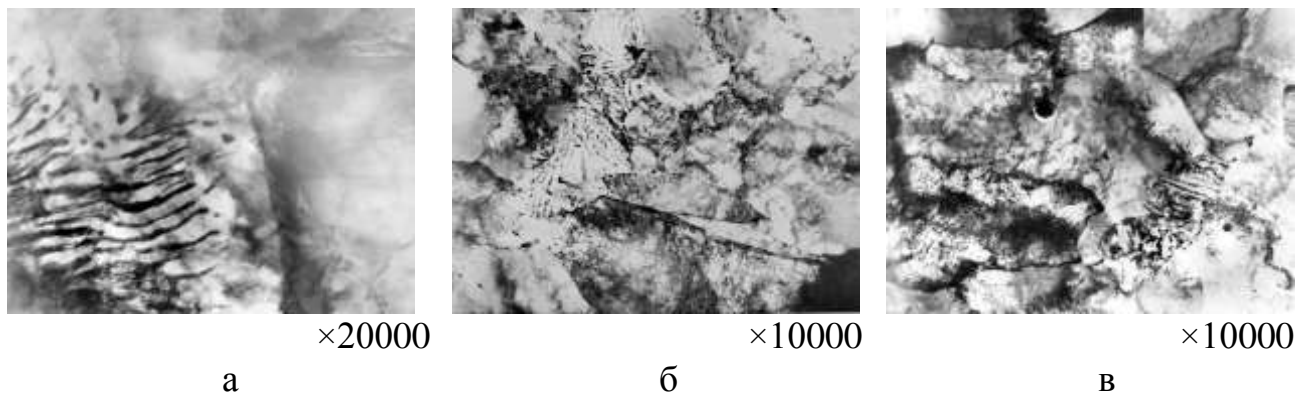


д – микродифракционная картина участка “б”;

Рисунок 6.13 – Тонкое строение феррита в исследованной никельмолибденовой катанке.

Внутризеренные выделения – микрочастички размером до 0,6 мкм, наблюдаемые (см. рис. 6.13, а), – представляют собой цементит, образованный выделившимся из феррита углеродом. Округлые микрочастички цементита в левой части (см. рис. 6.13, в) размером до 0,40 мкм – это сфероидизированный цементит эвтектоида, образовавшегося при распаде одного из участков аустенита в ходе квазиизотермической выдержки на транспортере витков катанки. Наблюдаемая (см. рис. 6.13, г) колония перлита с дисперсным пластинчатым цементитом образована, очевидно, на последнем этапе выдержки под крышками.

Проведенный анализ показывает (рис. 6.14), что перлит отдельных участков (см. рис. 6.14, а), а также располагающийся в островках бывшего аустенита при непосредственном контакте с мартенситом или бейнитом (см. рис. 6.14, б, в), как правило, достаточно дисперсный.

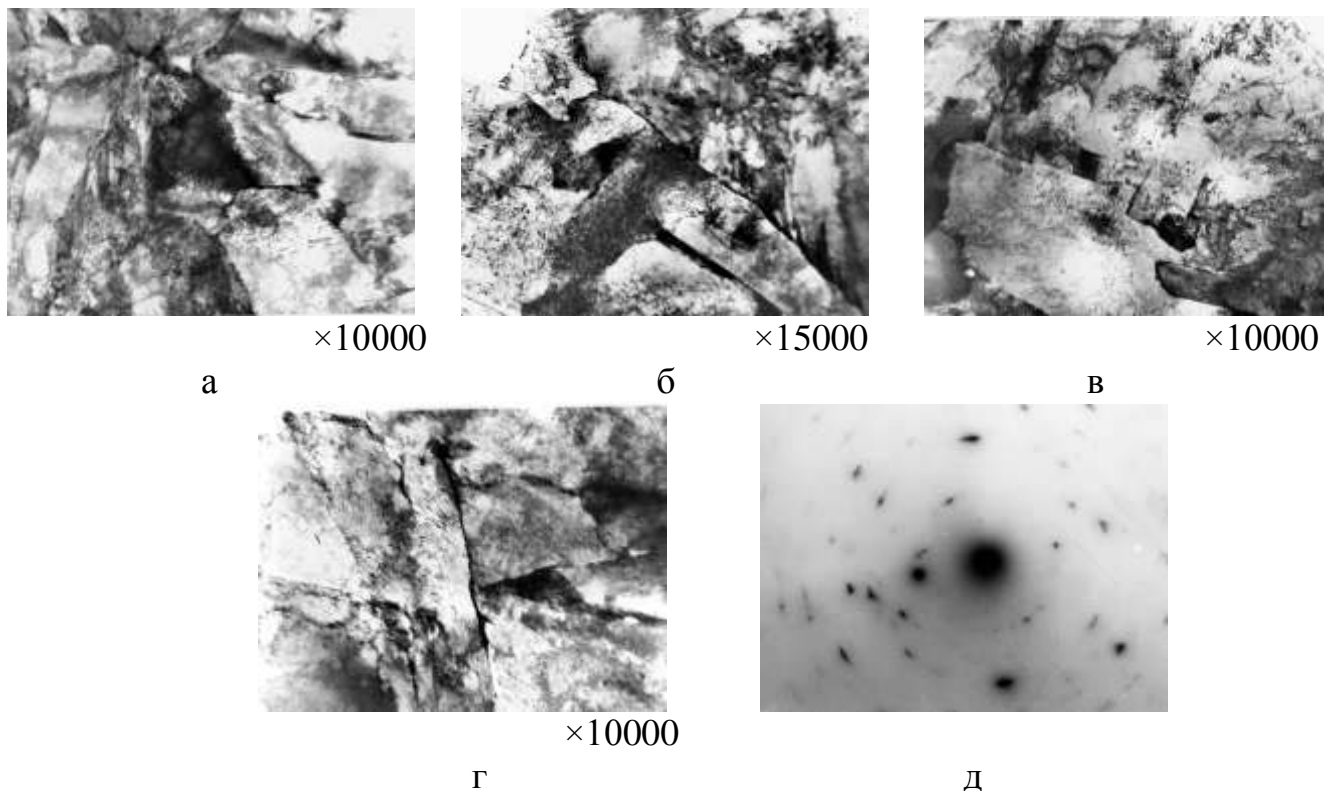


а – феррито-перлитный; б, в – бейнито-перрито-ферритный;

Рисунок 6.14 – Микроструктура участков с различными структурными составляющими в исследованной никельмолибденовой катанке.

Поскольку формирование перлита осуществляется при тех же скоростях охлаждения, что и соседствующих кристаллов бейнита и мартенсита, изменение механизма распада аустенита от сдвигового и сдвигово-диффузионного к чисто диффузионному происходит за счет наличия концентрационной микронеоднородности в исходном аустените. В аустенитных участках, несколько обедненных углеродом и легирующими элементами, прежде всего, никелем и молибденом, а также и другими элементами, в процессе воздушного охлаждения от температур МКИТ на транспортере линии Стелмор при квазиизотермической выдержке и осуществляется диффузионный механизм распада аустенита. Размеры колоний перлита, соседствующих с ферритом и с бейнитом, достаточно малы – до 4 мкм в условном диаметре, что подтверждает предположения о микроликвационном генезисе перлитного механизма превращения аустенита в данном случае. Тонкое строение соседствующих с перлитом участков бейнита, имеющих вид пластин шириной до 3,0 мкм (см. рис. 6.14, б, в), существенно отличается от зерен феррита.

При детальном анализе участков с бейнитной структурой (рис. 6.15) подтверждается наличие пластин α -фазы, тонких приграничных выделений цементита, в основном, прерывистых, а также его внутрипластиночных выделений в виде очень дисперсных микрочастиц (см. рис. 6.15, а-г).



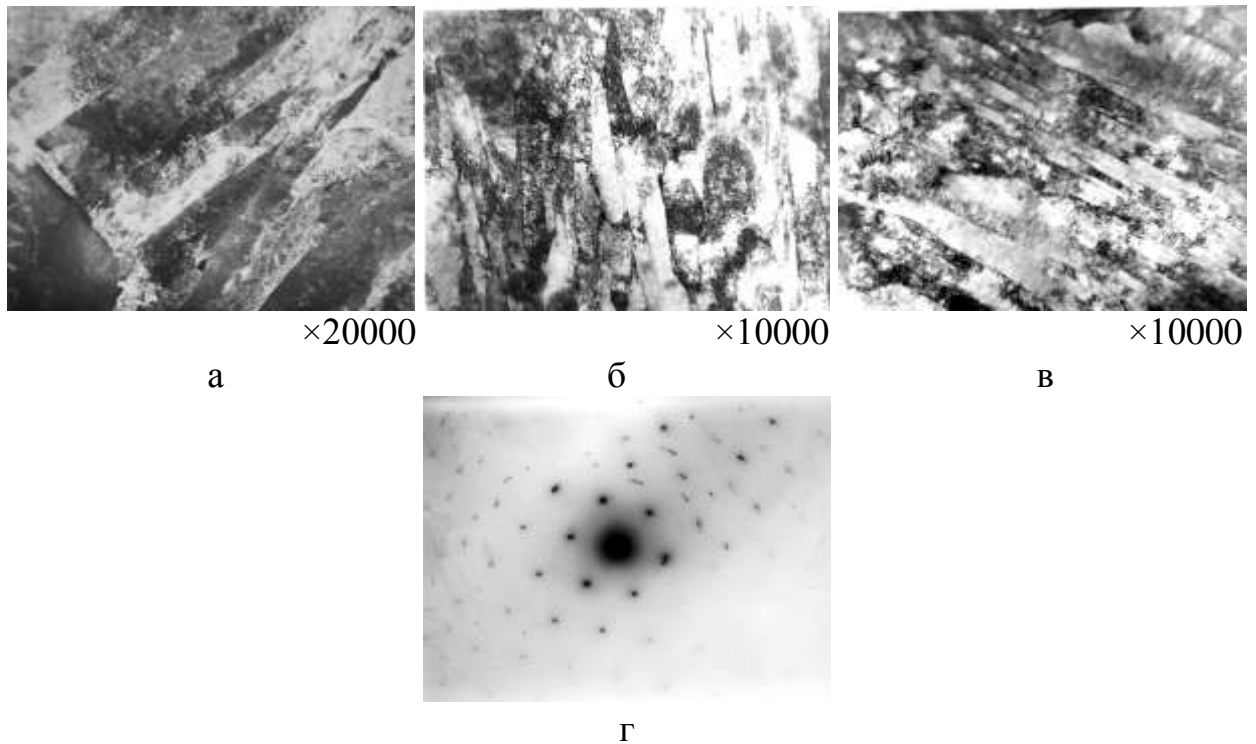
д – микродифракционная картина участка “г”;

Рисунок 6.15 – Тонкое строение бейнита в исследованной никельмолибденовой катанке.

В отдельных пластинах α -фазы эти выделения располагаются под углами $\sim 60^\circ$ и 120° к продольной оси пластин (см. рис. 6.15, г). Такое расположение внутри пластиночных выделений цементита характерно для нижнего бейнита [119]. Наличие цементита в виде сплошных или прерывистых выделений по границам пластин α -фазы является типичным для верхнего бейнита [119]. Для исследуемой структуры пластины нижнего (см. рис. 6.14, б, в) и верхнего (см. рис. 6.15, а-г) бейнита фактически соседствуют друг с другом, поэтому разделение на верхний и нижний бейнит произвести невозможно. Расшифровка МДК (см. рис. 6.15, д) участка структуры (см. рис. 6.15, г) показала одновременное наличие дисперсных (внутрипластиночных) и более крупных (пограничных) выделений цементита, которые по свойственной для каждого из них дробности рефлексов характеризуются выраженной разориентированностью (до 40°) между собой (см. рис. 6.15, д).

Мартенсит в островковых участках упрочняющей фазы характеризуется

выраженным пластиночно-реечным строением (рис. 6.16, а-в).



г – микродифракционная картина участка “в”;

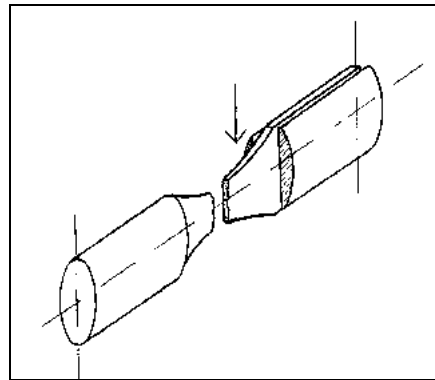
Рисунок 6.16 – Тонкое строение мартенсита в исследованной никельмолибденовой катанке.

Следует отметить, что при анализе травленных ниталем шлифов свойственный для полированной поверхности мартенсита вид на соответствующих островковых участках не выявляется – они имеют гладкую фактуру (см. рис. 6.12, б). Такой не выявляемый (бесструктурный) в обычных реактивах мартенсит называют «гарденитом» [346].

Анализ МДК (рис. 6.16, г) участка (см. рис. 6.16, в) с мартенситной структурой показал, что сгруппированные в пачки пластинки мартенсита несколько разориентированы в азимутальном направлении. Кроме этого, уровень напряжений в таком мартенсите достаточно высокий, поскольку отвечающие ему рефлексы на МДК имеют тяжи, вытянутые в том же азимутальном направлении. Приведенные структуры (см. рис. 6.16, а-в) хорошо иллюстрируют, что пластины – рейки мартенсита – дислокационно достаточно насыщены.

Была рассмотрена информация [335] о возможности продвижения

дислокаций через участки мартенсита [347]. На снимке, полученном с расположенного в непосредственной близости от места разрыва участка (рис. 6.17, а) катанки из никельмолибденовой стали, испытанной методом статического растяжения, наблюдается дислокационная ячеистая субструктура феррита (рис. 6.17, б).



а



×16000

б



×22000

в

а – участок разрушения после статического растяжения;

Рисунок 6.17 – Микроструктура никельмолибденовой стали вблизи участка разрушения.

При этом мартенситный кристалл содержит пересекающие его тело трековые линии, полученные в результате дислокационно-деформационного воздействия (рис. 6.17, в). По этим линиям части мартенситного кристалла образуют ступени друг относительно друга на внешних поверхностях.

В данном случае мы имеем дело с перемещением дислокаций через мартенситный кристалл по принципу «домино» [348]. Сущность этого процесса

заключается в том, что тормозящиеся внешней поверхностью мартенситного кристалла дислокации накапливаются на границе раздела феррит/мартенситный кристалл. После достижения этим скоплением определенной плотности мощность запасенной при этом энергии становится столь высокой, что на поверхности мартенситного кристалла, контактирующего с этим скоплением, образуется сдвиговая ступенька. В результате этого из кристалла выталкивается близкая по мощности дислокационная группировка с образованием сдвиговой линии скольжения по его сечению и, соответственно, ступеньки-уступа на другой (противоположной) его поверхности (см. рис. 6.17, в). Следующее повторение этого механизма, собственно, и реализует массовое пересечение дислокациями мартенситных участков и вносит определенный вклад в повышение уровня пластичности стали. Теоретическая возможность реализации такого механизма перемещения дислокаций рассмотрена в работе [348], в которой механизм перемещения дислокаций через кристалл связан с волновыми колебаниями атомов железа, благодаря которым и осуществляется энергетический обмен между образующимися на одной из внешних поверхностях кристаллов железа ступенек пластического сдвига в результате воздействия деформации и внутрикристаллической генерацией дислокаций, обусловленной усилившимся в связи с притоком энергии волновым движением атомов. Выход таких дислокаций на другую внешнюю грань кристалла железа, собственно, и приводит к сдвигу одной его части по отношению к другой.

Аналогичным образом по предложенному механизму может осуществляться перемещение дислокаций и через бейнитные кристаллы [284]. Однако как в случае нижнего, так и в случае верхнего бейнита необходимо учитывать влияние цементитных частиц.

Отличительной особенностью механизма перемещения дислокаций через мартенситные и бейнитные кристаллы в нашем случае по сравнению с механизмом, предложенным авторами [348], является исключение этапа генерирования дислокаций ввиду значительной их плотности в рассматриваемых мартенситных и бейнитных кристаллах.

Описанный механизм [335] в низколегированных и среднелегированных сталях со смешанной (мультифазной) структурой может реализовываться не всегда. При очень высокой степени дислокационного насыщения мартенситных (бейнитных) кристаллов или при наличии в них внутренних дефектов и выделений, значительно тормозящих перемещение дислокаций, реализация такого механизма затруднена [333].

Однако описанный особый механизм перемещения требует более детального и статистического подтверждения и может рассматриваться как гипотеза при объяснении пластичности металла при холодной деформации (волочении). Учитывая общее небольшое количество участков с бейнито-мартенситной структурой и значительное расстояние между ними (см. рис. 6.10, д, е), а также фактическое отсутствие микродвойников в кристаллах мартенсита, наличие которых, как отмечалось выше, блокирует движение дислокаций, такие участки не смогут существенно негативно влиять на перемещение дислокаций при приложении деформации, в силу чего уровень пластичности и деформационного формоизменения стали с такой смешанной (мультифазной) структурой будет высоким [349].

Наличие достаточно равномерно распределенных островковых бейнито-мартенситных участков до 10% не создает существенных препятствий движению дислокаций при холодной деформации и позволяет обеспечить высокую технологическую пластичность при переработке на проволоку малого диаметра с сокращением промежуточной умягчающей термической обработки [349].

Описанные рациональные режимы разупрочняющей ТМО, обеспечивающие высокие пластические свойства легированной никельмолибденовой катанки, были приняты за основу при разработке на ПАО "АрселорМиттал Кривой Рог" сквозной технологической инструкции СТИ 228-104-2004 "Производство катанки из легированных сталей для сварочной проволоки ответственного назначения".

6.2.4 Особенности влияния микролегирования на свойства катанки для сварочной проволоки ответственного назначения

Известно, что наиболее благоприятной структурой, с точки зрения обеспечения свойств металла шва, является игольчатый феррит [350-352]. Зернограничный доэвтектоидный феррит нежелателен, поскольку его наличие в металле шва снижает его ударную вязкость. Для повышения вязкости проводят легирование металла шва с задачей подавления зарождения и роста зернограничного феррита и ускорения зарождения игольчатого феррита внутри зерен.

Механизм улучшения ударной вязкости металла сварных швов, легированных титаном и бором, кратко можно представить следующим образом [353, 354]. При кристаллизации бор взаимодействует с азотом, образуя BN . Титан, имея большее сродство к кислороду, предохраняет бор от окисления, образуя оксиды титана. Образование нитридов и оксидов приводит к рафинированию матрицы по азоту и кислороду, тем самым повышая ее пластичность и вязкость. Не связанный с азотом бор сегрегирует на границах аустенитных зерен и в процессе $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения, свободный бор задерживает образование доэвтектоидного феррита, а титан способствует образованию игольчатого феррита внутри зерна. Оптимальным количеством титана в металле швов можно считать до 0,03%, а бора – 0,003...0,005%, что обеспечивает значительное увеличение ударной вязкости. Содержание в металле шва бора свыше 0,008% приводит к химической неоднородности, выделению по границам избыточных фаз и, как следствие, снижению ударной вязкости. Титан в количестве более 0,04% приводит к формированию крупных неметаллических включений и увеличивает долю полигонального доэвтектоидного феррита, что также снижает ударную вязкость металла шва.

Учитывая высокие требования к холодной деформации рассматриваемой металлопродукции, в современных мировых и отечественных стандартах

отмечена тенденция в регламентировании содержания азота в низкоуглеродистых сталях не более 0,004...0,006%. Получение низкоазотистой стали с пониженным содержанием углерода, цветных и вредных примесей позволит обеспечить необходимые условия для создания сталей нового поколения и получать катанку высокой пластичности.

Основным условием получения нестареющего металла является максимальное связывание имеющегося в стали азота специальными добавками в прочные мелкодисперсные нитриды и оксиды в α -железе. Эти нитриды должны быть мелкодисперсными, в большинстве случаев когерентными с кристаллической решеткой феррита и не должны вызывать торможения дислокаций в процессе прямого волочения катанки.

На основании обобщения и анализа данных о сортаменте нитридообразующих элементов, запасов минеральносырьевых ресурсов и отходов промышленности СНГ определены недефицитные, недорогие и доступные в металлургической практике стабилизирующие элементы с высоким сродством к азоту в твердом железе – Al, Ti, B [355].

Сродство элементов к азоту (по изменению величины свободной энергии Гиббса) при комнатной температуре снижается в следующем ряду элементов: бериллий \rightarrow цирконий \rightarrow титан \rightarrow алюминий \rightarrow бор \rightarrow тантал \rightarrow ниобий \rightarrow ванадий \rightarrow марганец \rightarrow хром \rightarrow молибден \rightarrow вольфрам [291, 322]. Бериллий, тантал, ниобий, ванадий, молибден и вольфрам являются элементами стратегической группы и поэтому не могут быть рекомендованы для рассматриваемых целей. Не могут быть использованы хром и кремний, содержание которых в новых сталях должно быть минимизировано.

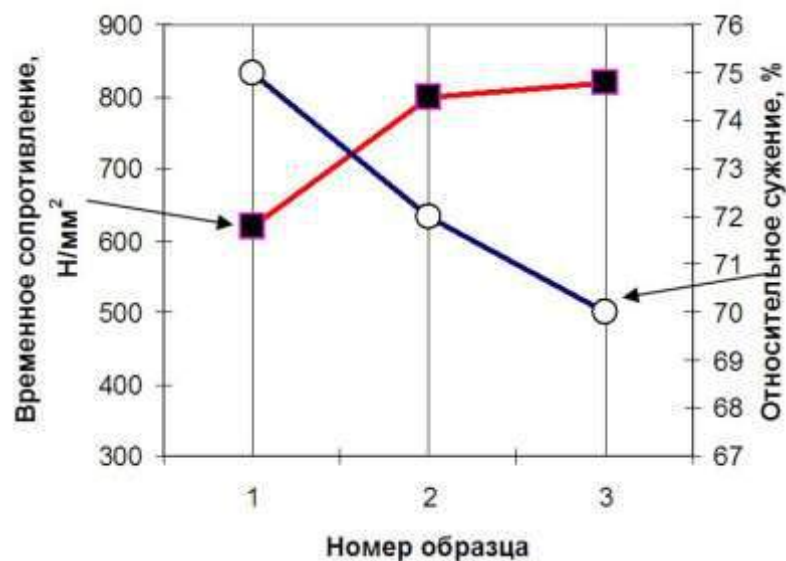
В работе [356] показано, что требуемая для спокойной низкоуглеродистой и малокремнистой стали степень раскисленности металла достигается при вводе 0,005% алюминия (кислоторастворимого) и 0,010 % титана.

Термодинамические расчеты показывают, что при температурах холодной деформации подката расчетная растворимость азота в металле составляет $5,07 \cdot 10^{-7} \dots 6,81 \cdot 10^{-8}\%$. Для бора [326] установлено, что даже при вводе

(модифицировании) 0,001...0,003% содержание несвязанного, свободного азота снижается до очень низких значений ($1 \cdot 10^{-40}$ % и ниже). Это свидетельствует о том, что при наличии в стали бора, титана и алюминия (кислоторастворимого в количествах более 0,003%) должно обеспечиваться холодное деформирование подката из спокойных сталей с невысоким наклепом.

В Украине сварочные проволоки, содержащие бор, ранее не нашли применение, прежде всего, в связи с более высоким (до 0,012%) содержанием азота в свариваемом прокате.

Исследованиями установлено, что микролегирование конвертерной стали Св-08Г1НМА (состав №15, см. табл. 2.1) бором приводит к значительному повышению прочностных свойств при несущественном снижении пластических свойств (рис. 6.18) [355].

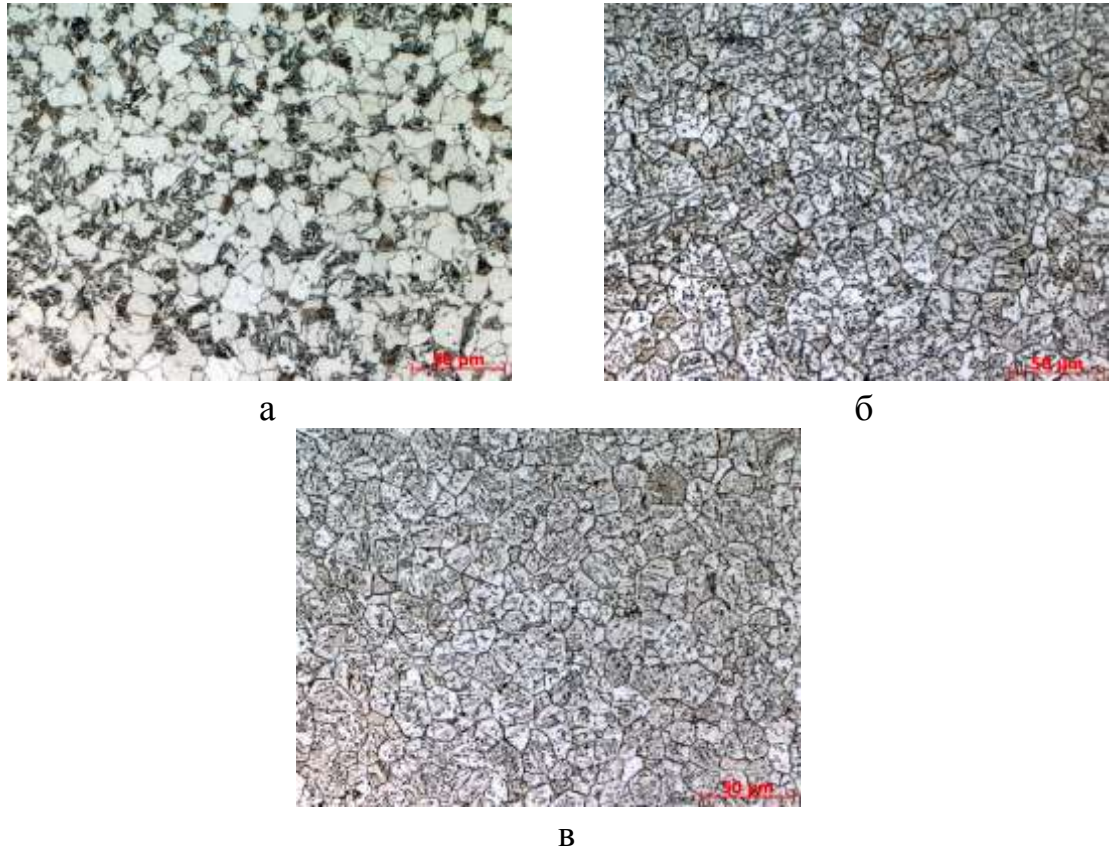


1 – содержание бора – $\leq 0,001\%$; 2 – содержание бора – $0,009\%$;
3 – содержание бора – $0,011\%$;

Рисунок 6.18 – Механические свойства опытных образцов катанки из стали Св-08Г1НМА с различным содержанием бора.

Микроструктура микролегированной бором катанки после ТМО по сечению имеет характерные зоны: в поверхности неравномерную по толщине и равномерную в сердцевине. Микроструктура всех образцов представляет собой смесь с различным соотношением феррита, небольшого количества перлита и

бейнитных участков при размере зерна № 9...10. Микроструктура базовой стали (рис. 6.19, а) состоит из равноосных зерен феррита, отдельных участков зернистого бейнита и мелких перлитных зерен. С увеличением содержания бора количество бейнитной составляющей повышается, так, при содержании $B = 0,009\%$ микроструктура (рис. 6.19, б) состоит из ферритной матрицы, бейнита и мелких участков перлита, а при $B = 0,011\%$ – феррит и бейнит (рис. 6.19, в).



а – содержание бора – $\leq 0,001\%$; б – содержание бора – $0,009\%$;
в – содержание бора – $0,011\%$;

Рисунок 6.19 – Микроструктура катанки стали Св-08Г1НМА с различным содержанием бора.

Современная технология производства омедненной сварочной проволоки включает механическое удаление окалины; волочение катанки диам. 5,5 мм на девятикратном стане на проволоку до диам. 2,4...2,0 мм; последующее мокрое волочение (в растворе эмульсии) на проволоку конечного диам. 1,6...0,8 мм, совмещенное с омеднением [357]. Операции промежуточного

рекристаллизационного отжига проволоки в случае такой технологической схемы полностью исключаются.

Предложенные режимы ТМО в совокупности с требованиями к химическому составу могут быть использованы в качестве научно обоснованных характеристик при разработке новых экономнолегированных сталей для катанки сварочного назначения с высокой технологической пластичностью [358].

6.2.5 Исследования сварочно-технологических свойств опытной партии проволоки из термомеханически обработанной стальной легированной катанки

Проведены сварочные испытания опытных партий проволоки Св-08Г1НМА, изготовленной из термомеханически обработанной катанки с использованием разупрочняющей обработки. Временное сопротивление катанки составляло 715...730 Н/мм².

Сварочную проволоку Св-08Г1НМА использовали при сварке трубной стали класса прочности К56, К60 и К65 отечественного (09Г2ФБ) и зарубежного (Х70) производства. Сварку исследуемых швов осуществляли под флюсом АН-67А. Механические свойства швов приведены в табл. 6.6.

Таблица 6.6 – Механические свойства исследованных сварочных швов

Трубная штрипсовая сталь	Механические свойства				Ударная вязкость	
	σ_T , Н/мм ²	σ_B , Н/мм ²	δ_5 , %	ψ , %	$a_H^{-20^0C}$, Дж/см ²	$a_H^{-60^0C}$, Дж/см ²
Х70	<u>575–590</u>	<u>644–654</u>	<u>28,0–30,7</u>	<u>62,7–65,3</u>	<u>70–83</u>	<u>93–108</u>
	580	650	28,8	64	74	100
09Г2ФБ	<u>497–507</u>	<u>605–609</u>	<u>28</u>	<u>64</u>	<u>60–70</u>	<u>51–108</u>
	502	608	28	64	64	72

Двухсторонние соединения сваривали с использованием трехдугового процесса при скорости $V_{св} = 125$ м/ч по режиму: $J_1 = 1300$ А, $U_1 = 35$ В; $J_2 = 1100$ А, $U_2 = 45$ В; $J_3 = 1000$ А, $U_3 = 50$ В.

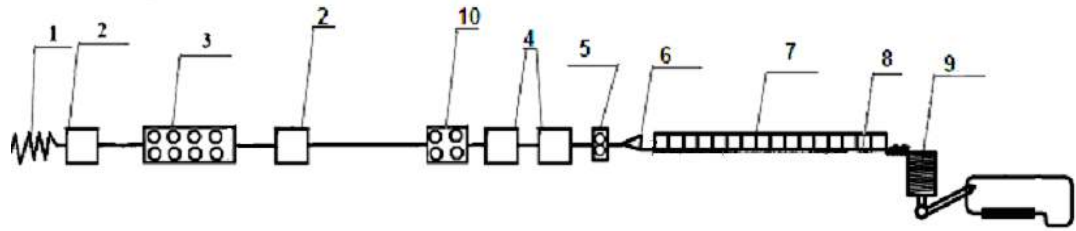
Металл швов, выполненных проволокой из стали Св-08Г1НМА, как на отечественной (09Г2ФБ), так и на зарубежной (Х70) штрипсовой стали имеет типичную структуру мелкозернистого игольчатого феррита. Свойства сварных швов на стали категории прочности К65 (не менее 600 Н/мм²) отечественного и зарубежного производства во многом определяются содержанием азота в основном металле. При содержании азота в основном металле $0,006$ % и ниже, которое гарантируется в импортном штрипсе из стали марки Х70, обеспечиваются высокие значения ударной вязкости металла сварных швов. При использовании же в качестве основного металла штрипса из стали марки 09Г2ФБ отечественного производства с содержанием азота до $0,012$ % требуемый уровень ударной вязкости сварного шва не всегда достигается.

6.2.6 Особенности формирования структуры и механических свойств в термомеханически обработанной катанке из кремнемарганцевой стали

Установлены особенности структурообразования и формирования свойств сварочной катанки диаметром $5,5$ мм марки Св-08Г2С (состав №16, см. табл. 2.1), подвергнутой ТМО при повышенной дробности деформации по схеме КП с температурой перед РКБ выше A_3 ($920 \pm 20^\circ\text{C}$) и ниже A_3 ($850 \pm 20^\circ\text{C}$), а на виткообразователе – выше A_3 ($900 \pm 15^\circ\text{C}$). Последующее замедленное охлаждение производили со скоростью $1,0^\circ\text{C}/\text{с}$ (при условиях $V_{тр.} = 2 \cdot 10^{-3} \cdot V_{пр.}$, где $V_{тр.}$ – скорость транспортирования, м/с; $V_{пр.}$ – скорость прокатки, м/с), все крышки были закрыты, а вентиляторы отключены (рис. 6.20).

Учитывая высокое содержание углерода (на верхнем допустимом пределе), прочностные свойства термомеханически обработанной катанки были достаточно

высокие (табл. 6.7). Микроструктура приведена на рис. 6.21.



1 – горячая прокатка; 2 – секция предварительного охлаждения раската;
3 – чистовой блок; 4 – секции регулируемого охлаждения раската;
5 – трайбаппарат; 6 – виткообразователь; 7 – вентиляторы отключены;
8 – крышки закрыты; 9 – виткосборник; 10 – редуционно-калибрующий блок;

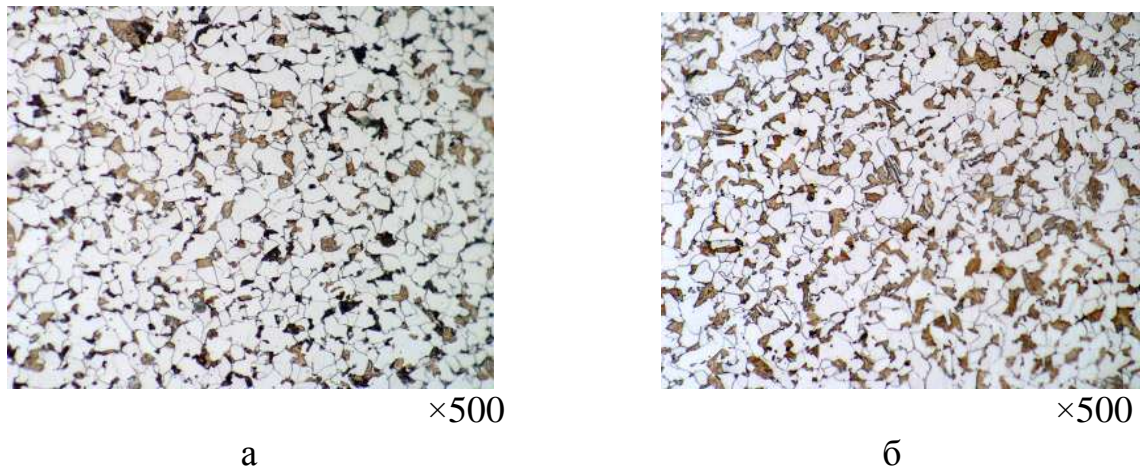
Рисунок 6.20 – Схема ТМО катанки с использованием замедленного охлаждения после редуционно-калибрующего блока (схема КП).

Таблица 6.7 – Свойства катанки $\varnothing 5,5$ мм из стали Св-08Г2С, обработанной по схеме КП

Температура перед РКБ, °С ($\pm 20^{\circ}\text{C}$)	Временное сопротивление, Н/мм ²	Относительное сужение, %	Структурное соотношение (%): феррит / перлит / бейнито-мартенсит
920	<u>625 - 678</u> 662 \pm 12,3	<u>51 - 60</u> 56 \pm 2,3	75 / 15 / 10
850	<u>700 - 715</u> 709 \pm 5,3	<u>36 - 49</u> 43 \pm 3,5	65 / 5 / 30
Требования* ТУ 840-07-2012	Не более 690	Не менее 48	Структуры закалки не допускаются

* ГОСТ 2246-70: углерод – 0,05...0,11%, марганец – 1,80...2,10%.

Катанка, подвергнутая разупрочняющей ТМО с температурой перед РКБ выше A_3 , имела значения: $\sigma_b = 678$ Н/мм², $\Psi = 51\%$, при наличии бейнито-мартенситных участков до 10% (см. рис. 6.21, а). А при ниже A_3 : $\sigma_b = 715$ Н/мм², $\Psi = 36\%$, количество бейнито-мартенситных участков – ~30% (см. рис. 6.21, б).



а – температура перед РКБ – 920°С ; б – температура перед РКБ – 850°С;

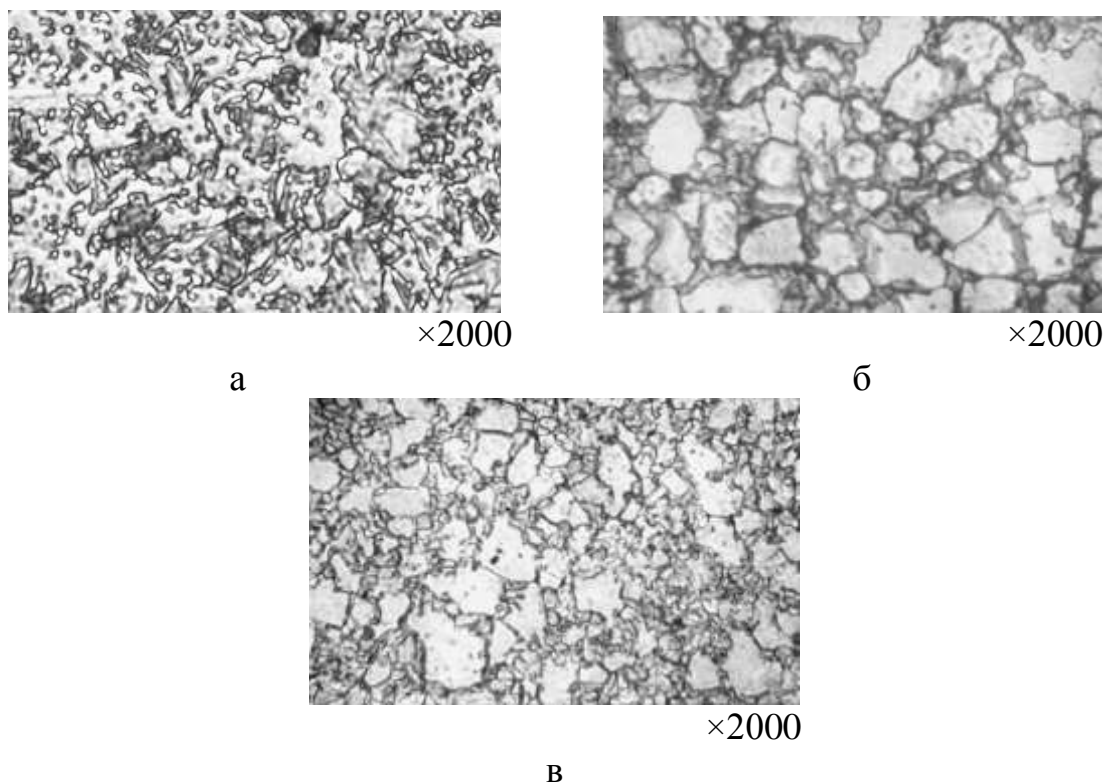
Рисунок 6.21 – Микроструктура катанки Св-08Г2С, подвергнутой ТМО с температурой на виткообразователе $900 \pm 15^\circ\text{C}$, предварительно охлажденной перед РКБ до разных температур.

В работе [335] для низколегированных сталей показано положительное влияние феррито-мартенситных структур на сочетание прочностных и пластических свойств, формируемых при холодной деформации.

Изучено влияние температурно-скоростных параметров ТМО на фазовые и структурные превращения в низколегированной стали Св-08Г2С. В качестве исходного материала использовали холодноволокеную проволоку диам. 2,40 мм из стали Св-08Г2С. Образцы проволоки подвергали различным режимам обработки: нагрев до температур 1000°С и 740...780°С (МКИД), последующее охлаждение в воде с выдержкой 5 с, а затем на воздухе.

Обработка с нагревом до температур 1000°С приводит к образованию мартенситно-бейнитной структуры (рис. 6.22, а), при температурах 740...750°С – к разнотельной структуре феррита и мартенсита (рис. 6.22, в). Равномерная феррито-мартенситная структура была получена при температурах 770...780°С (рис. 6.22, б).

Из [335] следует, что наиболее благоприятная для холодной деформации (волочения) является равномерная феррито-мартенситная структура. Сталь с мартенситно-бейнитной и неравномерной феррито-мартенситной структурой приводит к низкой пластичности металла при холодной деформации.



а – температура – 1000°C; б – температура – 770°C; в – температура – 740°C;

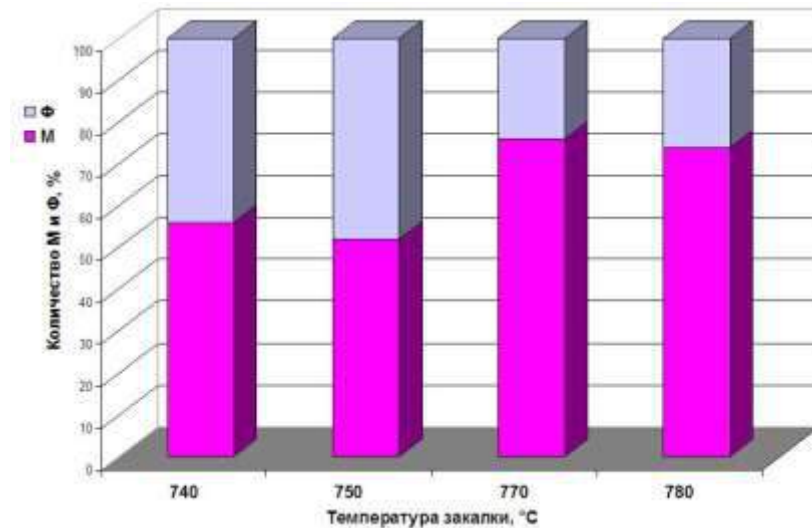
Рисунок 6.22 – Микроструктура стали Св-08Г2С, полученная при охлаждении с различных температур отдельного нагрева.

С повышением температуры нагрева от 740°C до 780°C (выдержка в МКИТ) объемная доля мартенситной составляющей увеличивается (табл. 6.8), при этом существенного роста доли феррита не происходит (рис. 6.23), а даже идет снижение (при 780°C) [359].

Таблица 6.8 – Механические свойства и микроструктурные характеристики проволоки диам. 2,40 мм из стали Св-08Г2С

Температура обработки, °С	Средние значения механических свойств			Микроструктурные характеристики		
	Предел прочности, Н/мм ²	Относ. удли., %	Относ. сужен., %	Доля мартенсита, %	Доля феррита, %	Величина зерна, ×10 ⁻² , мкм
740	732,0	15,0	61,0	56	44	23,41
780	909,0	13,3	53,3	74	26	19,68

Анализ механических свойств показал, что с увеличением температуры выдержки в МКИТ наблюдается повышение прочностных характеристик (см. табл. 6.8). Относительное сужение и удлинение при этом изменяются незначительно [360].



М – мартенсит; Ф – феррит;

Рисунок 6.23 – Соотношение мартенситной и ферритной составляющей в структуре стали Св-08Г2С, охлажденной с температур 740...780°С.

Для оценки технологичности стали с двухфазной структурой после подготовки поверхности (травления и омеднения) производили волочение (с единичными обжатиями не более 25%) до размера 0,85 мм. Проволока, обработанная с температур 770...780°С, проволочилась до диаметра 0,85 мм, а от температуры 740...750°С – до диаметра 0,95 мм.

Как следует из рис. 6.24, проволока диаметром 1,6 мм из стали Св-08Г2С, обработанная по режиму: выдержка в МКИТ 740...780°С с последующим охлаждением в воде в течение 5 с, а затем на воздухе – соответствует требованиям по прочности, предъявляемым к проволоке ГОСТ 2246-70. Таким образом показано, что наличие в стали Св-08Г2С структур закалки, а именно равномерной феррито-мартенситной структуры, не может существенно препятствовать холодной деформации и обеспечит необходимую технологичность и свойства при изготовлении сварочной проволоки диам. 1,6 мм.

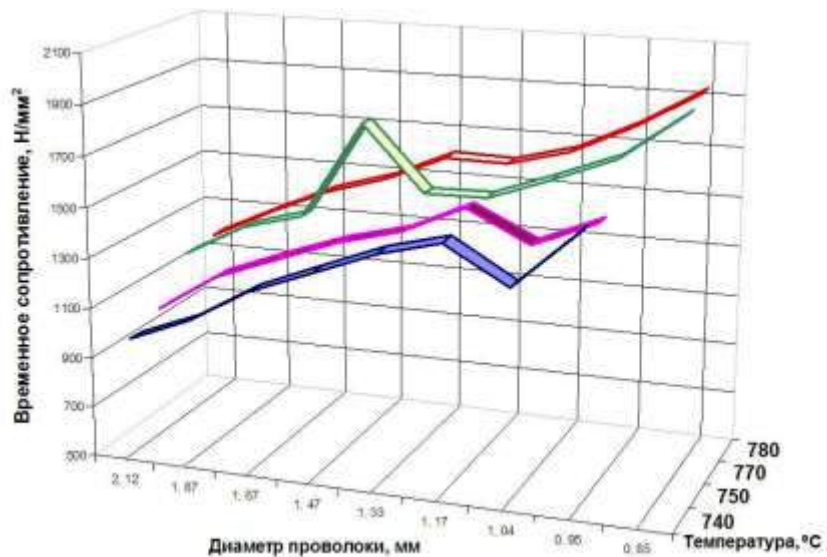


Рисунок 6.24 – Прочностные свойства холодноволокоченой проволоки Св-08Г2С диам. 2,12...0,85 мм, изготовленной из диам. 2,40 мм, предварительно обработанной с температур 740...780°C.

Поэтому основным фактором в обеспечении пластичности при волочении металла со смешанной (мультифазной) структурой является структурная однородность, и наличие небольшого количества закалочных структур не может быть браковочным признаком, потому что их наличие не приведет к существенному снижению технологической пластичности при переработке катанки-проволки сварочного назначения.

Установлено, что для катанки марки Св-08Г2С при ТМО с использованием повышенной дробности деформации (ЧБ и РКБ) требуемые механические свойства обеспечиваются контролируемым охлаждением перед редуционно-калибрующим блоком и на виткообразователе до температур более 900°C с последующим замедленным охлаждением. При этом наличие в структуре катанки бейнито-мартенситных участков не должно превышать 10%, что обеспечит ее технологичность при переработке на проволоку [92, 361].

Таким образом, при ТМО с использованием повышенной дробности деформации требуемые механические свойства в катанке легированной сварочного назначения обеспечиваются контролируемым охлаждением перед редуционно-калибрующим блоком и на виткообразователе до температур не ниже A_3 с последующим замедленным квазиизотермическим охлаждением.

6.3 Выводы

1. Развита представления о ТМО как о разупрочняющей обработке и установлено её влияние на особенности формирования структуры в стальной катанке, низкоуглеродистой обыкновенного качества и легированной сварочного назначения.

2. Для определения рациональных составов катанки из спокойных сталей марки SAE 1005...1008 проведен статистический анализ, из которого следует, что основными элементами, влияющими на качественные характеристики низкоуглеродистой стали, являются углерод, кремний, марганец и сера.

3. Использование разупрочняющей ТМО с температурой виткообразования выше A_3 и последующее замедленное охлаждение низкоуглеродистой катанки на транспортере под теплоизолирующими крышками приводит к разупрочнению, которое вызвано увеличением соотношения феррита к перлиту.

4. Временное сопротивление низкоуглеродистой катанки уменьшается с понижением скорости охлаждения витков на транспортере. Наиболее рациональным является режим охлаждения со скоростью $\sim 1,0^\circ\text{C}/\text{с}$, так как дальнейшее снижение скорости приводит к существенному разогреву технологического оборудования при несущественно изменяющихся прочностных и пластических свойствах.

4. Режим ТМО низкоуглеродистой катанки, включающий замедленное охлаждение со скоростью $1,0^\circ\text{C}/\text{с}$ с температур $T_{\text{во}} 900 \pm 15^\circ\text{C}$, в сравнении с базовой технологией (охлаждение с $T_{\text{во}} 840 \pm 20^\circ\text{C}$ со скоростью $3,0^\circ\text{C}/\text{с}$), приводит к меньшей склонности к деформационному старению металла, что позволяет изготавливать проволоку холодным волочением с суммарными обжатиями более 90 % без промежуточного умягчающего отжига.

Поверхностная окалина не превышает 10 кг/т и состоит из вюстита (расположенного при металлооснове) и магнетита в соотношениях 10...12 частей FeO и 3..2 части Fe₃O₄. Поэтому для очистки поверхности такой катанки можно

использовать не химический, а механический способ удаления окалины.

5. В процессе разупрочняющей ТМО никельмолибденовой катанки сварочного назначения повышение температуры виткообразования и снижение скорости воздушного охлаждения увеличивает размер зерна и уменьшает доленое количество бейнито-мартенситной структуры в металле, что обеспечивает высокие пластические свойства. Структура катанки представляет собой конгломерат структурных составляющих с достаточно равномерным распределением в ферритной матрице перлита с островковыми участками бейнита и мартенсита.

6. При использовании в процессе высокоскоростной прокатки повышенной дробности деформации (чистой и редуционно-калибрующей блоки) требуемые пластические свойства обеспечиваются контролируемым охлаждением перед редуционно-калибрующим блоком и на виткообразователе до температур выше A_3 .

7. В катанке легированной сварочного назначения после разупрочняющей ТМО образуется общее небольшое количество участков с бейнито-мартенситной структурой (до 10%) со значительным расстоянием между ними. Такие участки не смогут существенно негативно влиять на перемещение дислокаций при приложении деформации, в силу чего уровень пластичности и деформационного формоизменения стали с такой смешанной структурой будет высоким.

Основным фактором в обеспечении пластичности при волочении металла со смешанной структурой является структурная однородность, и наличие закалочных структур не может быть браковочным признаком. Такие структуры не приводят к существенному снижению технологичности при переработке легированной катанки в проволоку сварочного назначения малого диаметра.

РАЗДЕЛ 7

СОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ
ОБРАБОТКИ КАТАНКИ ДЛЯ СТАЛЬНОЙ ПРОВОЛОКИ РАЗЛИЧНОГО
НАЗНАЧЕНИЯ

7.1 Совершенствование технологии термомеханической обработки при производстве низкоуглеродистой катанки различного размерного сортамента

На основании проведенных исследований в потоке высокоскоростного проволочного стана совершенствована технология термомеханической обработки катанки для стальной проволоки малого диаметра (Приложения А – Р).

В частности получила дальнейшее технологическое развитие ТМО в качестве разупрочняющей обработки при производстве катанки из стали, низкоуглеродистой обыкновенного качества и легированной сварочного назначения [59, 92, 232, 309].

По уровню пластичности катанка при производстве крупнотоннажных мотков (до 2 тонн) из спокойных марок стали близка к катанке из кипящих сталей аналогичного состава, изготовленных с использованием разупрочняющей ТМО, включающей замедленное (близкое к квазиизотермической выдержке) охлаждение [92, 309].

Для катанки из спокойных низкоуглеродистых сталей обработка включает высокоскоростную прокатку с температурой раската перед чистовым блоком (схема КО) или чистовым и редуционно-калибрующим блоком (схема КП) $980\pm 20^\circ\text{C}$, с температурой виткообразования катанки $920\pm 20^\circ\text{C}$, с последующим замедленным охлаждением на рольганге при закрытых теплоизолирующих крышках и отключенных вентиляторах. В результате такой обработки основу структуры составляет феррит с участками (до 5%) пластинчатого перлита. Такая низкоуглеродистая катанка имеет на поверхности легко удаляемую механическим способом окалину с удельной массой до 10 кг/т. Опыт переработки катанки диаметром 5,5 мм показал, что для получения без умягчающих термообработок

проволоки малого диаметра ($d_{пр}$) необходимо следующее обеспечение по прочностным свойствам: $\sigma_B \leq 410 \text{ Н/мм}^2$, $d_{пр.} = 1,0 \text{ мм}$; $\sigma_B \leq 390 \text{ Н/мм}^2$, $d_{пр.} = 0,9 \dots 0,7 \text{ мм}$; $\sigma_B < 380 \text{ Н/мм}^2$, $d_{пр.} = 0,6 \dots 0,5 \text{ мм}$.

Результаты исследований использованы на ПАО «АрселорМиттал Кривой Рог» [59, 195, 311] при производстве низкоуглеродистой катанки марок стали SAE 1006...1010 (ASTM A 510M) и получили отражение в изменении №3 к режимам охлаждения проката в потоке проволочного стана 150-1 СПЦ-1 (см. Приложение Г).

Изучены особенности формирования структуры и свойств в низкоуглеродистой катанке разного размерного сортамента.

Качественные характеристики образцов катанки диаметром 8,0 мм спокойной стали (составы №11-№12, см. табл. 2.1) марки SAE 1010 и Ст1сп (ГОСТ 30136-95) после разупрочняющей термомеханической обработки по схеме КП (ЧБ + РКБ) с температурой виткообразования 920°C и 1050°C (неохлажденные витки ПК) приведены в таблице 7.1.

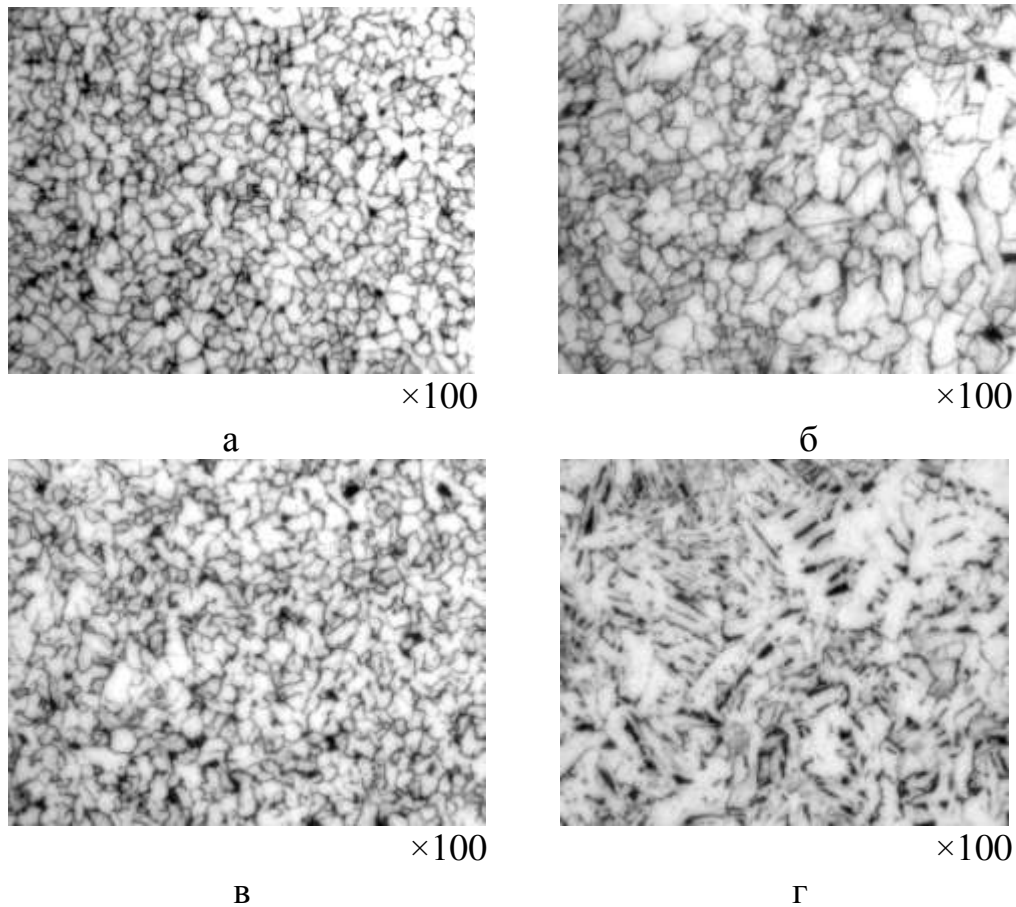
Таблица 7.1 – Механические свойства и микроструктурные характеристики низкоуглеродистой катанки диам. 8,0 мм

Марка стали	$T_{во}, \pm 20^\circ\text{C}$	$\sigma_B, \text{Н/мм}^2$	$\psi, \%$	Зерно, номер	Структура видманшкетта
Ст1сп	920	420...430	74...73	8	-
	1050	415...420	75...72	5...4 (уч. 7...8)	- -
SAE 1010	920	425...430	69...70	8...7	
	1050	410...420	70...72	4...5	3

Примечание: требования по относительному сужению – не менее 66%.

Из приведенных данных видно, что механические показатели находятся на одном уровне и существенных отличий не имеют. Однако микроструктура образцов различна (рис. 7.1). Так, величина зерна при температуре виткообразования 1050°C по всему сечению катанки преимущественно составляет

4...5 номер против 7...8 номера, полученного при температуре виткообразования 920°C.



а – катанка Ст1сп, $T_{\text{во}}$ 920°C; б – катанка Ст1сп, $T_{\text{во}}$ 1050°C;
 в – катанка SAE 1010, $T_{\text{во}}$ 920°C; г – катанка SAE 1010, $T_{\text{во}}$ 1050°C;

Рисунок 7.1 – Характерная микроструктура низкоуглеродистой катанки Ø 8 мм после разупрочняющей ТМО с различной температурой виткообразования.

Выявлено, что прокатка катанки низкоуглеродистой марки стали при температуре виткообразования 1050°C приводит к укрупнению ферритного зерна, разнотерности и образованию структуры видманштетта, что отрицательно сказывается на последующем метизном переделе металла.

Похожая закономерность наблюдается и при температурах виткообразования менее 850°C, которая приводит к разнотерности структуры по сечению катанки, а именно к крупному зерну в центре и очень мелкому зерну на поверхности. Объясняется это неоднородностью температур по сечению

раската, так как в результате охлаждения водой на первой стадии температура центральных слоев раската выше, чем на поверхности. Градиент температур по сечению еще более возрастает с увеличением скорости конца прокатки, интенсивности водяного охлаждения и диаметра раската [172]. Увеличение скорости прокатки при прочих равных условиях повышает температуру перед РКБ за счет увеличения выделяемого тепла деформации в блоках и работы сил трения на поверхности контакта металла с валками, при этом возрастает и разность температур по сечению катанки. Поэтому прокатка катанки (круга) диаметром 5,5...14 мм при значительном градиенте температур (центр – поверхность) может привести к разнотерности, что негативно отразится на потребительских свойствах готового проката.

Это подтверждается исследованиями влияния температуры виткообразования при 920°C и 840°C на структуру и свойства катанки диаметром 11,5 мм стали марки Ст1сп (состав №13, см. табл. 2.1). Результаты исследований представлены в таблице 7.2.

Таблица 7.2 – Результаты металлографических исследований и механических свойств катанки Ст1сп диам. 11,5 мм

Т _{во} , ±20°C	Механические свойства					Структура	
	σ _т , Н/мм ²	σ _в , Н/мм ²	Среднее σ _в /σ _т	δ ₅ , %	ψ, %	Зерно, номер	
						поверх- ность	центр
920	<u>300...310</u>	<u>440...445</u>	1,45	<u>34...37</u>	<u>66...67</u>	8	8, 7
	305,8	441,7		35,2	66,5		
840	<u>305...335</u>	<u>440...460</u>	1,40	<u>35...37</u>	<u>67...69</u>	9, 10, 8	8, 7
	321,7	449,2		35,9	67,6		

Величина зерна в катанке, охлажденной до температуры 840°C, составляет 7...10 номер (мелкое зерно на поверхности), при температуре 920°C – 7...8 номер.

Уровень прочностных свойств металла, охлажденного до температуры 840°C, выше, чем при температуре 920°C, и в среднем составляет $\sigma_T = 321,7 \text{ Н/мм}^2$, $\sigma_B = 449,2 \text{ Н/мм}^2$ и $\sigma_T = 305,8 \text{ Н/мм}^2$, $\sigma_B = 441,7 \text{ Н/мм}^2$ соответственно. Пластические свойства находятся примерно на одном уровне. Соотношение σ_B/σ_T металла, охлажденного до температуры 840 °С, меньше, соответственно, способность такого металла к холодной деформации (вытяжке) будет ниже.

Установлено, что рациональным для разупрочняющей ТМО низкоуглеродистой катанки различного размерного сортамента является охлаждение до температур виткообразования $920 \pm 20^\circ\text{C}$ [309] с последующим замедленным охлаждением. При этом повышение пластичности обусловлено отсутствием разнотерности, увеличением соотношения феррита к перлиту. Повышение температуры виткообразования выше 1000°C и снижение менее 850°C приводит к образованию разнотерности в микроструктуре катанки (особенно большого диаметра), что является нежелательным.

На ОАО «БМЗ» для производства катанки из низкоуглеродистых сталей различного размерного сортамента разработаны изменения к ТК 840-ПЗ-01-2007 для режимов двухстадийного охлаждения катанки по ГОСТ 30136-95 и ASTM A510M (см. Приложение Д).

7.2 Разработка сквозной технологии производства термомеханически обработанной катанки из легированной стали сварочного назначения

Известно, что для производства сварочных проволок различного назначения используют высокочистую сталь электросталеплавильного сортамента, при этом применяют также дополнительное легирование борсодержащими смесями [146, 323, 324, 327, 330]. На ПАО «АрселорМиттал Кривой Рог» освоено производство термомеханически обработанной катанки для сварочной проволоки ответственного назначения из конвертерной низкосернистой легированной стали

[328]. Выплавка стали осуществляется в конвертерах. Для обеспечения в готовом прокате низких содержаний серы используют низкосернистую обрезь и обессеренный чугун. При выпуске плавки в ковш металл продувается аргоном. Содержание бора свыше 0,008% приводит к химической неоднородности, выделению по границам избыточных фаз и, как следствие, снижению ударной вязкости сварного шва, поэтому дополнительное микролегирование бором конвертерной стали не проводится [355].

Основной благоприятный эффект в плане повышения пластичности при волочении катанки из легированной стали для сварочной проволоки (Св-10НМА, Св-08Г1НМА) достигается применением в потоке высокоскоростного прокатного стана разупрочняющей схемы ТМО, предусматривающей после горячей прокатки регулируемое двухстадийное охлаждение, включающее ускоренное охлаждение водой до температур выше A_3 (1-я стадия) и последующее замедленное охлаждение (2-я стадия) со скоростью $\sim 1,0^\circ\text{C}/\text{с}$, при которых обеспечиваются условия, близкие к квазиизотермической выдержке [344, 358].

Традиционная технология производства омедненной сварочной проволоки из никельмолибденовых сталей осуществляется по схеме: катанка диам. 6,5...5,5 мм (химическое удаление окалины) $\square \rightarrow$ (4,0 мм) $\square \rightarrow$ (3,0...2,5 мм) $\square \rightarrow$ /1,6 ...0,8 мм/, где: $\square \rightarrow$ процесс волочения; (...) светлый рекристаллизационный отжиг (продолжительностью ~ 10 часов) и химическое удаление окалины; /.../ омеднение.

Следует отметить, что подготовку поверхности катанки к холодному волочению производят путем травления её в растворе серной кислоты (40...50 мин) с последующим нанесением подмазочного слоя. Травление производят в двух ваннах с разной концентрацией серной кислоты и железного купороса. Для нейтрализации остаточной кислотности и нанесения подмазочного слоя применяется бура ($\text{Na}_2\text{B}_4\text{O}_7 \cdot 10\text{H}_2\text{O}$), концентрация которой составляет 90 г/л при температуре 90°C . Завершающая операция процесса подготовки катанки – сушка при температуре $180...200^\circ\text{C}$. Время сушки – 15...20 минут.

Поэтому для такой катанки (легированной сварочной и низкоуглеродистой)

нормируется количество окалины не более 6,0 кг/т. Однако, как ранее приведено (см. раздел 1, п. 1.3), актуальными являются менее энергозатратные и экологически чистые способы очистки, что связано с отказом применения химического и широким внедрением механического способа удаления окалины с поверхности катанки [361].

Механические способы очистки более производительные, лучше поддаются механизации и автоматизации, дешевые и экологически безопасные. При механическом способе удаления окалины используются специальные окалиноломатели, в которых металл подвергается знакопеременным нагрузкам.

При растяжении катанки с относительным удлинением 3...5% окалина начинает разрываться и отслаиваться от поверхности металла. Увеличение относительного удлинения до 8% вызывает осыпание большего количества окалины. Полное удаление окалины происходит тогда, когда относительное удлинение достигает 12% [362, 363]. Технологиями механического удаления окалины предусматривается либо усложнение конструкций окалиноломателей для достижения относительного удлинения катанки в 12%, либо осуществление очистки катанки в два этапа: неполную (грубую) очистку с 6%-ным удлинением и доочистку (тонкую очистку) с обработкой абразивом.

Следует отметить, что после разупрочняющей ТМО легированной катанки сварочного назначения (как и в низкоуглеродистой) до температур виткообразования выше A_3 на поверхности образуется окалина с удельной массой до 8...10 кг/т, которая состоит из вюстита (80..85%) у основы металла, и далее от поверхности – магнетит. Такой состав окалины технологически выгоден, так как окалина хрупкая, не крепко сцеплена с поверхностью и легко от нее отрывается. Поэтому в катанке для механического способа очистки поверхности допускается удельная масса окалины до 16 кг/т (см. табл. 2.3).

Переработка легированной катанки сварочного назначения, имеющей в структуре количество островковых бейнито-мартенситных участков до 10%, позволяет при производстве сварочной проволоки исключить из технологического цикла операции промежуточного рекристаллизационного

отжига [284, 347, 349].

Новая технология после разупрочняющей ТМО: катанка легированная сварочная диаметром 5,5 мм (механическое удаление окалины) $\square \rightarrow$ (3,0...2,5 мм) $\square \rightarrow$ /1,6...0,8 мм/. При наличии современного оборудования для совмещенного сухого волочения и омеднения (с числом блоков 14+1) возможно прямое волочение катанки на диаметр 1,6 мм.

Результаты использованы на ПАО «АрселорМиттал Кривой Рог» [284, 347, 349] и учтены при разработке Технологической инструкции СТИ 228-112-2008 «Производство катанки из легированных сталей для сварочной проволоки ответственного назначения» (см. Приложение Е).

Для производства сварочной проволоки из стали Св-08Г2С, соответствующей требованиям ГОСТ 2246-70, при использовании технологической схемы КП высокоскоростного производства с чистовым и редуционно-калибрующим блоками температура контролируемого охлаждения должна быть выше A_3 , а последующее охлаждение – со скоростью не более 1,0°С/с, что обеспечит механические свойства и технологичность переработки катанки-проволоки на метизном переделе.

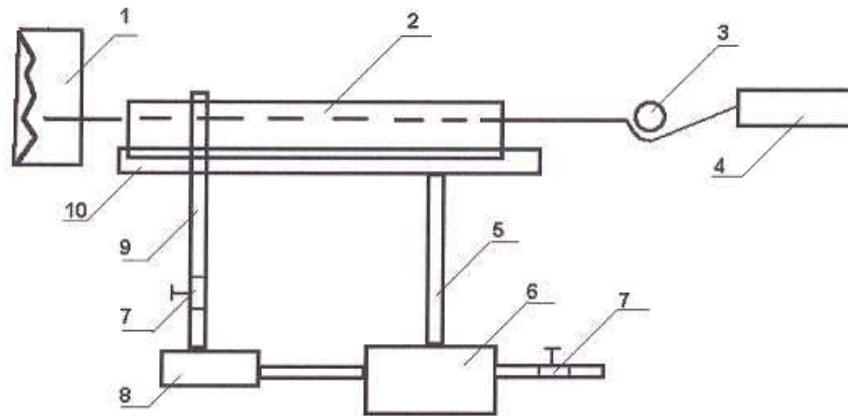
Технология опробована на ОАО «БМЗ» (ТК 840-ПЗ-01-2007 «Режимы двухстадийного охлаждения сварочной катанки по ЗТУ 840-07-2002») при изготовлении проволоки Св-08Г2С диаметром 1,6 мм. Переработка осуществлялась по схеме: 5,5 \rightarrow {2,3} \rightarrow 1,6, где: {...} изотермический отжиг с омеднением. Согласно ЗТУ 840-07-2002 «Катанка сварочная», микроструктура катанки должна состоять из феррита и перлита, подкалка (мартенситные и троостомартенситные участки) не допускается. Но наличие до 10% бейнито-мартенситных участков не приводит к снижению технологичности переработки катанки-проволоки с диам. 5,5 мм на диам. 2,3 мм.

Анализ микроструктуры холодноволокоченной проволоки по маршруту волочения (рис. 7.2) показывает, что в процессе деформации в ферритной матрице происходит утонение и дробление бейнитных и перлитных участков, что подтверждает хорошую пластичность металла [364, 366].

снижении материальных затрат.

На основании проведенных исследований (см. раздел 5, п. 5.3.3) [262, 367], разработана технологическая схема псевдопатентирования, суть которой заключается в том, что нагретую до температур аустенитизации высокоуглеродистую проволоку охлаждают до температур $\geq 600^{\circ}\text{C}$ в специальной ванне с горячим водным раствором ПАВ, после чего охлаждают на воздухе. Применение водных растворов ПАВ (различной концентрации) позволяет регулировать скорость охлаждения в широких пределах за счет повышения стабильности паровой рубашки.

С учетом полученных результатов было разработано техническое задание «Опытная установка для псевдопатентирования проволоки в условиях СПЦ-3 ОСПАЗ» и изготовлены опытные установки (одно- и многониточные) для псевдопатентирования высокоуглеродистой стальной проволоки. Схема установки приведена на рис. 7.3. Опробование нового технологического процесса проводили в линии существующего термотравильного агрегата.



1 – нагревательная печь; 2 – ванна с водным раствором ПАВ; 3 – направляющий барабан; 4 – промывочная ванна; 5 – сливной трубопровод; 6 – резервуар; 7 – клапан; 8 – насос; 9 – подводящий трубопровод; 10 – ванна-поддон;

Рисунок 7.3 – Схема установки для термической обработки проволоки с использованием ПАВ.

Параметры нагрева в проходной печи и скорости движения проволоки соответствовали действующей технологической инструкции (соответственно $950 \pm 10^\circ\text{C}$ и $7,0 \dots 9,0$ м/с). Движущуюся проволоку охлаждали в растворе ПАВ до температур ($600 \dots 850^\circ\text{C}$), а затем на воздухе. Варьирование температуры на выходе из ванны с ПАВ осуществляли изменением длины участка активного охлаждения проволоки в установке.

Сравнивая свойства и структурные параметры проволоки, охлажденной по опытным режимам, а также подвергнутой нормализации и патентированию в свинце (см. табл. 5.6), определили оптимальный режим псевдопатентирования. Наиболее близкой по структуре (отсутствие бейнита) и механическим свойствам к патентированной в свинце является проволока, охлажденная в горячем водном растворе ПАВ до температуры 600°C .

Сравнение технологичности переработки на проволоку для металлокорда конструкции 4Л27 проводили по схеме: 6,5 (механическое удаление окалины) \rightarrow [6,1] \rightarrow [3,0] \rightarrow {1,4} \rightarrow 0,27 \rightarrow 4Л27, где \rightarrow одно- и многократного волочения; [...] – псевдопатентирование или нормализация с последующей химической очисткой поверхности; {...} – патентирование в свинце.

Анализ свойств по переделу (табл. 7.3) показал высокий комплекс прочностных и пластических характеристик и повышенную технологичность переработки проволоки, подвергнутой псевдопатентированию, в сравнении с нормализованной. Свойства готового корда соответствовали ГОСТ 14311-85. Однако применение псевдопатентирования целесообразно в качестве промежуточной термообработки. На заключительном этапе передела проволоки для металлокорда или канатов ответственного назначения необходимо применять патентирование в свинце, которое позволяет получать более равномерную структуру по сечению проволоки и, как следствие, надежный и высокий комплекс механических и технологических свойств. Задачей же промежуточной термообработки является получение проволоки со структурой и свойствами, обеспечивающими безобрывное скоростное холодное волочение [262].

Таблица 7.3 – Свойства проволоки из стали 70 диам. 3.0 мм, термообработанной в линии термотравильного агрегата

Режим термической обработки	Механические свойства *			Кол-во окалины, кг/т	Технологичность (обр/т) при волочении до диам. 1,4 мм
	σ_b , Н/мм ²	δ , %	ψ , %		
Нормализация	<u>970-1060</u>	<u>5 - 8</u>	<u>46 - 48</u>	4,7	2,4
	1000+22,1	6+0,4	47+0,9		
Псевдопатентирование при 600°C	<u>1120-1190</u>	<u>8 - 11</u>	<u>50 - 54</u>	2,1	нет
	1150+15,5	9+0,5	52+0,7		

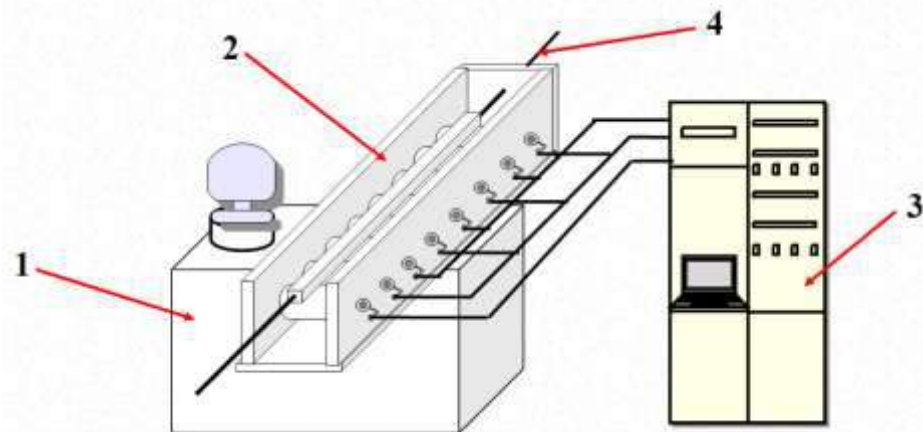
* в числителе – экстремальные значения, в знаменателе – среднеарифметическое значение и среднеквадратическое отклонение.

Учитывая, что проволока после термической обработки подвергается химическому травлению, то с учетом результатов, изложенных (см. раздел 5, п. 5.3.3), на этой технологической стадии (термотравильный агрегат) целесообразно использовать очистку поверхности комбинированным способом: механическое удаление на роликовом окалиноломателе (МО) с последующей электролитно-плазменной доочисткой (ЭПО). Такой способ более экономичен, экологически чист и компактен (оборудование занимает меньше производственных площадей) [297, 298, 368].

Сущность электролитно-плазменной технологии [369-372] заключается в том, что в диэлектрическую ванну с проточным электролитом (жидкостью) помещают подключенный к источнику напряжения электрод, который является анодом. Стальная заготовка подключается к другому полюсу этого же источника напряжения и является катодом. Подвод стальной заготовки к поверхности электролита возбуждает множество электрических разрядов, формирующих плазменный слой, который отделяет поверхность стальной заготовки от электролита, что обуславливает нагрев поверхности до температуры, необходимой для термической, химико-термической обработки или очистки.

Новым в энергосберегающей электролитно-плазменной технологии очистки

есть то, что в ней осуществляется бесконтактная коммутация электрического тока через плазменный слой, который служит средой для генерирования электрических разрядов. Разряды осуществляют нагрев и очистку заготовки, а активные элементы плазмы восстанавливают окислы и создают защитную пленку из состава электролита (рис. 7.4).



1 – гидравлический блок, 2 – блок нагрева и очистки, 3 – силовой блок, 4 – обрабатываемая проволока;

Рисунок 7.4 – Схема устройства электролитно-плазменной технологии очистки.

Таким образом, с точки зрения создания энергосберегающих и экологически чистых технологий целесообразно в качестве промежуточной ТМО холодноволооченной высокоуглеродистой проволоки для последующей деформации волочением применять процесс псевдопатентирования с использованием комбинированной (МО + ЭПО) очистки поверхности [300]. Свойства опытной партии проволоки соответствовали ТУ У 276.3-23365425-638.2008 «Проволока стальная термически обработанная» (см. Приложение Ж). Технология опробована в условиях ОАО «Орловский сталепрокатный завод» и технико-экспериментальной базе ИЧМ НАНУ (см. Приложение К) [368].

На основании установленных особенностей распада высокоуглеродистого аустенита в изотермических условиях разработан способ обработки стальной

проволоки [271], включающий в процессе ТМО холодноволокоченной стальной проволоки для последующей деформации нагрев до температуры аустенитизации $A_1+(150...200)^\circ\text{C}$, выдержку с последующим охлаждением в различных средах со скоростью $30...80^\circ\text{C}/\text{с}$ до температуры $600...630^\circ\text{C}$ с последующей выдержкой не менее 10 с. В качестве охлаждающей среды, вместо свинца или селитры, можно использовать горячий водный раствор с поверхностно активными веществами или струйное воздушное охлаждение [299].

7.4 Создание в потоке высокоскоростного проволочного стана научно обоснованной усовершенствованной ТМО высокоуглеродистой катанки

7.4.1 Разработка способов изготовления высокоуглеродистой стальной катанки для проволоки различного малого размерного сортамента

Для высокоуглеродистой стальной катанки различного размерного сортамента (для металлокорда, канатной, пружинной, бортовой проволоки) разработан и внедрен способ ТМО [233, 234], предусматривающий после горячей прокатки в чистовом блоке при температурах $\sim 1050^\circ\text{C}$ и охлаждения водой до температур виткообразования $A_1+(100...250^\circ\text{C})$ перед интенсивным охлаждением воздухом производить выдержку в течение $\tau = (10...15) \times d^2$, (где: d – диаметр проката, см; τ – время, с), которая позволяет в большей мере развиться процессам собирательной рекристаллизации, что укрупняет аустенитное зерно и позволяет повысить дисперсность перлита. Обработка по [233] высокоуглеродистой катанки диаметром 5,5 мм по режимам КО-1 и КО-2 (см. табл. 5.1) включала горячую прокатку, охлаждение водой до температуры $850...930 \pm 15^\circ\text{C}$ и воздухом; выдержку при температурах виткообразования осуществляют в течение не менее 3...4,5 с, которая для диаметра 5,5 мм обеспечивается при скорости начального транспортирования витков не более 1,15 м/с. Такая обработка обеспечивает в катанке марки 70 повышение доли сорбитообразного перлита (перлит 1-го балла

≥ 40 % согласно требованиям ТУ У 27.1-4-521-2002 и ≥ 50 % по ТУ У 14-4-470-2000 и ДСТУ 3683-98).

Разработанная ТМО использована при производстве катанки различного диаметра из стали 70...80 на высокоскоростных проволочных линиях, оборудованных только чистовыми блоками (скорость прокатки – до 90 м/с) станков 150 ОАО «БМЗ» и ПАО «АрселорМиттал Кривой Рог» [91, 92, 235, 268-270, 279]. При этом температура на виткообразователе была принята $855 \pm 15^\circ\text{C}$, что мотивировалось формированием на поверхности малого количества окалины 2...3 кг/т, вместо 5...6 кг/т при 930°C (см. Приложения Л, М).

7.4.2 Разработка способа оценки качества высокоуглеродистой стальной катанки

На основании установленной взаимосвязи между качественными характеристиками высокоуглеродистой катанки, подвергнутой ТМО при высокоскоростной прокатке [223, 289, 296, 304], разработан способ оценки качества стальных изделий [305], преимущественно после ТМО с температурой виткообразования выше точки A_1 . Для осуществления контроля качества высокоуглеродистой катанки, предназначенной для дальнейшего передела, её подвергают микроструктурной оценке, в том числе определению глубины обезуглероженного слоя и количества сорбитообразного перлита. Контроль качества поверхности катанки осуществляется с использованием соответствующих средств дефектоскопии. При этом контроль стальных изделий возможен как в процессе производства, так и в процессе эксплуатации.

Способ включает отбор проб от готовой катанки и определение показателей качества структуры металла, при котором дисперсность перлита, характеризующуюся межпластиночным расстоянием в перлите, определяют на основании результатов измерения глубины обезуглероженного слоя, исходя из

зависимости: $S=0,0015 \times h + 0,0676$ (где: S – межпластиночное расстояние, мкм; h – средние значения глубины обезуглероженного слоя, мкм; 0,0015; 0,0676 мкм – безразмерный и размерный коэффициенты, полученные на основании регрессионного анализа).

Использование разработанного способа позволяет сократить время на контроль качества высокоуглеродистой катанки за счёт определения одного параметра, не определяя другой, т.к. он прогнозируемый, что обеспечивает упрощение и повышение оперативности при высокой точности способа контроля качества высокоуглеродистой катанки. Такое экспресс-определение качественных показателей позволяет оперативно внести соответствующие коррективы в процесс ТМО катанки на участке регулируемого ускоренного охлаждения высокоскоростного проволочного стана. Результаты использованы на ОАО «БМЗ».

7.4.3 Разработка обоснованных предложений по корректировке технических требований к катанке для высоко- и сверхвысокопрочной проволоки и металлокорда

Впервые в нормативной документации для высокоуглеродистой стали установлены требования для стали 90, которая ранее не производилась.

На основании проведенных исследований определено, что при базовой технологии производства катанки диаметром 5,5 мм из высокоуглеродистой стали микроструктура характеризуется перлитом 1–2 балла по ГОСТ 8233-56 (1 балла до 50 %). В большинстве нормативной документации технические требования к микроструктуре катанки выражаются в процентном отношении баллов дисперсности, номеров действительного зерна и прочее. Например, требованиями ДСТУ 3683-98 и ТУ 14-4-470-2000 отмечается: «...пластинчатого перлита 1 балла по ГОСТ 8233 должно быть не менее 50%», в ТУ У 27.1-4-521-2002: «...основу микроструктуры катанки, не менее 40%, составляет пластинчатый

перлит 1 балла по ГОСТ 8233», а в ТУ 14-15-334-94: «В микроструктуре катанки пластинчатого перлита 1 балла должно быть не менее 20%».

При разработке изменений к ЗТУ-840-03-2006 требовалось уточнение формулировки требований к микроструктуре (п.2.4.4: «...Микроструктура катанки должна состоять из тонко-пластинчатого перлита не более 2 балла по ГОСТ 8233»). Однако, согласно определению ГОСТ 8233-56, формулировка «тонко-пластинчатый перлит» соответствует 3 баллу.

Поэтому в изменениях к ЗТУ-840-03-2006 требования к микроструктуре (п.2.4.4) изложены в следующей редакции: «В микроструктуре катанки допускается наличие пластинчатого перлита, видимого при увеличении 1000^x до 30% общей площади поперечного сечения образца...», – т.е. содержание перлита 1 балла (ГОСТ 8233-56) должно составлять более 70%. Также установлены повышенные требования к максимальной глубине обезуглероженного слоя – менее 0,10 мм (менее 1,8% для диам. 5,5 мм).

Требования по пластическим свойствам (относительное удлинение и относительное сужение) при обеспечении прочностных характеристик изменениями к ЗТУ-840-03-2006 установлены повышенные в сравнении с другой нормативной технической документацией (табл. 7.4).

Таблица 7.4 – Качественные показатели свойств и микроструктуры, предъявляемые к высокоуглеродистой катанке диаметром 5,5 мм

Показатели качества	Марка стали	Базовый уровень*	Достигнутый уровень (ЗТУ 840-03-2006)
1	2	3	4
Относительное сужение, %	70	$\geq 25^1; \geq 28^2; \geq 30^{3,4}$	≥ 35
	80	$\geq 24^2$	≥ 30
	85	$\geq 20^2$	≥ 28
	90	Отсутствует	≥ 28

Продолжение таблицы 7.4

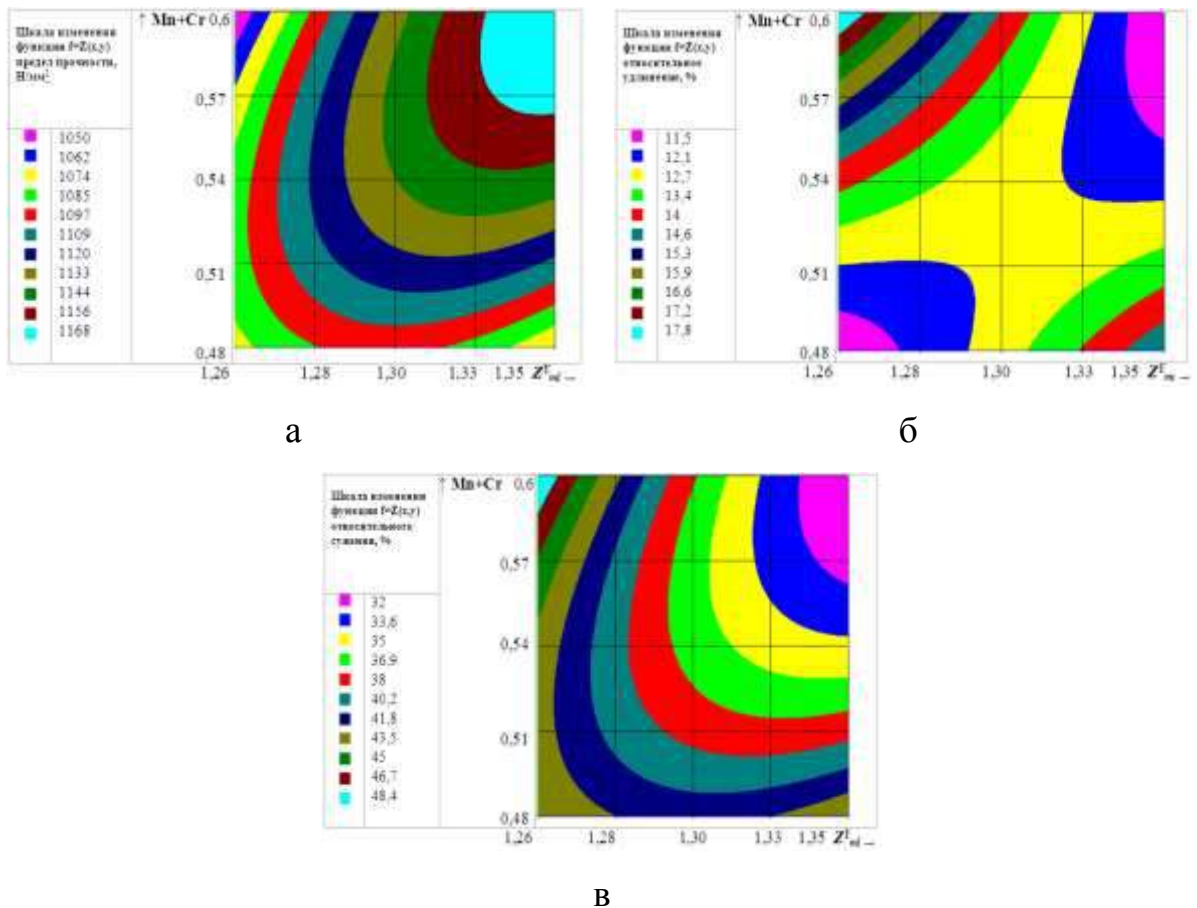
1	2	3	4
Относительное удлинение, %	70	$\geq 8^{1,4}; \geq 9^{2,3}$	≥ 11
	80	$\geq 8^2$	≥ 10
	85	$\geq 7^2$	≥ 9
	90	Отсутствует	≥ 9
Перлит 1-го балла, % содержания	70	$\geq 20^1; \geq 40^4; \geq 50^3$	≥ 70
	70-85	$\geq 50^2$	
	90	Отсутствует	
Цементитная сетка	Для всех	Отсутствует	Не допускается замкнутая цементитная сетка
Глубина ОБЗ, средний / max, %	Для всех	$\leq 2,5 / \leq 3,0^1; \leq 2,0 / \leq 2,5^2;$ $\leq 1,5 / \leq 2,0^{3,4}$	max $\leq 0,10$ мм ($\leq 1,8\%$)
	90	Отсутствует	
Окалина, кг/т	Для всех	$\leq 9,0^1; \leq 8,0^4; \leq 6,0^2;$ Не норм. ³	$\leq 6,0$
	90	Отсутствует	
Величина действительного зерна, номер (разбег)	Для всех	6...10 (≤ 3) ^{1,2} ; Не норм. ^{3,4}	Не нормируется

* НТД – ¹⁾ ТУ 14-15-334-94; ²⁾ ДСТУ 3683-98; ³⁾ ТУ У 14-4-470-2000;
⁴⁾ ТУ У 27.1-4-521-2002.

Ранее для высокоуглеродистой катанки требования к цементитной сетке не нормировались. При разработке изменений к ЗТУ-840-03-2006 установлено: «...свободный цементит в виде замкнутой сетки по границам перлитных зерен в микроструктуре не допускается».

Для установления особенностей влияния химического состава (углерода, марганца, хрома) на механические свойства высокоуглеродистой стальной катанки построены карты поверхностей отклика на механические свойства (предел прочности, относительное сужение и относительное удлинение) в зависимости от влияния всех элементов в комплексе при помощи параметров межатомного взаимодействия, рассчитанных для Z_{ml}^y – микропримесной подсистемы.

Ниже приведены карты поверхности отклика (2-го порядка) влияния хрома и марганца (рис. 7.5) для микропримесной подсистемы (титан, молибден и никель): $Z_{ml}^y = f(x, y)$; $Z_{ml}^y - \sigma_B$; $Z_{ml}^y - \delta$; $Z_{ml}^y - \psi$.



а – предел прочности; б – относительное удлинение; в – относительное сужение;

Рисунок 7.5 – Зависимость механических свойств от сочетания модельного параметра подсистемы (Z_{ml}^y) и общей концентрации марганца и хрома для высокоуглеродистой стали.

Для изучения влияния хрома и марганца на механические свойства был использован метод многокритериальной оптимизации, поскольку трехмерные картограммы, по сравнению с традиционными методами математического моделирования, имеют одно из неоспоримых преимуществ – представление сложных нелинейных зависимостей [168, 267].

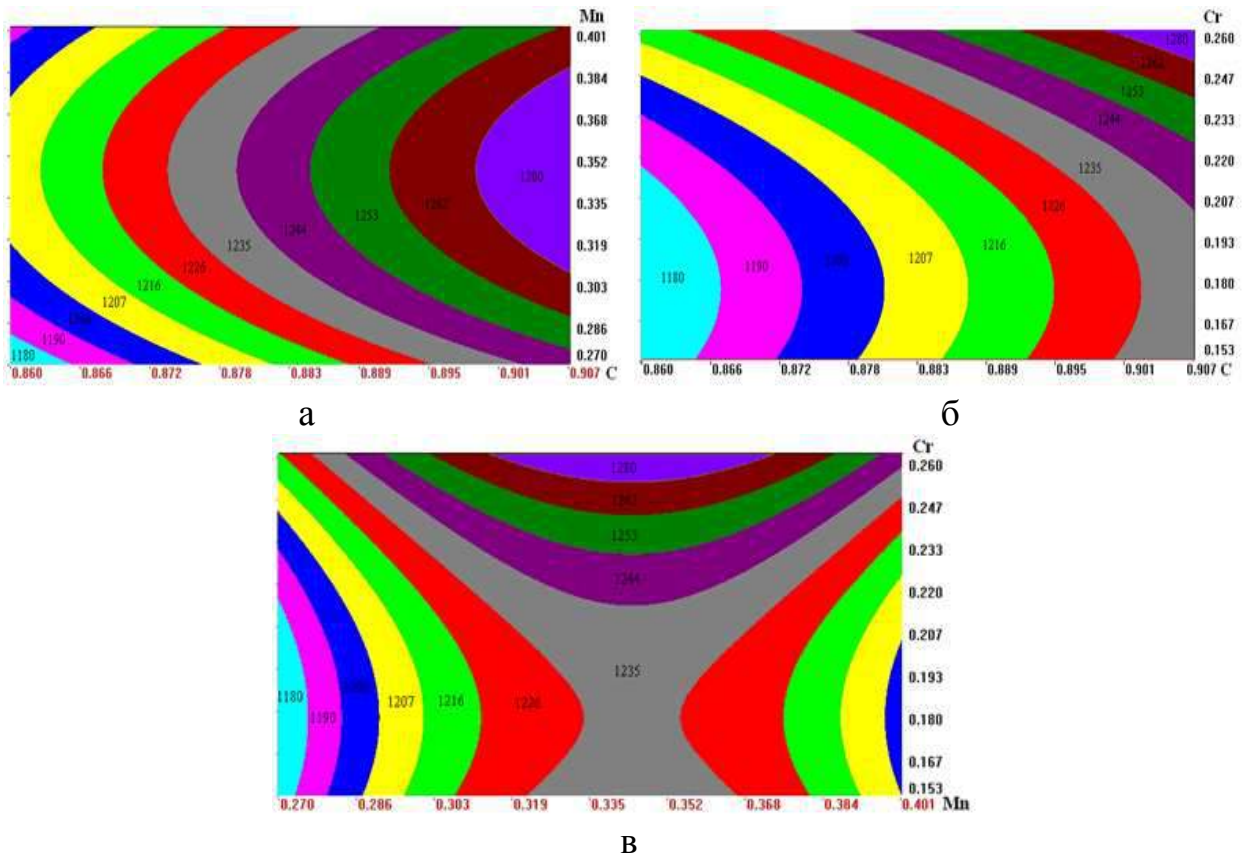
На основе регрессионного анализа установлено влияние химического состава на свойства термомеханически обработанной высокоуглеродистой стальной катанки (табл. 7.5). Это позволяет прогнозировать свойства катанки, охлажденной в процессе ТМО с температур $930 \pm 15^\circ\text{C}$ со средней скоростью $\sim 15^\circ\text{C}/\text{с}$.

Таблица 7.5 – Зависимость механических свойств от химического состава высокоуглеродистой стальной катанки после ТМО

Уравнение связи	r
$\sigma_B = 309 + 835C + 34Si + 51Mn + 349Cr + 47Ni + 143Cu - 1198Al + 2936Ti + 148Mo + 4757N + 753S + 5119P$	0,75
$\psi = 55 - 44C - 66Si - 37Mn - 15Cr - 4Ni - 22Cu + 303Al - 73Ti - 6Mo - 892N - 89S - 300P$	0,78
$\delta = 43 - 36C - 6Si - 8Mn - 35Cr - 0,5Ni - 13Cu + 148Al - 270Ti - 12Mo - 657N - 236S - 195P$	0,82

Построены прогнозные картограммы зависимости изменения временного сопротивления высокоуглеродистой катанки от различного содержания углерода, марганца и хрома (рис. 7.6 - 7.7).

Как было установлено, что в непрерывнолитой высокоуглеродистой стали 90 дополнительное увеличение содержания хрома (до 0,23%) и уменьшение содержания марганца (до 0,3%) повышает устойчивость аустенита (см. рис. 4.8), что при охлаждении с температуры 950°C со скоростью $\sim 15^\circ\text{C}/\text{с}$ приводит к формированию более дисперсного пластинчатого перлита (см. табл. 4.3).



а – углерода-марганца; б – углерода-хрома; в – хрома-марганца;

Рисунок 7.6 – Изменение временного сопротивления (Н/мм^2) катанки после ТМО по новому режиму охлаждения в зависимости от содержания в стали 90 углерода, хрома, марганца.

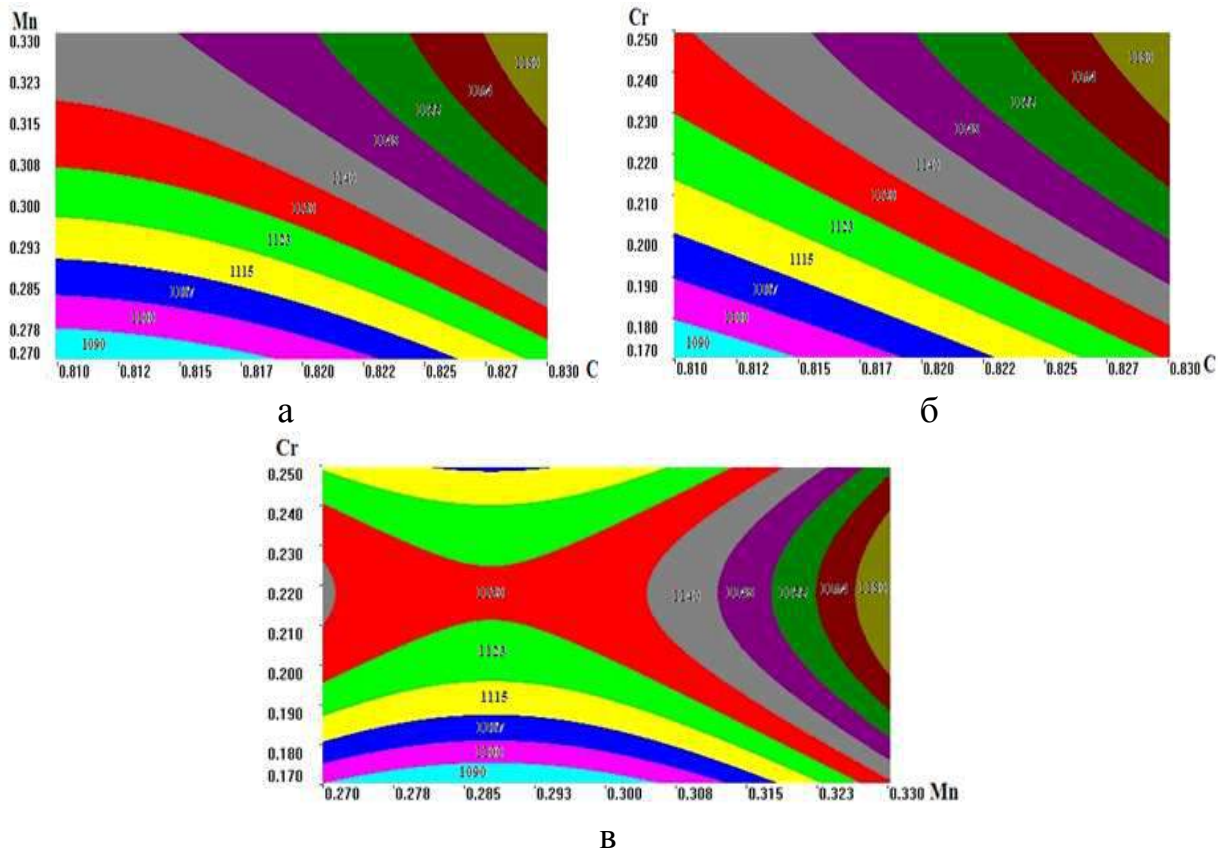
Учитывая, что углерод значительное влияние оказывает на прочностные, пластические свойства и число скручиваний, рекомендовано в катанке стали 90 и 80 для высокопрочной проволоки снизить на 0,02% содержание углерода.

Для обеспечения прямым волочением необходимых прочностных свойств в высокопрочной бортовой проволоке (диам. 1,83 мм) в катанке стали 90В временное сопротивление должно быть 1180...1280 Н/мм^2 , исходя из построенных картограмм (см. рис. 7.6), содержание хрома должно быть ~0,2%.

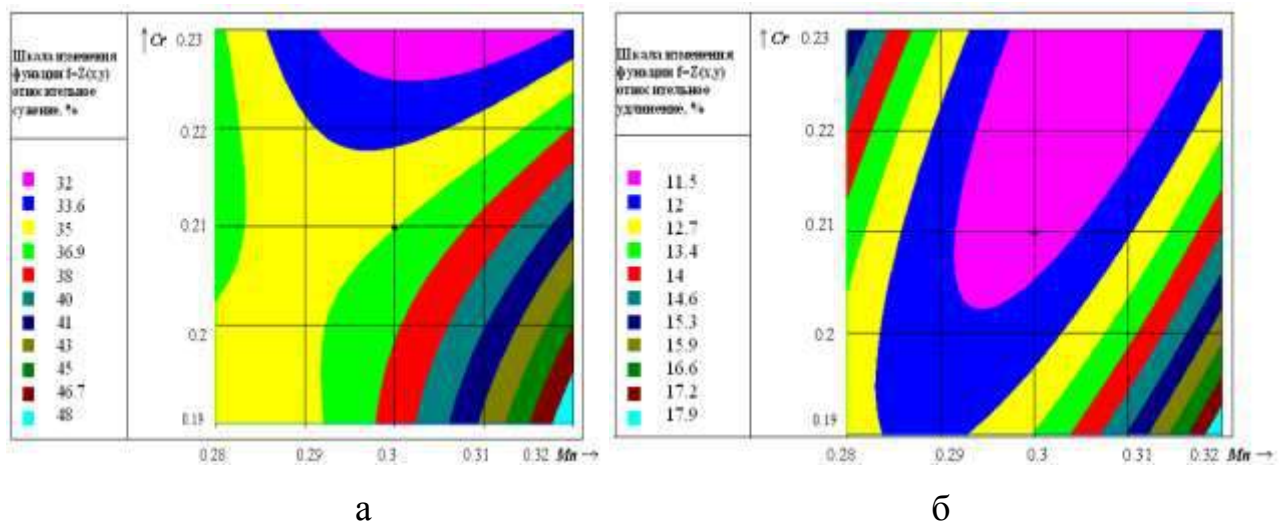
В катанке стали 80ВВ (см. рис. 7.7) для получения прямым волочением необходимого временного сопротивления в проволоке диам. 1,55 мм (1 группа) и 1,60 мм (2 группа) содержание хрома должно быть $0,2 \pm 0,03\%$.

Поэтому с целью обеспечения прямым волочением катанки требуемых свойств (разрывное усилие, отсутствие расслоения металла после нормированного

числа скручиваний) в высокопрочной бортовой проволоке, снижая на 0,02% количество углерода при нормированном содержании марганца $0,3 \pm 0,03\%$, увеличиваем количество хрома до $0,2 \pm 0,03\%$.



хрома пластические свойства (относительное сужение и относительное удлинение) имеют низкие значения.



а – относительное сужение; б – относительное удлинение;

Рисунок 7.8 – Изменение пластических свойств катанки после ТМО по новому режиму охлаждения в зависимости от содержания марганца и хрома в стали 80БВ.

Предложенное новое технологическое решение (охлаждение катанки в процессе ТМО с температур $930 \pm 15^\circ\text{C}$ со средней скоростью $\sim 15^\circ\text{C}/\text{с}$ и нормированным химическим составом – повышенным содержанием Cr до $0,2 \pm 0,03\%$ при снижении Mn до $0,3 \pm 0,03\%$ и C на $0,02\%$) позволяет при изготовлении прямым волочением (с меньшими материальными затратами, без промежуточной термообработки) обеспечить необходимый уровень качественных характеристик готовой высокопрочной бортовой проволоки диаметром $1,83 \dots 1,55$ мм.

На основании выше приведенных исследований установлено, что формирование заданной структуры и уровень необходимых свойств стальной катанки для высокопрочной бортовой проволоки, изготовленной прямым волочением, обеспечиваются комплексно: режимом охлаждения в процессе ТМО и регламентированным химическим составом [249, 251, 253, 273, 278].

На основании проведенных при выполнении диссертации исследований и полученных результатов влияния новых способов ТМО с использованием контролируемого охлаждения при повышенной дробной деформации (использование чистового и редуционно-калибрующего блоков) были уточнены требования к катанке для высокопрочной (табл. 7.6) и сверхвысокопрочной проволоки и металлокорда по механическим свойствам и структуре. Эти требования учтены (см. табл. 7.4) в изменении №11 к ЗТУ 840-03-2006 «Катанка стальная сорбитизированная для металлокорда, бортовой проволоки и проволоки для рукавов высокого давления» (см. Приложение Н).

Таблица 7.6 – Базовые и новые основные технические требования к катанке для высокопрочной бортовой проволоки

Марка стали	С, %	Mn, %	Cr, % не более	Механические свойства			Микроструктура	
				σ_B , Н/мм ²	δ_5 , %	ψ , %		
Базовые требования ЗТУ 840-03-2006 (Изменение 5)								
80Б	0,80 – 0,85	0,40– 0,70	0,10	1070 – 1210	10	30	Отсутствие замкнутой цементитной сетки	Перлит не более 2-го балла
90Б	0,88 – 0,92	0,40– 0,55	0,05	1140 – 1240	9	28		
Новые требования ЗТУ 840-03-2006 (Изменение 11)								
80БВ1	0,78 – 0,81	0,27– 0,33	0,17 – 0,25	1070 – 1160	10	30	Отсутствие замкнутой цементитной сетки	Количество перлита 1 балла более 70%
80БВ2	0,81 – 0,83		0,25	1090 – 1180				
90Б	0,86 – 0,90		0,21 – 0,26	1180 – 1280	9	28		

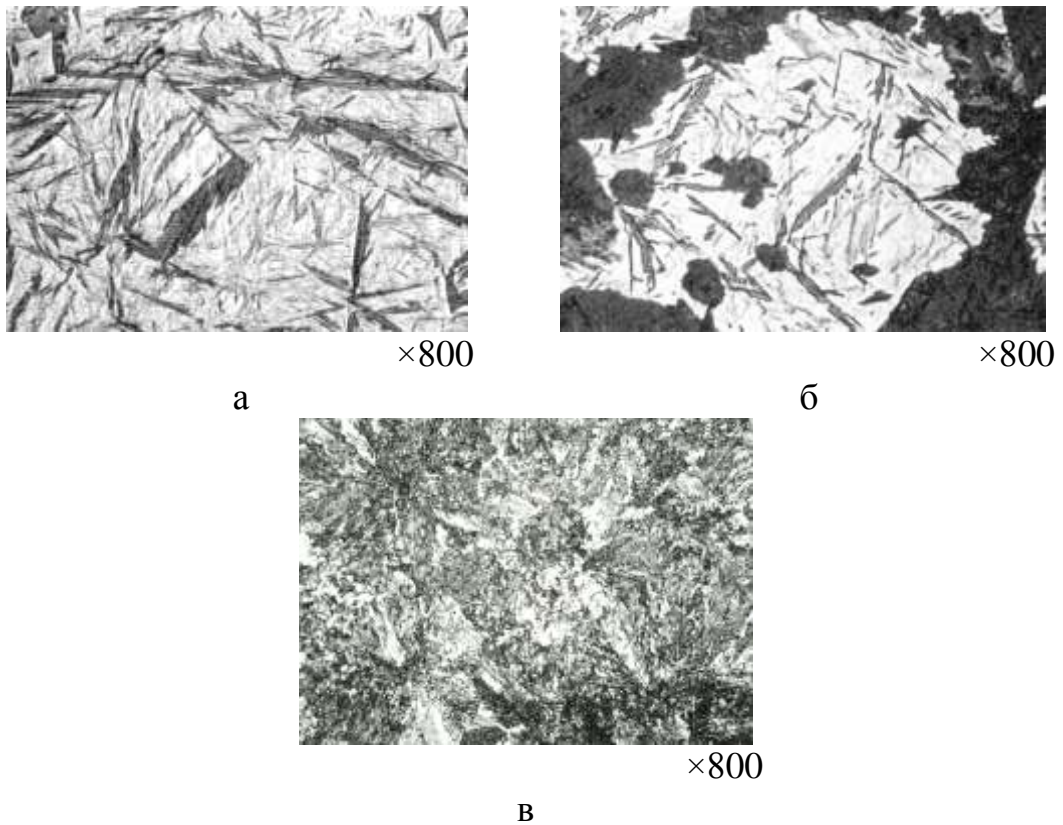
7.4.4 Совершенствование способа термомеханической обработки высокоуглеродистой катанки для высоко- и сверхвысокопрочной проволоки и металлокорда

В потоке проволочного стана было изучено влияние продолжительности охлаждения на распад аустенита. Для этого катанку диаметром 5,5 мм из стали 80К (состав №6, см. табл. 2.1) после охлаждения вентиляторами в течение 5...20 с со средней скоростью $\sim 15^{\circ}\text{C}/\text{с}$ охлаждали в воде (с целью определения степени распада аустенита по диффузионной кинетике).

При охлаждении после выдержки в течение 5 с распад аустенита происходит по сдвиговому механизму с образованием игольчатого мартенсита. При охлаждении после выдержки в течение 10...18 с распад аустенита протекает по смешанной кинетике. Микроструктура состоит из мартенсита и перлита.

С увеличением продолжительности выдержки доля распада аустенита по диффузионной кинетике с образованием перлита увеличивается от 5% (рис. 7.9, а) до 99%, а доля мартенсита уменьшается. Так, при охлаждении в воде после выдержки в течение 15 с микроструктура состоит из сорбитообразного перлита (40...50%), троостита и мартенсита (рис. 7.9, б) [373]. Охлаждение после выдержки 20 с фиксирует распад аустенита только по диффузионному механизму с образованием 100% сорбитообразного перлита (рис. 7.9, в).

На основании проделанных исследований были разработаны технологические предложения и определено необходимое количество работающих вентиляторов для обеспечения в высокоуглеродистой катанке требуемых качественных характеристик. Выше приведенные результаты и использование смоделированного при построении термокинетической диаграммы процесса охлаждения при ТМО (пунктирная линия, см. рис. 4.1) позволило разработать научно обоснованный способ обработки высокоуглеродистой катанки для высоко- и сверхвысокопрочной проволоки и металлокорда [272, 273].



а – охлаждение 10 с; б – охлаждение 15 с; в – охлаждение 20 с;

Рисунок 7.9 – Микроструктура стали 80К, предварительно охлажденной со скоростью $\sim 15^\circ\text{C}/\text{с}$ в течение разного времени.

Сущность разработки состоит в том, что при изготовлении высокоуглеродистой катанки (в т.ч. марки 90), включающем в процессе ТМО горячую прокатку с контролируемой температурой, выдержку после охлаждения водой до температур $A_1 + 200 \dots 250^\circ\text{C}$, дальнейшее охлаждение осуществляют со скоростью, определяемой из выражения: $V = (50 \dots 100) \times d^2$ в течение $\tau = (60 \dots 100) \times d^2$ (где: V – скорость охлаждения, $^\circ\text{C}/\text{с}$; d – диаметр проката, см; τ – время, с). Отличительная качественная особенность металла после такой обработки – отсутствие замкнутой цементитной сетки, легко удаляемая окалина, обезуглероженный слой с равномерным распределением по периметру катанки, что при прочих равных условиях обеспечивает повышенную технологическую пластичность при изготовлении проволоки и металлокорда [201, 211, 251, 253].

При новом энергосберегающем (с уменьшенной работой вентиляторов) режиме ТМО высокоуглеродистой катанки [272, 273] было определено время

охлаждения с температуры $A_1+200\dots250^\circ\text{C}$, необходимое для прохождения полного распада аустенита по диффузионной кинетике. Это позволило, в сравнении с базовой технологией (режим №3, см. табл. 5.2), при экономии электроэнергии (режим №5, см. табл. 5.1 – 5.2) и без потерь производительности (скорость прокатки более 100 м/с) обеспечить качественные характеристики высокоуглеродистой катанки в соответствии с новыми требованиями (см. табл. 7.4 и табл. 7.6) (см. Приложение П).

Свойства и структура всех опытно-промышленных партий катанки диаметром 5,5 мм для металлокорда (70К, 80К, 90К) и бортовой проволоки (70Б, 80БВ, 90Б), обработанных по энергосберегающему режиму, соответствовали требованиям ЗТУ 840-03-2006 (Изм. №11). Замкнутая цементитная сетка, сорбит отпуска в поверхностном слое, мартенситные и троостомартенситные участки отсутствовали; наличие перлита 1-го балла 85...77% (в стали 90 $\geq 83\%$); обезуглероженный слой – 0,03...0,08 мм, количество окалины – 4,5...5,5 кг/т.

Сравнительный анализ механических свойств показал (рис. 7.10), что в металле, обработанном по новым энергосберегающим режимам, имеется тенденция к разупрочнению и повышению пластических свойств, что оказывает положительное влияние на технологичность прямой переработки на грубо-среднем проволочном переделе на диам. 1,94...1,30 мм (см. рис. 5.19) [374].

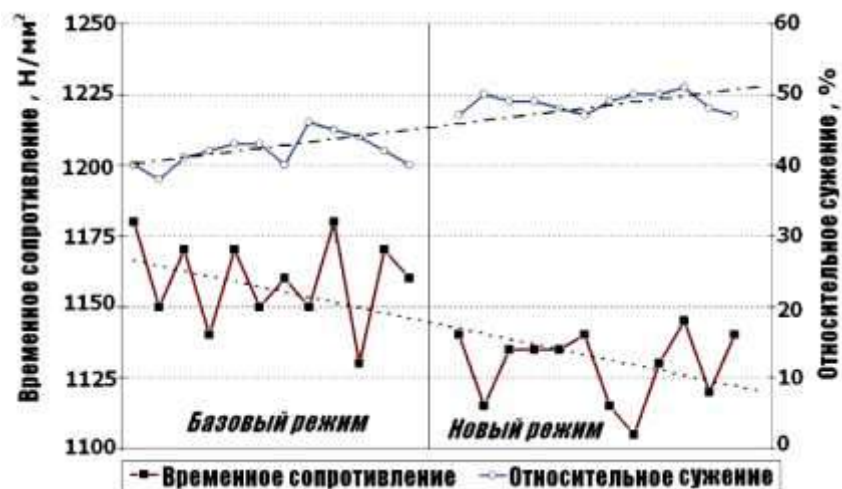


Рисунок 7.10 – Распределение прочностных и пластических свойств по длине витка катанки Ø 5,5 мм марки 80К, подвергнутой различным режимам ТМО.

Так как холодноволокочная проволока (в диаметре 0,35...0,175 мм) подвергается патентированию перед тонким волочением, то отрицательного влияния на конечные свойства (в частности прочностные) готового высоко- и сверхвысокопрочного металлокорда не происходит.

Изготовление металлокорда из катанки, обработанной по новому энергосберегающему режиму (снижение электроэнергии на 1,80...1,83 кВт*ч при производстве 1 т катанки), в сравнении с базовым, показало лучшую технологичность (меньшее количество обрывов на тонну продукции) в переработке на аналогичный тип продукции (табл. 7.7) при соответствии свойств нормативным требованиям (ТУ РБ 400074854.004-2006 «Металлокорд для шин»).

Таблица 7.7 – Технологичность переработки термомеханически обработанной по различным режимам высокоуглеродистой катанки на металлокорд

Сталь	Тип корда	Количество обрывов на тонну	
		Базовая технология	Новая технология
70	2+7×0,23	2,12	2,05
70	0,22+18×0,20	1,52	1,35
70	3+9×0,22+0,15	6,65	5,39
70	3×0,20+9×0,175 MU	2,12	0,98
80	2×0,30 НТ	4,78	2,69
80	2+1×0,26 НТ	9,39	8,43
80	2×0,295 НТ	4,2	3,71
80	2+2×0,26 НТ	3,84	3,42
80	2+2×0,32 НТ	8,48	5,93
80	3×0,20 НТ	1,58	1,22
80	3+2×0,30 НТ	5,61	4,30
80	3×0,30 НТ	17,73	14,08
80	2+2×0,30 SHT	23,43	15,02
90	3+2×0,35 ST	5,68	4,6

В среднем при производстве металлокорда обрывность снизилась для высокопрочного на 34%, а сверхвысокопрочного на 23%.

Бортовую проволоку изготавливали диаметром 0,89...1,83мм, переработка прошла прямым волочением на готовый размер (см. рис. 5.20) без обрывов, после испытаний на скручивание расслоение металла отсутствовало, свойства бронзированной проволоки соответствовали нормативным требованиям (ТУ РБ 400074854.011-2006 «Проволока стальная бронзированная для бортовых колец шин»).

Освоение на ОАО «БМЗ» новой технологии (изменения к ТК 840-ПЗ-01-2007) позволило на прокатном переделе без уменьшения скорости прокатки и производительности снизить годовые энергозатраты на 280 тыс. кВт*ч (снижение расхода электроэнергии при производстве 1 т стальной высокоуглеродистой катанки 1,61...1,83 кВт*ч) [374, 375], а при изготовлении проволоки и металлокорда уменьшить расходный коэффициент металла в среднем на 10% (см. Приложения А, Р).

Общий фактический экономический эффект от использования разработанных и внедренных научно обоснованных технологических решений по термомеханической обработке катанки в потоке высокоскоростного проволочного стана составляет 31,7 млн. грн., доля автора – 4,44 млн. грн. (см. Приложения Б, В).

7.5 Выводы

1. Проведенные научные исследования и установленные закономерности влияния ТМО на формирование структуры и свойств в потоке высокоскоростного проволочного стана получили практическую реализацию в качестве разупрочняющей термомеханической обработки катанки для стальной проволоки малого диаметра различного назначения.

2. Для катанки из спокойных низкоуглеродистых сталей (SAE 1005...1010) и легированной сварочной (Св-10НМА, Св-08Г1НМА, Св-08Г2С) термомеханическая обработка включает высокоскоростную прокатку с

температурой раската перед чистовым блоком (схема КО) или чистовым и редуционно-калибрующим блоком (схема КП) $980 \pm 20^\circ\text{C}$, ускоренное охлаждение водой до температур выше A_3 ($920 \pm 20^\circ\text{C}$) и последующее замедленное охлаждение со скоростью $\sim 1,0^\circ\text{C}/\text{с}$, при которых обеспечиваются условия, близкие к квазиизотермической выдержке.

После разупрочняющей ТМО на поверхности легированной катанки (как и низкоуглеродистой) образуется окалина с удельной массой $8 \dots 10$ кг/т, которая состоит из вюстита ($80 \dots 85\%$), и остальное – магнетит. Такая окалина хрупкая, не крепко сцеплена с поверхностью и легко от нее отделяется.

Повышение температуры виткообразования выше 1000°C и снижение ниже 850°C приводит к проявлению разнотерности в микроструктуре катанки, что является нежелательным.

3. В катанке из легированных сталей сварочного назначения после разупрочняющей ТМО в процессе деформации в ферритной матрице холодноволокенной проволоки происходит утонение и дробление перлитных и бейнитных участков, поэтому пластические свойства и способность к деформационному формоизменению высокие. Установленные особенности формирования структуры, свойств и окалины позволяют в технологической схеме производства проволоки малых диаметров исключить промежуточную умягчающую термическую обработку, а для очистки поверхности катанки использовать механическое удаление окалины.

4. На основании установленных особенностей распада высокоуглеродистого аустенита в изотермических условиях разработан способ термомеханической обработки стальной проволоки, включающий после аустенитизации высокоуглеродистой холодноволокенной проволоки охлаждение в различных средах со скоростью $30 \dots 80^\circ\text{C}/\text{с}$ до температуры $600 \dots 630^\circ\text{C}$ с последующей выдержкой не менее 10 с (патент на изобретение №86324, Украина).

5. Созданы и опробованы опытные экологически чистые установки (одно- и многониточные), использующие в технологической линии термообработки стальной проволоки в качестве охлаждающей среды, вместо свинца / селитры,

горячий водный раствор с поверхностно активными веществами или струйное воздушное охлаждение. Технология способствует образованию дисперсного перлита и отсутствие бейнита, что обеспечивает технологичность при последующей переработке. Свойства стальной проволоки соответствовали ТУ У 276.3-23365425-638.2008 «Проволока стальная термически обработанная». Технология опробована в условиях технико-экспериментальной базы ИЧМ НАНУ.

6. На основании установленной взаимосвязи между качественными характеристиками высокоуглеродистой катанки, подвергнутой ТМО до температур виткообразования выше A_1 , разработан способ оценки качества стальных изделий. Межпластиночное расстояние в перлите определяют на основании значений глубины обезуглероженного слоя, что упрощает и повышает оперативность определения дисперсности перлита высокоуглеродистой катанки (патент на изобретение №88799, Украина).

7. Разработан и внедрен режим ТМО (патент на изобретение №828, Республика Беларусь), включающий горячую прокатку в потоке высокоскоростного проволочного стана с охлаждением водой после чистового блока катанки до температур $A_1 + 100 \dots 250^\circ\text{C}$, перед охлаждением воздухом производят выдержку в течение $\tau = (10 \dots 15) \times d^2$ (где: d – диаметр проката, см; τ – время, с). Такие режимы ТМО позволяют обеспечить формирование структуры сорбитообразного перлита и стабильность механических свойств.

Режимы использованы на проволочных станах 150 ОАО «БМЗ» и ПАО «АрселорМиттал Кривой Рог» с чистовыми блоками (скорость прокатки до 90 м/с) при производстве термомеханически обработанной высокоуглеродистой стальной катанки марок 70...80 (для проволоки бортовой, канатной и металлокорда).

8. Формирование требуемой структуры и уровень необходимых свойств стальной катанки для высокопрочной бортовой проволоки (диам. 1,83, 1,6 и 1,55 мм), изготовленной прямым волочением, обеспечиваются комплексно: режимом охлаждения катанки в процессе ТМО (с температур $930 \pm 15^\circ\text{C}$ со

средней скоростью $\sim 15^{\circ}\text{C}/\text{с}$) и регламентированным химическим составом стали 90 и 80 (содержание хрома – $0,2\pm 0,03\%$, марганца – $0,3\pm 0,03\%$ и уменьшением на $0,02\%$ содержания углерода).

9. Для высокоуглеродистой стальной катанки (в т.ч. стали 90), производимой на проволочных станах со скоростями прокатки более $100\text{ м}/\text{с}$, разработан новый способ ТМО (патент на изобретение №11664, Республика Беларусь), включающий охлаждение водой после чистового и редуционно-калибрующего блоков до температур $A_1 + 200\dots 250^{\circ}\text{C}$, после выдержки дальнейшее охлаждение осуществляют со скоростью, определяемой из выражения: $V = (50\dots 100) \times d^2$ в течение $\tau = (60\dots 100) \times d^2$ (где: V – скорость охлаждения, $^{\circ}\text{C}/\text{с}$; d – диаметр проката, см; τ – время, с). Отличительная качественная особенность металла после такой обработки – повышенные пластические свойства, отсутствие замкнутой цементитной сетки, легко удаляемая окалина, обезуглероженный слой с равномерным распределением по периметру катанки, что при прочих равных условиях обеспечивает повышенную технологическую пластичность при изготовлении проволоки малых диаметров и металлокорда.

10. Освоение на ОАО «БМЗ» новой технологии производства термомеханически обработанной катанки из высокоуглеродистой стали при сокращении энергозатрат (до 280 тыс. кВт*ч в год) в сравнении с базовой технологией повысило её технологическую пластичность при изготовлении высоко- и сверхвысокопрочной проволоки и металлокорда. Так, при производстве высокопрочного металлокорда обрывность снизилась на 34%, а сверхвысокопрочного – на 23%. Это обеспечило снижение расходного коэффициента металла $\sim 10\%$.

11. Повышены требования к механическим и микроструктурным характеристикам высокоуглеродистой стальной катанки. Использованы при разработке изменения №11 к техническим условиям ОАО «БМЗ» ЗТУ 840-03-2006 «Катанка стальная сорбитизированная для металлокорда, бортовой проволоки и проволоки для рукавов высокого давления».

12. Научные результаты были использованы при разработке следующих

технических документов.

На ПАО «АрселорМиттал Кривой Рог» отражены при разработке СТИ 228-112-2008 «Производство катанки из легированных сталей для сварочной проволоки ответственного назначения», в изменении №3 к режимам охлаждения катанки марок стали SAE 1006...1010 по ASTM A 510 M в потоке проволочного стана 150-1 СПЦ-1.

На ОАО «БМЗ» – при разработке изменений к ТК 840-ПЗ-01-2002 и ТК 840-ПЗ-01-2007 в части режимов двухстадийного охлаждения катанки низкоуглеродистой по ГОСТ 30136-95 и ASTM A510 M, канатной, для металлокорда и бортовой проволоки по ЗТУ 840-03-2006.

Фактический экономический эффект от использования разработанных и внедренных научно обоснованных технологических решений по термомеханической обработке стальной катанки в потоке высокоскоростного проволочного стана составляет 31,7 млн. грн., доля автора – 4,44 млн. грн.

ВЫВОДЫ

В диссертационной работе в области металловедения и термической обработки металлов решена важная научно-прикладная проблема: повышение после высокотемпературной прокатки пластических свойств металла путем развития научных основ о влиянии процессов ТМО на структурообразование и качественные характеристики стальной катанки. Установленные закономерности позволили совершенствовать технологию ТМО катанки и при экономии материальных ресурсов обеспечить производство стальной проволоки малого диаметра для металлокорда (в том числе сверхвысокопрочного), высокопрочной бортовой, канатной, легированной сварочной и низкоуглеродистой.

1. Анализ научно-технической литературы, современного состояния производства и нормативных требований к стальной катанке показал, что для повышения пластичности металла перспективными и актуальными являются исследования закономерностей структурообразования и качественных характеристик при ТМО в потоке высокоскоростных проволочных станов. Повышение пластичности после высокотемпературной прокатки обеспечит изготовление стальной проволоки малого диаметра различного назначения без промежуточной термической обработки с сохранением необходимых конечных характеристик.

2. Установлены новые закономерности в формировании структуры и свойств катанки для стальной проволоки малого диаметра вследствие ТМО. Это позволило на завершающей стадии в потоке высокоскоростного проволочного стана в процессе ТМО разработать температурно-скоростные режимы контролируемого охлаждения стальной катанки, влиять на структуру, улучшить механические и качественные свойства.

Полученная катанка для стальной проволоки, в отличие от традиционной, имеет повышенные пластические свойства, легко удаляемую окалину. Основу структуры высокоуглеродистой катанки составляет сорбитообразный перлит

(более 70%) с отсутствием избыточных структур (замкнутой цементитной сетки), минимальный обезуглероженный слой, который равномерно распределен по периметру. Низкоуглеродистой – феррит с минимальным количеством пластинчатого перлита. Легированной – наличие в смешанной структуре равномерно распределенных в ферритной матрице бейнито-мартенситных участков до 10%.

3. Выявлены особенности влияния процессов температурно-временных условий обработки и охлаждения на формирование аустенитного зерна стали 80 после горячей деформации. При температуре прокатки и контролируемого охлаждения 850°C наиболее полно происходят процессы метадинамической, а выше 900°C – повторной рекристаллизации, развитие которой с увеличением температуры интенсифицируется. При контролируемой температуре прокатки образуется аустенитное зерно меньшего размера, чем при контролируемом охлаждении, что обусловлено прохождением метадинамической рекристаллизации, которая измельчает аустенитное зерно.

4. Кинетика распада аустенита непрерывнолитой стали 90 при непрерывном охлаждении представлена в виде термокинетической и структурной диаграмм. С повышением скорости охлаждения количество выделений свободного цементита по границам отдельных аустенитных зерен уменьшается, а при скоростях выше $10^{\circ}\text{C}/\text{с}$ – подавляется. При скоростях охлаждения менее $25^{\circ}\text{C}/\text{с}$ переохлажденный аустенит распадается по диффузионному механизму, выше $80^{\circ}\text{C}/\text{с}$ – по бездиффузионному, а в интервале $25...80^{\circ}\text{C}/\text{с}$ – по смешанной кинетике. Структура бейнита во всем диапазоне исследованных скоростей охлаждения не выявлена.

При распаде аустенита в перлит в интервале $1,5...10^{\circ}\text{C}/\text{с}$ температура конца распада выше температуры начала на $10...30^{\circ}\text{C}$ соответственно, что объясняется выделением тепла при фазовом превращении (рекалесценцией) за короткий промежуток времени.

5. Особенности распада аустенита непрерывнолитой стали 90 с отдельного нагрева в изотермических условиях представлены в виде изотермической и

структурной диаграмм.

Во всем температурном интервале выделений свободного цементита по границам бывших аустенитных зерен не обнаружено. При распаде аустенита в интервале ($A_{c1}...M_n$) формируются две структурные области, перлитная и бейнитная, распад аустенита по смешанной кинетике происходит при изотермических выдержках в интервале температур 350...550°C. В процессе распада рекалесценция проявляется при температурах изотермических выдержек 450...600°C, существенный эффект которой интенсифицируется при уменьшении времени на преобразования.

6. Разработан способ обработки, включающий в процессе ТМО после аустенитизации холоднодеформированной высокоуглеродистой стальной проволоки охлаждение со скоростью 30...80°C/с до температуры 600...630°C с выдержкой не менее 10 с (патент на изобретение Украины № 86324). Созданы и испытаны опытные установки, использующие в качестве охлаждающей среды, вместо свинца, горячий водный раствор с поверхностно активными веществами или струйное воздушное охлаждение. Технология способствует образованию дисперсного перлита, отсутствие бейнита и обеспечивает технологическую пластичность при дальнейшей холодной деформации. Опробована в условиях технико-экспериментальной базы ИЧМ НАНУ. Свойства соответствовали разработанным ТУ У 276.3-23365425-638.2008 «Проволока стальная термически обработанная».

7. Количество окалины и ее толщина на поверхности углеродистой катанки в процессе ТМО уменьшается при понижении температуры виткообразования и увеличении скорости дальнейшего охлаждения витков, при этом каждый составной оксид железа в окалине имеет разную относительную величину. После горячей деформации при охлаждении водой до температур $A_1 + 200...250^\circ\text{C}$ и дальнейшее воздухом со скоростью $\sim 15^\circ\text{C}/\text{с}$ на поверхности стальной катанки формируется окалина, основу которой составляет вюстит с количеством в 3 раза больше, чем других оксидов железа.

8. Установлена взаимосвязь между качественными характеристиками

высокоуглеродистой катанки, подвергнутой ТМО до температур виткообразования выше A_1 . Зависимость межпластиночного расстояния в перлите (S , мкм) от глубины обезуглероженного слоя ($h_{уг}$, мкм) имеет линейный характер $S = 0,0015 \times h_{уг} + 0,0676$, а от толщины слоя окалины ($h_{ок}$, мкм) – нелинейный $S = 0,267 - 0,61 \times h_{ок} + 0,68 \times h_{ок}^2$. Дисперсность пластинчатого перлита, характеризующаяся межпластиночным расстоянием в перлите, определяется на основании результатов измерения глубины обезуглероженного слоя (патент на изобретение Украины №88799).

9. Развита представления о ТМО как способе повышения пластических свойств катанки для стальной проволоки малого диаметра различного назначения.

В процессе ТМО высокоуглеродистой катанки при повышении дробности деформации (использование дополнительно редуционно-калибровочного блока) в результате снижения температуры горячей деформации с $1050...1100^\circ\text{C}$ до $900...950^\circ\text{C}$ происходит повышение пластических свойств (относительного сужения на $\sim 5\%$, относительное удлинение – $\sim 2\%$), а временное сопротивление снизилось для стали 90 и 80 на $20...25 \text{ Н/мм}^2$, а для стали 70 – на 40 Н/мм^2 .

Для катанки из сталей легированных сварочных и низкоуглеродистой обыкновенного качества для разупрочняющей ТМО необходимо иметь температуру виткообразования выше A_3 с последующим квазиизотермическим охлаждением со скоростью $\sim 1,0^\circ\text{C/с}$. При этом в легированной катанке формируется смешанная структура с равномерным распределением в ферритной матрице перлита и бейнито-мартенситных участков незначительного количества (до 10%), что не создает существенных препятствий движению дислокаций при холодной деформации. А в низкоуглеродистой катанке – равномерная структура феррита с минимальным количеством участков пластинчатого перлита.

Пластические свойства такой катанки и ее способность к деформационному формоизменению высокие, что позволяет в технологической схеме производить проволоку малого диаметра, исключив промежуточную смягчающую термическую обработку.

10. На основании установленного влияния ТМО на структурообразование в

высокоуглеродистой стали усовершенствованы режимы (патенты на изобретение №828 и №11664, Республика Беларусь), включающие в потоке высокоскоростного проволочного стана охлаждение катанки водой до температур $A_1 + 200...250^{\circ}\text{C}$, выдержку в течение $\tau = (10...15) \times d^2$ и дальнейшее охлаждение со скоростью $V = (50...100) \times d^2$ в течение $\tau = (100...60) \times d^2$ (где: V – скорость охлаждения, $^{\circ}\text{C}/\text{c}$; d – диаметр проката, см; τ – время, с).

Катанка, обработанная по новому режиму ТМО, изготовленная на металлокорд и прямым волочением (без промежуточной термообработки) на бортовую проволоку, по сравнению с базовой, показала себя более технологичной, с меньшим количеством обрывов на тонну продукции. Так при производстве высокопрочного металлокорда обрывность снизилась на 34%, а сверхвысокопрочного – на 23%.

11. Научные результаты работы были использованы в следующих нормативных технических документах. На ПАО «АрселорМиттал Кривой Рог» – СТИ 228-112-2008 и изменении №3 к режимам охлаждения проката в потоке проволочного стана 150-1 СПЦ-1. Повышены требования к микроструктуре и механическим свойствам высокоуглеродистой катанки, которые отражены в изменении №11 к заводским техническим условиям ОАО «БМЗ» ЗТУ 840-03-2006 «Катанка стальная сорбитизированная для металлокорда, бортовой проволоки и проволоки для рукавов высокого давления». Разработаны и внедрены на ОАО «БМЗ» режимы ТМО высокоуглеродистой катанки (изменения к ТК 840-ПЗ-01-2002 и ТК 840-ПЗ-01-2007), в том числе из стали 90 для высокопрочной и сверхвысокопрочной проволоки и металлокорда.

Освоение новых усовершенствованных режимов ТМО позволило снизить расходный коэффициент металла в среднем на 10%. Общий фактический экономический эффект от внедренных новых технологических решений составляет 31,7 миллиона гривен, доля автора – 4,44 миллиона гривен.

СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННЫХ ИСТОЧНИКОВ

1. Зиновьева Н. Г. Черная металлургия стран СНГ / Н. Г. Зиновьева, А. М. Овчинников // Бюллетень научно-технической и экономической информации «Черная металлургия». – 2011. – № 4. – С. 5-17.
2. Kot Kenneth Michael. Tyres with high strength reinforcement / Kot Kenneth Michael, Morgan John Gomer, Palmer Kenneth Joseph // GOODYER TIRE & RUBBER (US). – Patent EP0849098. – 1998-06-24.
3. Lehnert W. Warmumformung und gesteuerte Amkühlung ausgewählter Drahtsortiment / Lehnert W. // Neue Hütte. – 1987. – № 11. – s. 412-417.
4. Lehnert W. Simulation der Austenitkornfeinung beim Walzen / W. Lehnert, N. Cuong, H. Wehage, R. Werners // Stahl und Eisen. – 1993. – № 6. – S. 103-109.
5. Флик А. Стратегическая оценка перспектив металлургии / А. Флик // Черные металлы. – 2014. – № 6. – С. 81-84.
6. Большаков В. И. Украинская металлургия: как не зайти в тупик / В. И. Большаков, Л. Г. Тубольцев // Металлы Евразии. – 2011. – № 5. – С. 45-49.
7. Керкхофф Х. Ю. Черная металлургия на пределе возможностей / Х. Ю. Керкхофф // Черные металлы. – 2014. – № 11. – С. 87-92.
8. Яранцев Б. М. Метизная отрасль России вчера и сегодня / Б. М. Яранцев // Черные металлы. – 2013. – № 10. – С. 13-20.
9. Современная технология производства электростали / В. Н. Щербина, Р. Н. Пильчук, Г. И. Касьян [и др.] // Бюллетень научно-технической и экономической информации «Черная металлургия». – 2003. – № 10. – С. 47-49.
10. Производство высокоуглеродистой катанки на металлургических агрегатах высшего технического уровня / [В. И. Тимошпольский, Н. В. Андрианов, С. М. Жучков и др.]. – Минск, 2004. – 238 с.
11. Фетисов В. П. Пластичность высокопрочной проволоки / Фетисов В. П. – М.: Интермет Инжиниринг, 2011. – 128 с.
12. Яранцев Б. М. Метизная отрасль — часть российской экономики /

Б. М. Яранцев // Черные металлы. – 2013. – № 10. – С. 9-13.

13. Брюль Ф. Термообработка на высоком уровне понимания процесса / Ф. Брюль, Т. Загерман // Черные металлы. – 2014. – № 7. – С. 50-57.

14. Глуховский Е. С. Современные прокатные станы для производства мелкого сорта и катанки в капиталистических странах / Е. С. Глуховский // Бюллетень научно-технической и экономической информации «Черная металлургия». – 1964. – № 13. – С. 1-21.

15. Кугушин А. А. Высокоскоростная прокатка катанки / А. А. Кугушин, Ю. А. Попов. – М.: Металлургия, 1982. – 220 с.

16. Система АСРП -история создания и внедрения / Ю. П. Карпинский, В. Н. Куваев, О. Н. Кукушкин [и др.] // Фундаментальные и прикладные проблемы черной металлургии. – Дн-ск.:“Візіон”, 2008. – Вып. 17. – С. 301-310.

17. Owen J. H. Atlantic steel Co's new roll mill / J. H. Owen , G. T. Hightower // Iron and Steel End. – 1970. – № 8. – P. 63-69.

18. Целиков А. И. Современное развитие прокатных станов / А. И. Целиков, В. И. Зюзин. – М.: Металлургия, 1972. – 241 с.

19. Поле А. Обзор современного оборудования для производства катанки / А. Поле // Черные металлы. – 1981. – № 2. – С. 3-9.

20. Производство высококачественной канатной катанки с регулируемым охлаждением / А. Н. Иводитов, В. В. Парусов, В. А. Луценко [и др.] // Сталь. – 1986. – № 9. – С. 77-79.

21. Освоение проволочного стана 150 / В. А. Кулеша, Г. П. Борисенко, А. А. Горбанев [и др.] // Сталь. – 1984. – № 1. – С. 42-46.

22. Иводитов А. Н. Разработка и освоение технологии производства высококачественной катанки / А. Н. Иводитов, А. А. Горбанев. – М.: Металлургия, 1989. – С. 253.

23. Новая технология двухстадийного охлаждения проката на стане 150 после реконструкции / А. А. Горбанев, Б. Н. Колосов, Е. А. Евтеев [и др.] // Сталь. – 1997. – № 10. – С. 56-59.

24. Производство сорбитизированной катанки на проволочных станах. /

В. С. Емченко, Г. П. Борисенко, А. А. Горбанев [и др.] // Сталь. – 1984. – № 6. – С. 43-45.

25. Исии Х. Новейшие проволочные станы и тенденции их развития / Х. Исии // Сангё Кикай. – 1982. – № 3. – С. 33-38.

26. Крэмер Ш. Эффективные стратегии охлаждения для производства сталей ответственного назначения / Ш. Крэмер, А. Спрок, Х. Хассель // Черные металлы. – 2014. – № 4. – С. 93-102.

27. Развитие производства катанки на современных проволочных станах за рубежом. / Г. П. Борисенко, Ю. С. Чернобривенко, В. Д. Носов [и др.] // Прокатное производство [Экспресс-информация ЦНИИЧМ]. – 1974. – Сер. 7. – Вып. 3. – С. 35.

28. Wilson N. A. High speed rod finishing mill / N. A. Wilson // Kalibreur. – 1969. – № 11. – P. 75-78.

29. Wirion R. Le train a fill-machine de Burbash / R. Wirion // Circulaire d'informations technijuts. Centre documentation sidergijue. – 1976. – № 1. – P. 43-54.

30. Dale I. R. Einadrige Schhelldrahtstrasse bei Pacific steel Ltd / I. R. Dale // Kalibreur. – 1971. – № 5. – S. 55-62.

31. Горбасев Н. И. Достижения в области производства катанки и мелкого сорта за рубежом / Н. И. Горбасев, Е. Л. Оратовский, М. К. Сафонова // Черная металлургия. [Сер. Прокатное производство]. Ин-т “Черметинформация”. – 1974. – 35 с.

32. Kobe's 4-strand rod mill./ Iron and Steel End. – 1974. – № 7. – P. 34-44.

33. Пути повышения качества и эффективности производства катанки и сортового проката на современных проволочных и мелкосортных станах / Ю.А. Дарда, М. А. Бабенко, И. Н. Смияненко [и др.] // Тр. 5-го конгресса прокатчиков. – 2004. – С. 243-245.

34. Koldmiiller W. Entwicklungen and dem Gebiet der Herstellung von Mittelstahl, Stabstahl und Draht / W. Koldmiiller, K. H. Spiecker, A. Willmann // Fachberichte Hiittenprazis Metallweiterwerarbeitunj. – 1981. – № 10. – S. 878-889.

35. Lewis D. Wire and Wire Products. / Lewis D. – 1957. – V. 32. – № 10. –

P. 1179-1182, 1262-1264.

36. Теоретические и технологические основы высокоскоростной прокатки катанки / [Горбанев А. А., Жучков С. М., Филиппов В. В. и др.] // Минск: Высшая школа, 2003. – 287 с.

37. Функе П. Влияние режима патентирования на структуру и механические свойства катанки из высокоуглеродистой стали / П. Функе, Г. Краутмахер, Р. Кольгрюбер // Черные металлы. – 1982. – № 2. – С. 28-35.

38. Jalil A. A. Retarded cooling Steelmor-operating experience and results / A. A. Jalil // Iron and Steel Engineer. – 1982. – № 5. – P. 46-48.

39. Гайтц В. Новый способ охлаждения катанки / В. Гайтц // Черные металлы. – 1968. – № 1-2. – С. 13-20.

40. Varo R. A. Metallurgical Plant and Technology. / R. A. Varo – 1984. – V. 7. – № 4. – P. 52-56.

41. Дитль В. Регулируемое охлаждение катанки на скоростных проволочных станах / В. Дитль // Черные металлы. – 1979. – № 21. – С. 31-35.

42. EDS the Process For Cooling Wire Rods // Iron and Steel Review. -1984. - V.28. – № 5-6. – P. 15-18.

43. Kobe Steel Wire Rod and Bar Production // Wire Industry. – 1980. –V. 47. – № 562. – P. 899-901, 904.

44. Никитина Л. А. Молдавский металлургический завод: От технического переоснащения к конкурентоспособной продукции / Л. А. Никитина // Металлург. – 1995. – № 88. – С. 2-8.

45. Богданов Н. А. Совершенствование оборудования и технологии при производстве проката на мелкосортно-проволочном стане 320/150 Молдавского металлургического завода / Н. А. Богданов, А. Б. Сычков, А. Н. Савбюк // Металлург. – 1995. – № 1. – С. 27-28.

46. Непрерывный мелкосортно-проволочный стан 320/150 Белорусского металлургического завода / А. П. Лохматов, С. М. Жучков, В. А. Токмаков [и др.] // Сталь. – 1987. – № 7. – С. 41-45.

47. Реконструкция мелкосортно-проволочного стана Белорусского

металлургического завода и повышение качества катанки из высокоуглеродистых сталей / В. В. Филиппов, В. А. Тищенко, С. М. Жучков [и др.] // Производство проката. – 2002. – № 7. – С. 20-26.

48. Парусов В. В. Влияние примесных элементов на качество углеродистой катанки / В. В. Парусов, А. И. Вилипп, А. Б. Сычков // Сталь. – 2002. – № 12. – С. 53–55.

49. Структура и свойства катанки для изготовления электродов и сварочной проволоки / А. Б. Сычков, В. В. Парусов, А. М. Нестеренко [и др.] – Бендеры. Полиграфист, 2009. – 608 с.

50. Губенко С. И. Деформация металлических материалов / С. И. Губенко, В. В. Парусов. – Днепропетровск: АРТ-ПРЕСС, 2006.– 316 с.

51. Юнг Х. Опыт эксплуатации редуционного стана для горячей прокатки катанки / Х. Юнг, И. Кратцер // Черные металлы. – 1962. – № 22. – С. 52–62.

52. Иводитов А. Н. Модернизация оборудования в сортопрокатном производстве Череповецкого металлургического комбината / А. Н. Иводитов, В. А. Монида // Сталь. – 1985. – № 3. – С. 53-54.

53. Структура и свойства канатной катанки и проволоки после регулируемого охлаждения / И. Г. Узлов, В. К. Бабищ, В. В. Парусов, И. И. Долженков, В. А. Луценко // Сталь. – 1983. – № 11. – С. 66-69.

54. Vyroba vysoce jakostniho rizene chlazeného valeoaneho dratu / A. N. Ivoditov, V. V. Parusov, V. A. Lutsenko [a dalsi] // Hutnicke Listy. – 1987. – № 5. – P. 362-363.

55. Lenert W. Energiebilanz beim Feinstahlwalzen / W. Lenert, F. Gehre // Neue Hiitte, 1981. – № 6. – S. 201-206.

56. Flaxa A. Energiecinsparung beim Warmwalzen von Halbzeug und profilen / A. Flaxa, Th. Spittel // Neut Hiitte. – 1987. – № 10. – S. 367-372.

57. Hensel A. Energiesparmöglichkeit beim Walzen von Draht / A. Hensel, I. Oehlstöter // Drahtwelt. – 1985. – № 9. – S. 181-184.

58. Жучков С. М. Развитие технологии производства высококачественной катанки / С. М. Жучков, В. А. Маточкин, А. А. Горбанев // Сталь. – 2007. –

№ 5. – С. 77-81.

59. Луценко В. А. Термомеханическая обработка катанки широкого марочного сортамента / В. А. Луценко, В. В. Парусов // К 100-летию К. Ф. Стародубова. Фундаментальные и прикладные проблемы черной металлургии. – Дн-ск.: “Візіон”, 2004. – Вып. 7. – С. 96-101.

60. Термомеханическая обработка проката из непрерывнолитой заготовки малого сечения / В. В. Парусов, А. К. Белитченко, Н. А. Богданов [и др.] – Запорожье: ЗГУУ, 2000. – 142 с.

61. Влияние режимов двухстадийного охлаждения на качественные характеристики углеродистой катанки / В. В. Парусов, В. А. Луценко, В. К. Бабич [и др.] // Сталь. – 1992. – № 4. – С. 66-68.

62. Анализ влияния технологических параметров на стабильность механических свойств катанки для металлокорда / А. Б. Стеблов, Ю. Я. Кармазин, В. А. Токмаков [и др.] // Сталь. – 1992. – № 1. – С. 48-51.

63. Управление свойствами катанки на современном проволочном стане / А. А. Горбанев, В. С. Емченко, Е. А. Евтеев [и др.] // Бюллетень научно-технической и экономической информации «Черная металлургия». – 1993. – № 11. – С. 24-26.

64. Разработка и освоение технологии производства высокосорбитизированной катанки в условиях Магнитогорского металлургического комбината / И. В. Селезнев, А. Ф. Пономарев, Ю. В. Симаков [и др.] // Бюллетень научно-технической и экономической информации «Черная металлургия». – 2004. – № 1. – С. 14-20.

65. Освоение производства канатной катанки диаметром 5,5 мм на проволочном стане 150 / А. А. Горбанев, Б. Н. Колосов, В. С. Емченко [и др.] // Бюллетень научно-технической и экономической информации «Черная металлургия». – 1985. – № 7. – С. 27-28.

66. Освоение производства катанки на реконструированном стане 150 ЧерМК / А. Н. Иводитов, Ю. Н. Алексеев, Г. А. Басов [и др.] // Сталь. – 1986. – № 4. – С. 49-54.

67. Исследование качества катанки, прокатанной на стане 150 с использованием низкотемпературного блока клетей / А. А. Горбанев, А. М. Юнаков, Й. Шарф [и др.] // Производство проката. – 2000. – № 2. – С. 20-27.

68. Потемкин К. Д. Термическая обработка и волочение высокопрочной проволоки / Потемкин К. Д. – М.: Metallurgizdat, 1963. – 120 с.

69. Новиков И. И. Теория термической обработки металлов / Новиков И. И. – М.: Metallurgiya, 1978. – 392 с.

70. Исследование влияния скорости охлаждения на формирование структуры катанки из стали 80P, предназначенной для производства высокопрочной арматуры / Н. В. Копцева, Д. М. Чукин, Ю. Ю. Ефимова, [и др.] // Черные металлы. – 2014. – № 2. – С. 23-31.

71. Разработка режима двухстадийного охлаждения катанки из стали С80D2, микролегированной бором и ванадием, на основе закономерностей превращений аустенита при непрерывном охлаждении / В. В. Парусов, Э. В. Парусов, Л. В. Сагура [и др.] // Metallургическая и горнорудная промышленность. – 2011. – № 3. – С. 53-56.

72. Контролируемая прокатка длинномерной продукции: современное состояние / Р. Эль, М. Крузе, Р. Оклиц [и др.] // Черные металлы. – 2006. – № 10. – С. 60-65.

73. Жучков С. М. Современные проволочные станы. Тенденция Развития технологии и оборудования / С. М. Жучков, А. А. Горбанев // Бюллетень научно-технической и экономической информации «Черная металлургия». – 2006. – № 9. – С. 46-53.

74. Бернштейн М. Л. Термомеханическая обработка стали / М. Л. Бернштейн, В. А. Займовский, Л. М. Капуткина. – М.: Metallurgiya., 1983. – 480 с.

75. Тушинский Л. И. Теория и технология упрочнения металлических сплавов / Тушинский Л. И. – Новосибирск: Наука. Сиб. отд-ние., 1990. – 306с.

76. Особенности термомеханической обработки катанки в потоке стана 150 / В. А. Луценко, В. В. Парусов, Н. В. Андрианов [и др.] // Сталь. – 2004. –

№ 10. – С. 68-70.

77. Еременко С. П. Пути интенсификации технологии упрочнения проката / С. П. Еременко, М. Л. Бернштейн // Сталь. – 1986. – № 4. – С. 69-74.

78. Горелик С. С. Рекристаллизация металлов и сплавов / Горелик С. С. – М.: Metallургия, 1978. – 568 с.

79. Свойства катанки, подвергнутой регулируемому охлаждению, в процессе волочения / Г. Бекенгоф, Ф. Швир, Г. Рокрар [и др.] // Черные металлы. – 1967. – № 6. – С. 18-29.

80. Вернер Р. Измельчение зерна при горячей деформации / Р. Вернер // Черные металлы. – 1969. – № 7. – С. 34-44.

81. Campbell P. C. Microstructural Engineering Applied to the Controlled Cooling of Steel Wire Rod: Part I. Experimental Design and Heat Transfer / P.C. Campbell, E.B. Hawbolt, J.K. Brimacombe // Metallurgical Transactions A. – 1991. – v. 22A. – pp. 2769-2778.

82. Стародубов К. Ф. Влияние времени от конца деформации до закалки на структуру и свойства / К. Ф. Стародубов, Ю. З. Борковский, Ю. П. Гуль // МиТОМ. – 1963. – № 4. – С. 48-50.

83. Гуль Ю. П. Основные принципы и практика геометрически-структурного упрочнения металлоизделий / Ю. П. Гуль // Сталь. – 2012. – № 8. – С. 40-45.

84. Семенов Е. И. Ковка и горячая штамповка: [учебник] / Семенов Е. И. – М.: МГИУ. 2011. – 414 с.

85. Рыбин В. В. Большие пластические деформации и разрушение металлов / Рыбин В. В. – М.: Metallургия, 1986. – 224 с.

86. Структура горячедеформированного аустенита и её изменение при выдержке после деформации / М. Л. Бернштейн, Л. М. Капуткина, С. Д. Прокошкин [и др.] // ФММЮ. – 1976. – Т. 42. – Вып. 4. – С. 804-813.

87. Влияние горячей деформации на кинетику превращений аустенита в условиях непрерывного охлаждения / М. Л. Бернштейн, В. А. Займовский, Н. В. Кисте [и др.] // Изв. вузов. Черная металлургия. – 1979. – № 9. – С.101-105.

88. Термокинетические диаграммы рекристаллизации аустенита при горячей прокатке специальных сталей / Я. И. Спектор, И. Н. Куницкая, Ю. В. Яценко [и др.] // МиТОМ. – 2008. – № 7. – С. 6-9.

89. Куницкая И. Н. Структурные и кинетические особенности динамической рекристаллизации легированного аустенита при многопроходной горячей деформации / И. Н. Куницкая, Я. И. Спектор, В. Е. Ольшанецкий // МиТОМ. – 2011. – № 10. – С. 39-42.

90. Бухвалов А. Б. Структурообразование при многопроходной горячей деформации с ВТМО конструкционной стали / А. Б. Бухвалов, Е. В. Григорьева, Н. В. Николаева // Физика металлов и металловедение. – 2003. – Т. 95. – № 3. – С. 78-87.

91. Оптимизация структуры углеродистой катанки при двухстадийном охлаждении / В. В. Парусов, В. А. Луценко, В. А. Тищенко [и др.] // Сталь. – 2003. – № 4. – С. 62-64.

92. Современные научные и технологические аспекты производства высокоэффективных видов катанки различного назначения / В. А. Луценко, Э. В. Парусова, В. А. Тищенко [и др.] // Metallургическая и горнорудная промышленность. – 2005. – № 1. – С. 58-63.

93. Эфрон Л. И. Формирование структуры и механических свойств конструкционных сталей при термомеханической обработке в потоке прокатного стана / Л. И. Эфрон // Сталь. – 1995. – № 8. – С. 57-64.

94. Абэ Т. Исследование механизма измельчения зерна феррита при ускоренном охлаждении / Т. Абэ // Тэцу то хаганэ. – 1984. – V. 70. – № 13. – P. 1492.

95. Хлестов В. М. Изменение кинетики превращений аустенита под воздействием горячей прокатки / В. М. Хлестов, Э. В. Фролова, Р. И. Энтин // Изв. вузов. Черная металлургия. – 1984. – №2. – С. 67-71.

96. Jonas J. J. Metals and Materials / J. J. Jonas // Metallurgical Reviews. – 1969. – v. 3. – № 130. – P. 1-24.

97. Glover G. Static Recrystallization After Hot Deformation of α Iron /

G. Glover, C. V. Sellars // Metallurgical Transactions. – 1972. – v. 3. – № 8. – P. 2271-2280.

98. Гриднев В. Н. Прочность и пластичность холоднодеформированной стали // В. Н. Гриднев, В. Г. Гаврилюк, Ю. Я. Мешков. – Киев: Наукова думка, 1974. – 231 с.

99. Розе А. Восприимчивость сталей к термической обработке / А. Розе // Черные металлы. – 1965. – № 20. – С. 3-17.

100. Энтин Р. И. Термомеханическая обработка стали / Р. И. Энтин // Бюллетень научно-технической и экономической информации «Черная металлургия». – 1964. – № 3. – С. 14-23.

101. Корнеев Г. Н. Влияние горячей пластической деформации на кинетику изотермического превращения аустенита / Г. Н. Корнеев, Э. И. Эстрин // ФММ. – 1967. – Т. 23. – Вып. 1. – С. 182-183.

102. Бернштейн М. Л. Горячая пластическая деформация и механизм упрочнения стали при термомеханической обработке / М. Л. Бернштейн // Сталь. – 1972. – № 2. – С. 157-162.

103. Бернштейн М. Л. Структура деформированных металлов / Бернштейн М. Л. – М.: Металлургия, 1977. – 432 с.

104. Кавасаки К. Структура деформации, как местообразования зародышей рекристаллизации / К. Кавасаки // Тецу то когане. – 1984. – v. 70. – № 15. – P. 1808-1815.

105. Баранов А. А. Проблемы совмещения горячей деформации и термической обработки стали / А. А. Баранов, А. Л. Геллер. – М.: Металлургия, 1985. – 128 с.

106. Влияние температуры и степени деформации на структуру и свойства среднеуглеродистой стали / А. А. Баранов, А. А. Минаев, В. П. Горбенко [и др.] // Изв. АН СССР. Металлы. – 1982. – № 2. – С. 123-127.

107. Кинетика изотермического превращения аустенита в горячедеформированных углеродистых сталях / В. А. Дубов, В. С. Носов, Н. Ф. Легейда [и др.] // МиТОМ. – 1973. – № 12. – С. 57-59.

108. Изменение кинетики аустенита и структуры стали 17Г1С под действием деформации / В. М. Хлестаков, Г. К. Дорожко, М. С. Подгайский [и др.] // ФММ. – 1976. – Т. 47. – № 12. – С. 57-59.

109. Самоедов О. В. Влияние горячей деформации на кинетику перлитного превращения в эвтектоидной стали / О. В. Самоедов, Л. П. Сорокин // Изв. вузов. Черная металлургия. – 1984. – № 1. – С. 170-171.

110. Влияние процессов рекристаллизации при горячей деформации на фазовые превращения в эвтектоидной стали / К. Ф. Стародубов, И. Г. Узлов, В. В. Парусов [и др.] // Металлофизика. – 1985. – Т. 7. – № 6. – С. 102-103.

111. Займовский В. А. Влияние деформации на кинетику распада переохлажденного аустенита / В. А. Займовский, С. И. Каратушин, О. В. Самоедов // В кн. Влияние структурных и фазовых превращений на свойства сталей и сплавов. Пермь, 1972. – Вып. 107. – С. 47-50.

112. Садовский В. Д. Что такое ВТМО? / В. Д. Садовский // МиТОМ. – 1983. – № 11. – С. 48-50.

113. Исследование низкоуглеродистой катанки после ускоренного охлаждения и в процессе волочения / В. В. Парусов, В. А. Пирогов, Ю. Г. Писарев [и др.] // Сталь. – 1975. – № 6. – С. 540-542.

114. Структура и технологическая пластичность ускоренно охлажденной углеродистой катанки / В. В. Парусов, В. К. Бабич, А. И. Сивак [и др.] // Сталь. – 1982. – № 9. – С. 78–80.

115. Тушинский Л. И. Термомеханическая обработка углеродистой стали / Л. И. Тушинский, Л. Б. Тихомирова // МиТОМ. – 1972. – №2. – С. 42-46.

116. Термодеформационная обработка бунтового проката / В. В. Парусов, Л. В. Подобедов, В. А. Луценко [и др.] // Черная металлургия. Наука. Технология. Производство – М.: Металлургия, 1989. – С. 311-317.

117. Кардонский В. М. Влияние размеров и формы частиц цементита на структуру и свойства стали после деформации / В. М. Кардонский, Г. В. Курдюмов, М. Д. Перкас // МиТОМ. – 1964. – № 2. – С. 2-4.

118. Попов А. А. Изотермические и термокинетические диаграммы распада

переохлажденного аустенита. Справочник термиста / А. А. Попов, А. Е. Попова / – Свердловск: Машгиз, 1961. – 431 с.

119. Курдюмов В. Г. Превращения в железе и стали / В. Г. Курдюмов, Л. М. Утевский, Р. И. Энтин. – М.: Наука, 1977. – 236 с.

120. Меськин В. С. Основы легирования стали / Меськин В. С. – М.: Metallurgy, 1964. – 684 с.

121. Лысак Л. И. Физические основы термической обработки стали / Л. И. Лысак, Б. И. Николин. – Киев: Техника, 1975. – 304 с.

122. Петров Ю. Н. Дефекты и бездиффузионное превращение в стали / Петров Ю. Н. – Киев: Наукова думка, 1978. – 267 с.

123. Пикеринг Ф. Б. Физическое металловедение и разработка сталей / Пикеринг Ф. Б. – М.: Metallurgy. – 1982. – 184 с.

124. Тушинский Л. И. Структура перлита и конструктивная прочность стали / Тушинский Л. И., Батаев А. А., Тихомирова Л. Б. – Новосибирск: Наука, 1993. – 278 с.

125. Счастливец В. М. Структура термически обработанной стали / Счастливец В. М., Мирзаев Д. А., Яковлева И. Л. – М.: Metallurgy, 1994. – 287 с.

126. Бернштейн М. Л. Отпуск стали / Бернштейн М. Л., Капуткина Л. М., Прокошкин С. Д. – М.: Изд-во МИСиС, 1997. – 335 с.

127. Krauss G. The morphology of martensite in iron alloys / G. Krauss, A. R. Marder // Met. Trans. – 1971. – V. 2. – № 9. – P. 2343-2357.

128. Энциклопедический словарь по металлургии: [Справ. изд. в 2-х т.] / [Глав. ред. Н. Л. Лякишев] – М.: Интермет Инжиниринг, 2000. – Т. 2. – 409 с.

129. Производство метизов / [Шахпазов Х. С., Недовизий И. Н., Орничев В. И. и др.] – М.: Metallurgy, 1977. – 392 с.

130. Исследование особенностей структурообразования в процессе интенсивной пластической деформации углеродистых конструкционных сталей / М. В. Чукин, Н. В. Копцева, А. Г. Корчунов [и др.] // Черные металлы. – 2011. – № 7/8. – С. 25-28.

131. Сидельников С. Б. Комбинированные и совмещенные методы обработки цветных металлов и сплавов / С. Б. Сидельников, Н. Н. Довженко, Н. Н. Загиров. – М.: МАКС Пресс, 2005. – 344 с.

132. Лившиц Б. Г. Металлография / Лившиц Б. Г. – М.: Metallurgia, 1990. – 236 с.

133. Формирование технологии производства высокопрочной арматуры для железобетонных шпал / В. А. Бакшинов, Б. А. Коломиец, И. Ю. Мезин [и др.] // Метиз. – 2011. – № 8. – С. 18-25.

134. Исследование вариантов технологических процессов производства высокопрочной арматуры для железобетонных шпал / А. Д. Носов, А. Г. Корчунов, Е. П. Носков [и др.] // Вестник МГТУ им. Г. И. Носова. – 2005. – № 3. – С. 80-83.

135. Фетисов В. П. Деформационное старение стали при волочении проволоки / Фетисов В. П. – Минск.: Белоргстанкинпромиздат, 1996. – 121 с.

136. Фетисов В. П. Деформационное упрочнение углеродистой стали / Фетисов В. П. – М.: Мир, 2005. – 200 с.

137. Бабич В. К. Деформационное старение стали / В. К. Бабич, Ю. П. Гуль, И. Е. Долженков. – М.: Metallurgia, 1972. – 320 с.

138. Влияние комбинированных методов деформационной обработки на механические свойства углеродистой проволоки / М. В. Чукин, М. А. Полякова, А. Е. Гулин [и др.] // Черные металлы. – 2014. – № 12. – С. 35-39.

139. Полякова М. А. Влияние технологических параметров совмещенного процесса на механические свойства и структуру углеродистой проволоки / М. А. Полякова, А. Е. Гулин, О. А. Никитенко // Metallургические процессы и оборудование. – 2013. – № 3. – С. 21-25.

140. Verlinden B. Severe plastic deformation of metals / B. Verlinden // Association of Metallurgical Engineers Serbia and Montenegro Scientific paper. – 2008. – P. 165-182.

141. Особенности структурообразования высокоуглеродистых сталей при патентировании / Н. В. Копцева, М. В. Чукин, Ю. Ю. Ефимова [и др.] // Сталь. –

2013. – № 2. – С. 42-44.

142. Белалов Х. Н. Формирование свойств канатной проволоки / Х. Н. Белалов // Стальные канаты: [сб. науч. труд.] – Одесса: Астропринт, 2001. – С. 105-116.

143. Гудремон Э. Специальные стали / Гудремон Э. [Пер. с нем.] – М.: Металлургия., 1966. – 1274 с.

144. Improving The Characteristics and Performance of High Carbon Wire Rod / F. Pesche, M. Hollande, J.-L. Le Quere [at all] // Wire Journal International. – 1982. – № 7. – P. 86-92.

145. Wire Rod for Higher breaking Strength Steel Cord / Y. Yamada, S. Shimazu, Y. Oki [at all] // Wire Journal International. – 1986. – № 4. – P. 53-65.

146. Научные и технологические основы микролегирования стали / В. Л. Пилюшенко, В. А. Вихлевщук, М. А. Поживанов, С. В. Лепорский – М.: Металлургия, 1994. – 384 с.

147. Перспективы производства высокопрочной стальной арматуры из высокоуглеродистых марок стали / М. В. Чукин, Г. С. Гун, А. Г. Корчунов, [и др.] // Черные металлы. – 2012. – № 12. – С. 8-16.

148. Медь в черных металлах / [Под ред. И. Л. Мея и М. М. Шетки.: Пер. с англ.]. – М.: Металлургия, 1988. – 312 с.

149. Кубашевский О. Окисление металлов и сплавов / О. Кубашевский, В. Гопкинс. [Пер. с англ.] – М.: Металлургия, 1965. – 428 с.

150. Ледков В. Г. Непрерывные травильные линии / Ледков В. Г. – М. – Металлургиздат, 1961. – 158 с.

151. Губинский В. И. Уменьшение окалинообразования при производстве проката / Губинский В. И., Минаев А. Н., Гончаров Ю. В. – Киев. Техника, 1981. – 135 с.

152. Влияние термической обработки на глубину обезуглероженного слоя в ускоренно охлажденной катанке класса ВК / А. И. Сивак, В. В. Парусов, В. Н. Прокофьев [и др.] // Термическая обработка металлов [тем. отр. сб.]. – М.: Металлургия. – 1980. – № 9. – С. 98-99.

153. Темлянцев М. В. Окисление и обезуглероживание стали в процессах нагрева под обработку давлением / М. В. Темлянцев, Ю. Е. Михайленко. – М.: Теплотехник, 2006. – 200 с.
154. Темлянцев М. В. Исследование процессов окисления и обезуглероживания стали при нагреве / М. В. Темлянцев // Сталь. – 2007. – № 3. – С. 58-60.
155. Повышение стойкости волочильного инструмента / В. П. Фетисов, В. С. Старченко, Н. П. Черненко [и др.] // М: Ин-т "Черметинформация". [Обзорная информация]. Серия 9. Метизное производство. – 1976. – Вып. 3. – 19 с.
156. Копытов В. Ф. Нагрев стали в печах / Копытов В. Ф. – М.: Metallurgia, 1955. – 264 с.
157. Ващенко А. И. Окисление и обезуглероживание стали / А. И. Ващенко, А. Г. Зеньковский, А. Е. Лившиц. – М.: Metallurgia, 1972. – 336 с.
158. Кайстров Е. А. Борьба с обезуглероживанием в прокатных цехах / Е. А. Кайстров // Сталь. – 1950. – № 12. – С. 1106-1108.
159. Баранов А. А. О влиянии горячей пластической деформации на обезуглероживание стали / А. А. Баранов, В. П. Горбатенко // Изв. вузов. Черная металлургия. – 1978. – № 6. – С. 103-105.
160. Луценко В. А. Влияние термомеханической обработки на формирование обезуглероженного слоя в высокоуглеродистой катанке / В. А. Луценко, В. А. Маточкин // Бюллетень научно-технической и экономической информации «Черная металлургия». – 2006. – № 11. – С. 61-64.
161. Лимпер Х.-Г. Новые технологии производства катанки / VI конгресс прокатчиков ОАО "Новолипецкий металлургический комбинат" // Липецк, 2005. – С. 41.
162. А. с. 597966 СССР, МКИ³ G01 31/32; C09 K 13/00. Реактив для выявления зерен низкоуглеродистых, среднеуглеродистых и низколегированных сталей / Ж. А. Дементьева, Е. С. Романенко, Ю. И. Пилипченко // Открытия. Изобретения. – 1978. – № 10. – С. 141.
163. Салтыков С. А. Стереометрическая металлография / Салтыков С. А. –

М.: Metallurgy, 1976. – 271 с.

164. Попов А. А. Диаграммы превращения аустенита в сталях и бета-раствора в сплавах титана. Справочник термиста / А. А. Попов, А. Е. Попова. – М.: Metallurgy, 1991. – 503 с.

165. Хунгер Г.-И. Избранные методы исследования в металловедении / Хунгер Г.-И. [Пер. с нем.]. – М.: Metallurgy, 1985. – 416 с.

166. Диаграммы превращения аустенита и термическая обработка стали 25Х1МФ / С. С. Дьяченко, А. А. Мовлян, А. М. Бугаев [и др.] // МиТОМ. – 2003. – № 1. – С. 27-29.

167. Черепин В. Т. Экспериментальная техника в физическом металловедении / Черепин В. Т. – К.: Техшка, 1968. – 280 с.

168. Выбор оптимального состава доменного шлака на основе многокритериальной оптимизации / Д. Н. Тогобицкая, А. Ф. Хамхотько, Н. М. Можаренко [и др.] // Теория и практика металлургии. – 2004. – № 3-4. – С. 36-39.

169. Корчинский М. Высокотемпературная контролируемая прокатка низколегированных сталей / М. Корчинский // Сталь. – 1990. – № 7. – С. 85-92.

170. Влияние режимов высокотемпературной деформации и контролируемого охлаждения на рекристаллизацию аустенита в стали 10 / В. В. Парусов, В. А. Олейник, А. Н. Солосин [и др.] // Изв. АН Украины. Металлы. – 1997. – № 1. – С. 108-111.

171. Бернштейн М. Л. Термомеханическая обработка металлов и сплавов / Бернштейн М. Л. – М.: Metallurgy, 1968. – Т. 1-2. – 596 с.

172. Эфрон Л. И. Влияние температурных режимов контролируемой прокатки на структурное состояние горячедеформированного аустенита и свойства низкоуглеродистой микролегированной стали / Л. И. Эфрон, Ю. Д. Морозов, Е. А. Голи-Оглу // Сталь. – 2012. – № 5. – С. 60-64.

173. Управляемое термическое упрочнение проката / [Узлов И. Г., Парусов В. В., Гвоздев Р. В. и др.] – Киев.: Техника, 1989. – 118 с.

174. Производство проката из рессорнопружинной стали / [Жадан В. Т.,

Воронов Н. М., Кулак Ю. Е. и др.] – М.: Металлургия, 1984. – 216 с.

175. Термическое упрочнение проката / [Стародубов К. Ф., Узлов И. Г., Савенков В. Я. и др.] – М.: Металлургия, 1970. – 368 с.

176. Мюллер Г. Новые технологии на службе экономические выгодного производства длинномерной продукции / 5 Конгресс прокатчиков 21–24 октября 2003 г. / Г. Мюллер // ОАО "Северсталь", Череповец, 2003. – С. 1–75.

177. Контролируемая прокатка / В. И. Погоржельский, Д. А. Литвиненко, Ю. И. Матросов, А. В. Иваницкий. – М.: Металлургия, 1979. – 184 с.

178. Погоржельский В. И. Контролируемая прокатка непрерывнолитого металла / Погоржельский В. И. – М.: Металлургия, 1986. – 151 с.

179. Хлусова Е. И. Влияние горячей пластической деформации в аустенитной области на формирование структуры низколегированной низкоуглеродистой стали / Е. И. Хлусова, А. А. Круглова, В. В. Орлов // МиТОМ. – 2007. – № 12. – С. 3-8.

180. Формирование структуры и свойств низкоуглеродистой низколегированной стали при термомеханической обработке с ускоренным охлаждением / В. В. Рыбин, Е. И. Хлусова, Е. В. Нестерова [и др.] // Вопросы материаловедения. – 2007. – № 4 (52). – С. 329-340.

181. Матросов Ю. И. Контролируемая прокатка – многостадийный процесс ТМО низколегированных сталей / Ю. И. Матросов // Сталь. – 1987. – № 7. – С. 75-80.

182. Минаев А. А. Контролируемая прокатка сортовой стали / А. А. Минаев, С. В. Устименко. – М.: Металлургия, 1990. – 178 с.

183. Блек В. Улучшенные высокопрочные стали для автомобильной промышленности — от микроструктуры к наноструктуре / В. Блек // Черные металлы. – 2014. – № 12. – С. 46-56.

184. Матросов М. Ю. Рекристаллизация аустенита в низколегированных сталях с карбонитридными включениями / М. Ю. Матросов, В. Н. Филимонов, М. Л. Бернштейн // Металлы. – 1981. – № 6. – С. 96-103.

185. Morrison W. B. Caracteristiques obtenues sur des barres de faible section

par laminage controle sur train automatique a doubleuses Aciete speciax /
W. B. Morrison, I. A. Chapman // Traitment Thermique. – 1975. – № 30. – P. 16-23.

186. Регулируемая прокатка сортового металла / Н. Г. Бочков, А. Е. Медведников, С. И. Сеницын [и др.] // Сталь. – 1977. – № 6. – С. 520-522.

187. Перспективные технологии совмещенной деформационно-термической обработки проката специальных сталей / Я. И. Спектор, А. В. Ноговицин, Ю. В. Артамонов [и др.] // Строительство, материаловедение, машиностроение : [сб. науч. тр. конф.] «Стародубовские чтения». – Днепропетровск: ПГАСА. – 2008. – Вып. 45. – Ч. 4. – С. 18-31.

188. Формирование структуры арматурного проката, термически упрочняемого по способам прерванной и прерывистой закалки / О. Г. Сидоренко, И. П. Федорова, А. П. Сухой [и др.] // Сталь. – 2012. – № 1. – С. 61-64.

189. Термомеханическая обработка высококачественной сортовой стали / Р. Кольман, К. И. Кремер, Ф. Раковски [и др.] // Черные металлы. – 1991. – № 4. – С. 48-56.

190. Unveroeffentlichte Untersuchung des Qualitastwesens der Krupp Stahl AG. / Siegen. – 1987. – S. 42-47.

191. Сокращение длительности технологического цикла в результате исключения термической обработки при производстве катанки и продуктов / Й. Баль, Й. Клеменс, Р. Эль [и др.] // Черные металлы. – 1997. – № 9. – С. 23-30.

192. Контролируемая прокатка качественных и высококачественных сталей / В. Браман, К. П. Эркель, В. Ленерт [и др.] // Черные металлы. – 1997. – № 8. – С. 31-39.

193. Перспективы развития сортамента качества и энергосберегающих технологий производства проката из специальных сталей и сплавов для высокотехнологических стратегических отраслей промышленности / Я. И. Спектор, И. Н. Куницкая, А. С. Сальников [и др.] // Черные металлы. – 2014. – № 2. – С. 15-23.

194. Узлов И. Г. Зависимость процессов рекристаллизации аустенита в

бористой стали 20Г2Р от технологической схемы температурно-деформационной обработки / И. Г. Узлов, О. В. Парусов, А. М. Нестеренко // МиТОМ. – 1998. – № 2. – С. 12-13.

195. Закономерности структурообразования при термической обработке строительной стали / В. В. Парусов, В. А. Луценко, А. И. Сивак [и др.] // Материалы докладов конференции "К 90-летию со дня рождения академика К. Ф. Стародубова" – Днепропетровск. – 1994. – С. 20-21.

196. Луценко В. А. Рекристаллизация аустенита в стали 80 при температурно-деформационной обработке / В. А. Луценко, В. В. Парусов // Metallurgia. – Минск.: Высшая школа. – 2003. – № 27. – С. 94-96.

197. Особенности рекристаллизации аустенита углеродистой стали 45 при контролируемой прокатке / В. В. Парусов, В. А. Луценко, В. О. Сивак [и др.] // Фундаментальные и прикладные проблемы черной металлургии. – К.: Наукова думка, 2001. – Вып.4. – С.167-170.

198. Особенности рекристаллизации аустенита в стали 45 и 80 при контролируемой прокатке и контролируемом охлаждении / В. В. Парусов, В. А. Луценко, В. А. Тищенко [и др.] // Фундаментальные и прикладные проблемы черной металлургии. – К.: Наукова думка, 2002. – Вып. 5. – С. 261-266.

199. Wray P. J. Effect of Carbon content on the Plastic flow of plain Carbon Steels at Elevated Temperatures / P. J. Wray // Metallurgical Transactions. – 1983. – V. 13A. – № 1-6. – P. 125-134.

200. Катанка для металлокорда различной прочности, особенности и перспективы производства / В. А. Луценко, С. М. Жучков, В. А. Маточкин [и др.] // Metallургическая и горнорудная промышленность. – 2008. – № 2. – С. 66-70.

201. Особенности и перспективы производства катанки для металлокорда различной прочности / В. А. Луценко, В. А. Маточкин, Е. П. Барадынцева [и др.] // Metallургические процессы и оборудование. Донецк. – 2007. – № 4 (10). – С. 26-30.

202. Toshimi T. Microstructure control and strengthening of steel cord / T. Toshimi // Ferrum. – 2006. – № 12. – P. 791-797.

203. Энтин Р. И. Превращения аустенита в стали / Энтин Р. И. – М.: Metallurgizdat, 1960. – 256 с.

204. Зубов В. Я. Патентирование и волочение стальной проволоки / Зубов В. Я. – Свердловск-Москва: Metallurgizdat, 1945. – 116 с.

205. Исследование кинетики распада аустенита и формирования микроструктуры углеродистой стали при патентировании / Г. В. Левченко, А. Ю. Борисенко, М. Ф. Евсюков [и др.] // Новини науки Придніпров'я. – 2003. – № 1. – С. 17-22.

206. Гуляев А. П. Metallovedenie / Гуляев А. П. – М.: Metallurgiya, 1978. – 647 с.

207. Морозов О. П. Методика исследования кинетики фазовых превращений при скоростном охлаждении до температуры изотермической выдержки / О. П. Морозов, В. Ю. Кузнецов // Заводская лаборатория. – 1978. – № 2. – С. 186-189.

208. Луценко В. А. Особенности распада аустенита стали 90 в изотермических и термокинетических условиях / В. А. Луценко // Metaloznavstvo ta termična obrobka metaliv. – 2008. – № 1. – С. 76-82.

209. Фазовые и структурные превращения аустенита в стали 90 при непрерывном охлаждении / В. А. Луценко, М. Ф. Евсюков, А. И. Сивак [и др.] // Фундаментальные и прикладные проблемы черной металлургии. – Дн-ск: "Візіон", 2006. – Вып. 13. – С. 155-161.

210. Гуляев А. П. Metallovedenie / Гуляев А. П. – М.: Metallurgiya, 1986. – 544 с.

211. Формирование структуры и свойств катанки для сверхвысокопрочного металлокорда / В. А. Луценко, В. А. Маточкин, Н. И. Анелькин [и др.] // Metallurgicheskaya i gornorudnaya promyshlennost'. – 2006. – № 6. – С. 54-57.

212. Металлы и сплавы: Справочник / [Солнцев Ю. П., Афонин В. К., Ермаков Б. С. и др.] – СПб.: Профессионал, 2007. – 853 с.

213. Термокинетические диаграммы превращения аустенита колесной стали / [Евсюков М. Ф., Узлов В. И., Шаповал Е. А. и др.] – М.: Metallurgiya, 1986. –

С. 76-79. – (В кн.: Производство термически обработанного проката).

214. Бунин К. П. Металлография / К. П. Бунин, А. А. Баранов. – М.: Металлургия, 1970. – 256 с.

215. Некоторые особенности влияния термомеханической обработки и легирования на структурообразование в сортовом прокате и катанке / В. А. Луценко, В. А. Маточкин, Т. Н. Панфилова [и др.] // Строительство, материаловедение, машиностроение. Серия: Стародубовские чтения [сборник науч. трудов]. – Дн-ск, 2009. – Вып. 48. – Часть 3. – С.44-48.

216. Кинетика распада аустенита и формирование микроструктуры высокоуглеродистой стали при патентировании / В. А. Луценко, А. И. Сивак, М. Ф. Евсюков [и др.] // Фундаментальные и прикладные проблемы черной металлургии [сб. науч. трудов]. – Днепропетровск: Візіон, 2007. – Вып.14. – С. 248-253.

217. Луценко О. В. Исследование кинетики фазовых превращений в высокоуглеродистой стали, легированной хромом / О. В. Луценко, М. Ф. Евсюков, В. А. Луценко // Металлофизика и новейшие технологии. – 2008. – Том. 30. – С. 721-726.

218. Современные технологические подходы к направленному формированию структуры и свойств высокоуглеродистой катанки / В. А. Луценко, В. А. Маточкин, О. В. Луценко [и др.] // Фундаментальные и прикладные проблемы черной металлургии [сб. науч. трудов]. – Днепропетровск: Візіон, 2009. – Вып. 19. – С. 234-240.

219. Влияние термомеханической обработки и легирования на формирование свойств в высокоуглеродистой катанке-проволоке / В. А. Луценко, В. А. Маточкин, Ю. Л. Худолей [и др.] // Сталь. – 2010. – № 9. – С. 76-78.

220. Influence of thermomechanical treatment and alloying on the properties of high-carbon wire rod / V. A. Lutsenko, V. G. Chernichenko, O. V. Lutsenko [et al] // Steel in Translation. – 2010. – Vol. 40. – Issue 9. – P. 853-856.

221. Блантер М. Е. Фазовые превращения при термической обработке стали / Блантер М. Е. – М.: Металлургия, 1962. – 268 с.

222. Ресурсосберегающая технология термообработки легированного проката в условиях ОАО “БМЗ - управляющая компания холдинга БМК” / В. А. Луценко, Т. Н. Голубенко, О. В. Луценко [и др.] // Бюллетень научно-технической и экономической информации «Черная металлургия». – 2014. – № 11 (1379). – С. 38-41.

223. Жучков С. М. Повышение эффективности производства и качества сортового проката и катанки за счет реализации новых технических решений / С. М. Жучков, В. А. Луценко // Наука и инновация. НАНУ. – 2007. – № 5. – Т. 3. – С. 4-10.

224. Влияние температуры изотермического распада аустенита на структуру и микротвердость стали 90 / В. А. Луценко, А. И. Сивак, М. Ф. Евсюков [и др.] // Строительство, материаловедение, машиностроение. Серия: Стародубовские чтения. Сборник науч. трудов. Дн-ск. – 2007. – Вып. 41. – Часть 2. – С. 119-123.

225. Gefuege und eigenschaften von patentierten hochgekoehlten draht / A. Ju. Borisenko, V. A. Luzenko, O. V. Luzenko [et al] // Foundry Production And Metallurgy. Belorussian national technical university. – 2011. – № 2 (60). – P. 101-105.

226. Структура и свойства патентованной высокоуглеродистой проволоки / А. Ю. Борисенко, В. А. Луценко, О. В. Луценко [и др.] // Черные металлы. – 2012. – № 10. – С. 31-36.

227. Металловедение и термическая обработка стали и чугуна. Справ. / [Под ред. Н. Т. Гудцова, М. Л. Бернштейна, А. Г. Рахштадта]. – М.: Металлургиздат, 1956. – С. 387-389.

228. Попов А. А. Фазовые превращения в металлических сплавах / Попов А. А. – М.: Металлургиздат, 1963. – С. 229, 230.

229. The tensile properties of pearlite, bainite, and spheroidite / Gensamer M., Pearsall E. B., Pellini W. S., Low J. R. // Transactions of American Society for Metals. – 1942. – V. XXX. – P. 983-1020.

230. Влияние масштабного фактора на кинетику превращения аустенита при патентовании проволоки из высокоуглеродистой стали / В. А. Луценко, В. А. Маточкин, М. Ф. Евсюков [и др.] // Бюллетень научно-технической и

экономической информации «Черная металлургия». – 2007. – № 3. – С. 45-47.

231. Новые технические решения и этапы реконструкции металлургического оборудования РУП "Белорусский металлургический завод" / В. В. Филиппов, В. И. Тимошполський, В. А. Маточкин [и др.] // Литье и металлургия. – 2002. – № 1. – С. 80–83.

232. Влияние регулируемого охлаждения на качественные показатели катанки различного назначения / В. А. Луценко, В. В. Парусов, Э. В. Парусов [и др.] // Фундаментальные и прикладные проблемы черной металлургии. – Дн-ск: "Візіон", 2004. – Вып. 9. – С. 142-147.

233. Пат. 828 Республика Беларусь, С21D 1/02, С21D 8/06. Способ изготовления проката / Парусов В. В., Луценко В. А., Фетисов В. П., Сивак А. И., Стеблов А. Б., Бондаренко А. Н., Дышлевич В. Ф., Пичугин В. В.; заявитель Белорусский металлургический завод; Ин-т черной металлургии; патентообладатель Белорусский металлургический завод. – №184-4804708; заяв. 20.03.1990; опубл. 15.08.1995. Бюл. № 3 (6). – 6 с.

234. Пат. 2025502 Российской Федерации, С21D 1/02, 8/06. Способ изготовления проката / Парусов В. В., Луценко В. А., Фетисов В. П., Сивак А. И., Стеблов А. Б., Бондаренко А. Н., Дышлевич В. Ф., Пичугин В. В. – №4804708; заяв. 20.03.1990; опубл. 30.12.1994. Бюл. № 24.

235. Совершенствование технологии производства катанки на проволочном стане 150-1 меткомбината «Криворожсталь» / В. В. Парусов, В. А. Луценко, В. И. Биба [и др.] // Фундаментальные и прикладные проблемы черной металлургии. – К.: Наукова думка, 2001. – Вып. 4. – С. 157-161.

236. Особенности термомеханической обработки высокоуглеродистой катанки в потоке высокоскоростного проволочного стана 150 РУП «БМЗ» / В. А. Луценко, П. А. Бобков, О. М. Кириленко [и др.] // Сталь. – 2012. – № 1. – С. 59-61.

237. Влияние термомеханической обработки в потоке высокоскоростного проволочного стана на качественные характеристики высокоуглеродистой катанки / В. А. Луценко, П. А. Бобков, О. М. Кириленко [и др.] //

Металлургическая и горнорудная промышленность. – 2012. – № 2. – С. 60-63.

238. Влияние компоновки оборудования высокоскоростного проволочного стана на качественные характеристики высокоуглеродистой катанки / В. А. Луценко, П. В. Токмаков, В. Г. Раздобреев [и др.] // Международная НТ выставка-ярмарка "Литейное производство и металлургия. 2011. Беларусь", 9-11 ноября 2011г. – Минск. БНТУ // Литье и металлургия. – 2011. – № 3 (61). – С. 57-60

239. Thermomechanical treatment of high-carbon wire rod in the 150 high-speed wire mill at Belorussian Metallurgical Plant / V. A. Lutsenko, P. A. Bobkov, O. M. Kirilenko [et al] // Steel in Translation. – 2012. – Vol. 42. – Issue 1. – P. 78-80.

240. Влияние компоновки оборудования высокоскоростного проволочного стана на качественные характеристики высокоуглеродистой катанки / В. А. Луценко, П. В. Токмаков, В. Г. Раздобреев [и др.] // Металлургическая и горнорудная промышленность. – 2011. – № 7 (272) спецвып. – С. 166-169.

241. Горбанев А. А. Развитие научных основ производства высококачественной катанки / А. А. Горбанев // Фундаментальные и прикладные проблемы черной металлургии: [сб. науч. трудов]. – Днепропетровск: Візіон, 2009. – Вып. 19. – С. 160–165.

242. Луценко О. В. Влияние химического состава термомеханически обработанной катанки на свойства высокопрочной бортовой проволоки / О. В. Луценко, В. Г. Черниченко, В. А. Луценко // Фундаментальные и прикладные проблемы черной металлургии: [сб. науч. трудов]. – Днепропетровск: Візіон, 2011. – Вып. 23. – С. 221–225.

243. Влияние температурного режима горячей деформации на свойства стали / М. Л. Бернштейн, Т. Л. Владимирская, В. А. Займовский [и др.] // Изв. АН СССР. Металлы. – 1979. – №2. – С. 130- 139.

244. Guo W. Characteristic parameters for dendritic microstructure of solidification during slab continuous casting / W. Guo, M. Zhu // J. Iron Steel Res. Int. – 2009. – V. – 16. – No. 1. – P. 17–21.

245. Оценка деформированного состояния металла по изменению

параметров дендритной структуры / Г. В. Левченко, Е. Г. Демина, С. А. Воробей [и др.] // *Металлургическая и горнорудная промышленность*. – 2009. – № 5. – С. 71–75.

246. Ильинский В. А. Металлографический анализ динамики огрубления дендритов в углеродистых сталях / В. А. Ильинский, Л. В. Костылева, С. С. Горемыкина // *Изв. вузов. Черная металлургия*. – 2007. – № 1. – С. 16–19.

247. Современные технологические подходы к направленному формированию структуры и свойств в высокоуглеродистой катанке-проволоке / В. А. Луценко, В. А. Маточкин, Ю. Л. Худолей [и др.] / Международная НТ конференция "Металлургия и литейное производство 2009. Беларусь" (Минск, ФТИ) // *Литье и металлургия*. – 2009. – № 3. – С. 275-278.

248. Перспективы развития производства катанки / А. А. Горбанев, П. В. Токмаков, В. Г. Раздобрев [и др.] // *Обработка материалов давлением*. – 2011. – №3 (28). – С. 220-224.

249. Thermomechanically treated high-carbon wire rod for high-tension wire / V. A. Lutsenko, P. A. Bobkov, I. N. Rad'kova [et al.] // *Steel in Translation*. – 2012. – Vol. 42. – Issue 11. – P. 794-796

250. Особенности термомеханической обработки высокоуглеродистой катанки в потоке высокоскоростного проволочного стана 150 РУП «БМЗ» / В. А. Луценко, П. А. Бобков, О. М. Кириленко [и др.] // *Бюллетень научно-технической и экономической информации «Черная металлургия»*. – 2013. – № 5. – С. 70-73.

251. Влияние структуры катанки, подвергнутой термомеханической обработке, на качественные характеристики высокопрочной бортовой проволоки / В. А. Луценко, Г. В. Левченко, О. В. Луценко [и др.] // *Черные металлы*. – 2013. – № 10. – С. 52-56.

252. Особенности термомеханической обработки высокоуглеродистой катанки в потоке высокоскоростного проволочного стана 150 РУП «БМЗ» / В. А. Луценко, П. А. Бобков, О. М. Кириленко [и др.] / 20-я Международная НТ конференция "Литейное производство и металлургия. 2012. Беларусь" выставка-

ярмарка TEMPUS., 23-26 октября 2012., г. Минск // Литье и металлургия. – 2012. – спецвып. № 3 (67). – С. 172-175.

253. Особенности влияния термомеханической обработки в потоке стана 150 ОАО «БМЗ» на качественные характеристики высокоуглеродистой катанки / В. А. Луценко, М. А. Муриков, П. А. Бобков [и др.] // Черные металлы. – 2012. – №10. – С. 20–24.

254. Жучков С. М. Управление температурным режимом непрерывной сортовой прокатки (Теоретические и технологические основы) / С. М. Жучков, Л. В. Кулаков, А. П. Лохматов. – М.: Теплотехника, 2008. – 144 с.

255. Лившиц Л. С. Металловедение и термическая обработка сварных соединений: [2-е изд.] / Л. С. Лившиц, А. Н. Хакимов. – М.: Машиностроение, 1989. – 336 с.

256. Влияние деформации в линии проволочного стана 150 на дисперсность перлита стали 80К / В. А. Луценко, П. А. Бобков, О. В. Луценко [и др.] // Литье и металлургия. – 2014. – № 3 (76). – С. 58-61.

257. Особенности сорбитизации высокоуглеродистой катанки на стане 150 ОАО «БМЗ - управляющая компания холдинга «БМК» / В. А. Луценко, А. В. Венгура, П. А. Бобков [и др.] // Бюллетень научно-технической и экономической информации «Черная металлургия». – 2014. – № 7 (1345). – С. 72-75.

258. Особенности формирования перлитной структуры высокоуглеродистой стали в линии проволочного стана 150 / В. А. Луценко, П. А. Бобков, О. В. Луценко [и др.] // Бюллетень научно-технической и экономической информации «Черная металлургия». – 2014. – № 9 (1377). – С. 54-58.

259. Влияние строения бейнита на механические свойства высокоуглеродистой проволоки / А. Ю. Борисенко, В. А. Луценко, О. В. Луценко [и др.] // Литье и металлургия. – 2009. – № 4. – С. 116-120.

260. Структура и свойства патентованной высокоуглеродистой проволоки / А. Ю. Борисенко, В. А. Луценко, О. В. Луценко [и др.] // Литье и металлургия. – 2011. – № 1. – С. 85-89.

261. Башнин Ю. А. Технология термической обработки стали / Ю. А. Башнин, Б. К. Ушаков, А. Г. Секей. – М.: Metallurgy, 1986. – 424 с.

262. Разработка экологически чистого процесса псевдопатентирования углеродистой проволоки / В. В. Парусов, В. А. Луценко, А. И. Сивак [и др.] // Metallurgical and Mining Industry. – 1998. – № 3. – С. 69-71.

263. Вакуленко И. А. Структура и свойства углеродистой стали при знакопеременном деформировании / Вакуленко И. А. – Днепропетровск: Gaudeamus, 2003. – 94 с.

264. Лизунов В. И. Композиционные стали / Лизунов В. И. – М.: Metallurgy, 1978. – 151 с.

265. Технологичность высокоуглеродистой катанки на метизном переделе / Э. В. Парусов, В. В. Парусов, В. А. Луценко [и др.] / Международная конференция ассоциации исследователей стальных канатов. 24-27 мая 2005г. // Стальные канаты: [науч. тр.]. Одесса: Астропринт, 2005. – С. 110-115.

266. Влияние химического состава высокоуглеродистой катанки на деформационное упрочнение при волочении / Э. В. Парусов, В. В. Парусов, В. А. Луценко [и др.] // Строительство, материаловедение, машиностроение. Серия: Стародубовские чтения: [сб. науч. трудов]. Дн-ск, 2006. – Вып. 36. – Часть 1. – С. 114-119.

267. Приходько Э. В. Эффективность комплексного легирования стали и сплавов / Приходько Э. В. – К.: Наукова думка, 1995. – 292 с.

268. Пат. 6689 Республика Беларусь, С21D 1/02, 8/06. Способ изготовления проката / Парусов В. В., Филиппов В. В., Тимошпольский В. И., Луценко В. А., Стеблов А. Б., Тищенко В. А., Курбатов Г. А., Бондаренко А. Н., Шевченко А. Д. – № а20010835; заяв. 09.10.01; опубл. 30.12.04.

269. Пат. 8206 Республика Беларусь, С21D 1/02, 8/06. Способ изготовления проката / Андрианов Н. В., Луценко В. А., Парусов В. В., Тищенко В. А., Маточкин В. А., Бондаренко А. Н., Жучков С. М., Тимошпольский В. И., Эндерс В. В., Стеблов А. Б., Мандель Н. Л., Кириленко О. Н. – № а20040096; заяв. 13.02.04; опубл. 30.06.06.

270. Пат. 75840 Украина, МПК C21D 8/06, C21D 1/02, C21D 9/52. Способ изготовления проката / Луценко В. А., Парусов В. В., Жучков С. М., Андрианов Н. В., Тищенко В. А., Маточкин В. А., Бондаренко А. Н., Тимошпольский В. И., Эндерс В. В., Стеблов А. Б., Мандель Н. Л., Кириленко О. Н. – № а20040096; заяв. 20.12.04; опубл. 15.05.06, Бюл. № 5.

271. Пат. № 86324, Украина, МПК C21D 9/52. Спосіб обробки сталевго дроту / Борисенко А. Ю., Луценко В. А., Жучков С. М.; заявник і патентовласник Ін-т чорної металургії НАНУ. – № а200800016; заявл. 02.01.2008; опубл. 10.04.2009, Бюл. № 7. – 4 с.

272. Пат. 11664, Республика Беларусь, МПК C21D 8/06. Способ изготовления проката / Анелькин Н. И., Жучков С. М., Кириленко О. М., Маточкин В. А., Муриков М. А., Луценко В. А.; заявитель и патентообладатель РУП «Белорусский металлургический завод»; Ин-т черной металлургии НАНУ. – №а20070940; заяв. 23.07.2007; опубл. 28.02.2009. – 4 с.

273. Пат. 87728 Украина, МПК C21D 8/06, C21D 1/02, C21D 9/52. Способ изготовления проката / Луценко В. А., Жучков С. М., Маточкин В.А., Анелькин Н. И., Муриков М. А., Кириленко О. М. – № а200709419; заяв. 20.08.07; опубл. 10.08.09, Бюл. № 15.

274. Давиденков Н. Н. К вопросу о классификации и проявлении остаточных напряжений / Н. Н. Давиденков // Заводская лаборатория. – 1958. – № 3. – 15 с.

275. Sarkar A. Effect of heavy ion irradiation on microstructure of zirconium alloy characterized by X-ray diffraction / A. Sarkar, P. Mukherjee, P. Barat // Journal of nuclear materials. – 2008. – V. 372. – P. 285–292.

276. Горелик С. С. Рентгенографический и электроннооптический анализ / Горелик С. С., Расторгуев Л. Н., Скаков Ю. А. – М.: Металлургия, 1970. – 366 с.

277. Малыхин Д. Г. Расчет рентгеновской дифракции от поля искажения краевых дислокаций / Д. Г. Малыхин, В. В. Корнеева, М. П. Старолат // Вісник Харківського університету, сер. фізична: "Ядра, частинки, поля". – 2009. – № 845. – В. 1 (41). – С. 77-81.

278. Термомеханически обработанная высокоуглеродистая катанка для высокопрочной бортовой проволоки / В. А. Луценко, П. А. Бобков, И. Н. Радькова [и др.] // Сталь. – 2012. – № 11. – С. 75-77.

279. Глубина обезуглероженного слоя на углеродистой катанке различных заводов – изготовителей / В. В. Парусов, В. А. Луценко, А. Б. Сычков [и др.] // Metallургическая и горнорудная промышленность. – 2003. – № 5. – С. 61-64.

280. Особенности формирования микроструктуры поверхностных слоев углеродистой катанки / В. А. Луценко, В. В. Парусов, А. И. Сивак [и др.] // К 100-летию К.Ф.Стародубова. Фундаментальные и прикладные проблемы черной металлургии. – Дн-ск.: "Візіон", 2003. – Вып. 6. – С. 340-342.

281. Луценко В. А. Влияние регулируемого охлаждения в потоке проволочного стана на формирование обезуглероженного слоя в углеродистой катанке / В. А. Луценко // Международная научно-техническая конференция "Металлургия XXI века" 10-11 июня 2004г. Республика Беларусь. г.Жлобин. [материалы конференции]. – 2004. – С. 27-29.

282. Влияние параметров нагрева на обезуглероживание поверхности катанки / И. В. Котов, В. В. Филиппов, Н. В. Воронов [и др.] // Сталь. – 2002. – № 10. – С. 65-69.

283. Формирование обезуглероженного слоя в углеродистой катанке в потоке проволочного стана после регулируемого охлаждения / В. А. Луценко, Н. В. Андрианов, В. А. Тищенко [и др.] // Metallургия. – Минск.: Высшая школа, 2004. – № 28 – С. 160-166.

284. Луценко В. А. Особенности структурообразования в катанке из низкоуглеродистой стали, легированной никелем и молибденом в процессе её термомеханической обработки / В. А. Луценко // Metallургическая и горнорудная промышленность. – 2009. – № 5. – С. 80–84.

285. П. Функе мл. Влияние условий охлаждения катанки на механическое удаление окалины / П. Функе мл., М. Хайнритц // Черные металлы. – 1968. – № 6. – С. 42-53.

286. Чернов П. П. Влияние условий смотки и ускоренного охлаждения на

фазовый состав и свойства прокатной окалины / П. П. Чернов, Ю. И. Ларин, В. Н. Поляков // Производство проката. – 2001. – № 12. – С. 35-38.

287. Налча Г. И. Комплексное исследование окалины, образующейся при горячей прокатке / Г. И. Налча // Новости черной металлургии России и зарубежных стран. – 1999. – № 2. – С. 102-112.

288. Северденко В. П. Окалина при горячей обработке давлением Северденко В. П., Макушок Е. М., Равим А. Н. – М.: Металлургия, 1977. – 208 с.

289. Луценко В. А. Окалинообразование при термомеханической обработке катанки в потоке высокоскоростного стана / В. А. Луценко // Бюллетень научно-технической и экономической информации «Черная металлургия». – 2006. – № 12. – С. 54-57.

290. Функе П. Влияние условий охлаждения на стане на структуру окалины и травимость стальной катанки / П. Функе, М. Хайнритц // Черные металлы. – 1970. – № 3. – С. 12-20.

291. Уикс К. Е. Термодинамические свойства 65 элементов, их окислов, галогенидов, карбидов и нитридов. [Пер. с англ.] / К. Е. Уикс, Ф. Е. Блок. – Изд-во Металлургия, 1965. – 240 с.

292. Tominaga J. Manufacture of Wire Rods with Good Descaling Property / J. Tominaga, K. Wakimoto, T. Mori [et al] // Technical Report. – 1982. – v. 22. – № 8. – P. 646-656.

293. Луценко В. А. Влияние параметров высокоскоростной термомеханической обработки на процессы окалинообразования углеродистой стали / В. А. Луценко // Литье и металлургия. – 2005. – № 2. – Часть 2. – С. 96-98.

294. Луценко В.А. Обезуглероживание и окалинообразование в углеродистой катанке, подвергнутой регулируемому ускоренному охлаждению с прокатного нагрева / В. А. Луценко // Тезисы докл. Междунар. конф. «Современное материаловедение: достижения и проблемы». – Киев, 2005. – С. 51-52.

295. Взаимосвязь толщины и удельной массы окалины на поверхности высокоуглеродистой катанки / В. В. Парусов, Э. В. Парусов,

И. Н. Чуйко [и др.] // Строительство, материаловедение, машиностроение. Серия: Стародубовские чтения [сборник науч. трудов]. – Дн-ск, 2004. – Вып. 27. – Ч. 2. – С. 26-29.

296. Оптимизация качественных характеристик высокоуглеродистой катанки / В. А. Луценко, В. В. Парусов, В. А. Маточкин [и др.] / Международная НТ конференция "Литейное производство и металлургия 2006. Беларусь". г.Барановичи, 17-18 мая 2006г. // Литье и металлургия. – 2006. – № 2 (38). – С. 74-76

297. Пат. 92810 Украина, МПК C21D 9/52, B21C 9/00. Технологічна ділянка підготовки металу до холодної деформації / Жучков С. М., Баришев В. Є., Лохматов О. П., Луценко В. А., Ключніков К. Ю., Токмаков П. В., Сікачина І. В. – № а200900107; заяв. 05.01.09; опубл. 10.12.10, Бюл. № 23.

298. Комбинированное бескислотное удаление окалины с поверхности проволоки / В. А. Луценко, В. Г. Черниченко, И. В. Сикачина [и др.] // Фундаментальные и прикладные проблемы черной металлургии. – Дн-ск: "Візіон", 2010. – Вып. 22. – С. 144-151.

299. Экологически чистая бескислотная очистка поверхности углеродистой катанки и проволоки / В. А. Луценко, В. Г. Черниченко, В. Г. Раздобрев [и др.] // Бюллетень научно-технической и экономической информации «Черная металлургия». – 2010 – № 5. – С. 65-68.

300. Луценко В. А. Особенности формирования окалины на поверхности высокоуглеродистой проволоки при охлаждении с отдельного нагрева и экологически чистый способ очистки / В. А. Луценко // Металознавство та термічна обробка металів. – 2010. – № 3 (50). – С. 12-15.

301. Оптимальные характеристики качества катанки из высокоуглеродистой стали / Э. В. Парусов, В. В. Парусов, В. А. Луценко [и др.] // Специализированный журнал «Метизы», ассоциации «Росметиз». – 2006. – № 3 (13). – С. 34-36.

302. Взаимосвязь структурных, механических и технологических характеристик катанки из стали 80КРД / Э. В. Парусов, В. В. Парусов, В. А. Луценко [и др.] // Международная конференция ассоциации исследователей

стальных канатов. 2007г. // Стальные канаты. [Сб. науч.тр.]. – Одесса: Астропринт, 2007. – № 5. – С. 155-161.

303. Луценко В. А. Влияние термомеханической обработки в потоке высокоскоростного проволочного стана на технологические характеристики высокоуглеродистой катанки / В. А. Луценко // Строительство, материаловедение, машиностроение. Серия: Стародубовские чтения [сборник науч. трудов.]. – Дн-ск, 2008. – Вып. 45. – Часть 1. – С. 185-190.

304. Луценко В. А. Взаимосвязь и прогнозирование качественных характеристик высокоуглеродистой катанки, подвергнутой ТМО / В. А. Луценко, Е. Ю. Повод // Международная НТ конференция "Металлургия и литейное производство 2007. Беларусь" 6-7 сентября 2007г. / Труды конференции. ПО "БМЗ", г.Жлобин, 2007. – С. 91-93.

305. Пат. 88799, Україна, МПК В21С 51/00, G01N 33/20. Спосіб оцінки якості сталевих виробів / Луценко В. А., Жучков С. М., Іванько П. В., Сивак Г. І., Луценко О. В.; заявник і патентовласник Ін-т чорної металургії НАНУ. – № а200710363; заявл. 18.09.2007; опубл. 25.11.2009, Бюл. № 22. – 4 с.

306. Коковихин Ю. И. Производство низкоуглеродистой проволоки / Коковихин Ю. И., Пинашина В. А., Буравлев И. П. // Киев.: ИСИО, 1995. –338 с.

307. Низкокремнистая спокойная метизная сталь / В. А. Вихлевщук, Г. Ф. Боровиков, В. А. Поляков [и др.] // Бюллетень научно-технической и экономической информации «Черная металлургия». – 1996. – № 4. – С. 39-41.

308. Низко- и малокремнистые спокойные стали / [Вихлевщук В. А., Дубина О. В., Сокуренок А. В. и др.] // Киев: Наукова думка, 2001. – 177 с.

309. Разупрочняющая термомеханическая обработка проката из углеродистой стали / В. В. Парусов, А. Б. Сычков, В. А. Луценко [и др.] // Металлургическая и горнорудная промышленность. – 2003. – № 6. – С. 54-56.

310. Влияние химического состава и структурного состояния на свариваемость низкоуглеродистой катанки / В. В. Парусов, В. А. Луценко, О. П. Липская [и др.] // Фундаментальные и прикладные проблемы черной металлургии. – К.: Наукова думка, 1995. – С. 229-232.

311. Освоение производства катанки стандарта SAE на комбинате «Криворожсталь» / В. В. Парусов, В. А. Луценко, В. Г. Черниченко [и др.] // *Фундаментальные и прикладные проблемы черной металлургии.* – К.: Наукова думка, 2002. – Вып. 5. – С. 179-182.

312. Влияние степени легирования на прочностные свойства конструкционных сталей / А. С. Козачёк, Э. В. Приходько, В. А. Луценко [и др.] // *Фундаментальные и прикладные проблемы черной металлургии.* – Дн-ск: “Візіон”, 2014. – Вып. 29. – С. 196-201.

313. Грищенко С. Г. Горно-металлургический комплекс Украины: состояние, проблемы, перспективы развития / С. Г. Грищенко, В. Н. Гуров // *Металлургическая и горнорудная промышленность.* – 2000. – № 3. – С. 1–5.

314. Большаков В. И. Проблемы и перспективы развития черной металлургии Украины / В. И. Большаков, Л. Г. Тубольцев // *Фундаментальные и прикладные проблемы черной металлургии.* – К.: Наукова думка, 1998. – Вып. 2. – С. 3–15.

315. Концепция организации ресурсосберегающего производства низкосернистых сталей на металлургических заводах Украины / В. С. Харахулах, В. А. Вихлевщук, А. Ф. Шевченко [и др.] // *Металлургическая и горнорудная промышленность.* – 1995. – № 2. – С.19-22.

316. Влияние химического состава и технологических факторов на механические характеристики катанки из стали сварочного назначения / В. В. Парусов, И. Н. Чуйко, О. В. Парусов [и др.] // *Металлургическая и горнорудная промышленность.* – 2009. – № 1. – С. 87–89.

317. Вихлевщук В. А. Ресурсосберегающая технология выплавки легированных сталей для сварочной проволоки / Вихлевщук В. А., Кекух А. В., Семенов С. Е. – Днепропетровск: из-во ДГТУ, 1999. – 118 с.

318. Азот в металлах / [Аверин В. В., Ревякин А. В., Федоренко В. П. и др.]. – М.: Металлургия, 1976. – 223 с.

319. Кац Л. Н. Совершенствование технологии рафинирования стали от азота в процессе обработки / Л. Н. Кац, А. И. Кочетов, М. И. Гаркуша /

Современные проблемы электрометаллургии стали: [тез докл.]. – Челябинск, 1995. – С.50–51.

320. Разработка селективных требований к химическому составу и режимам термомеханической обработки катанки / В. В. Парусов, И. Н. Чуйко, О. В. Парусов [и др.] // *Металлургическая и горнорудная промышленность*. – 2007. – № 6. – С. 70-72.

321. Янке Д. Измерение содержания азота при производстве черных металлов / Д. Янке // *Черные металлы*. – 1992. – № 2. – С. 3–10.

322. Упрочнение конструкционных сталей нитридами / [Гольдштейн М. И., Гринь А. В., Блюмм Э. Э. и др.]. – М.: *Металлургия*, 1970. – 224 с.

323. Технология микролегирования стали карботермическим ферробором / Ю. Н. Омесь, В. А. Вихлевщук, А. В. Кекух [и др.] // *Металлургическая и горнорудная промышленность*. – 1999. – № 4. – С. 40-43.

324. Микролегирование и раскисление стали углеродистым ферротитаном / Ю. Н. Омесь, В. А. Вихлевщук, В. А. Поляков [и др.] // *Металлургическая и горнорудная промышленность*. – 1999. – № 2. – С. 26-28.

325. Освоение технологии производства катанки из стали Св-08ГНМ на Молдавском металлургическом заводе / И. Н. Чуйко, В. В. Парусов, О. В. Парусов [и др.] // *Строительство, материаловедение, машиностроение : Сб. научн. трудов. – Дн-вск., ПГАСА, 2007. – Вып. 41. – ч. 2. – С. 129–134.*

326. Морозов А. Н. Водород и азот в стали. / Морозов А. Н. – М.: *Металлургия*, 1991. – 144 с.

327. Гуляев А. П. Чистая сталь. / Гуляев А. П. – М.: *Металлургия*, 1975. – 184 с.

328. Освоение на комбинате «Криворожсталь» производства термически обработанной катанки из низкосернистой легированной стали для сварочной проволоки / В. А. Луценко, В. В. Парусов, В. А. Поляков [и др.] // *Металлургическая и горнорудная промышленность*. – 2004. – № 3. – С.68 – 71.

329. Перспективные стали сварочного назначения с высокой технологической пластичностью / В. А. Поляков, В. А. Луценко,

В. А. Кондрашкин // Фундаментальные и прикладные проблемы черной металлургии. – Дн-ск: “Візіон”, 2010. – Вып. 22. – С. 324-328.

330. Производство сварочной катанки из легированных сталей / А. Б. Сычков, А. В. Перчаткин, С. Ю. Жукова [и др.] // Сталь. – 2010. – № 1. – С. 94–96.

331. Особенности производства и переработки катанки повышенной деформируемости из легированных сталей сварочного назначения / В. В. Парусов, О. В. Парусов, И. Н. Чуйко [и др.] // Строительство, материаловедение, машиностроение: Сб. научн. трудов. – Дн-вск., ПГАСА, 2010. – Вып. 55. – С. 44–49.

332. Структурообразование в катанке из легированных сталей сварочного назначения / В. В. Парусов, И. Н. Чуйко, О. В. Парусов [и др.] // Металлургическая и горнорудная промышленность. – 2008. – № 6. – С. 47-49.

333. Нестеренко А. М. Исследование причин разрушения при волочении катанки-проволоки из стали Св-08Г2С. / А. М. Нестеренко, А. Б. Сычков, С. Ю. Жучкова // Металлургическая и горнорудная промышленность. – 2006. – № 6. – С. 60-63.

334. Особенности формирования структуры в сортовом прокате из конструкционной легированной электростали / В. А. Луценко, П. А. Бобков, Т. Н. Голубенко [и др.] // Бюллетень научно-технической и экономической информации «Черная металлургия». – 2013. – № 1. – С. 63–66.

335. Голованенко С. А. Двухфазные низколегированные стали. / С. А. Голованенко, Н. М. Фонштейн. – М.: Металлургия, 1986. – 207 с.

336. Morphology modification of carbon chromium-molybdenum steel structure influenced by heat treatment / V. A. Lutsenko, N. I. Anelkin, T. N. Golubenko [et al] // CIS Iron and Steel Review. – 2012. – № 1. – P. 38–40.

337. Одесский П. Д. О тенденциях развития сталей для промышленных металлоконструкций в России / П. Д. Одесский, С. И. Тишаев, И. И. Ведяков // Сталь. – 2000. – № 12. – С. 54–60.

338. Влияние ускоренного охлаждения на качественные показатели катанки

из стали Св-08ГСМТ / В. А. Луценко, В. В. Парусов, И. И. Журавлев [и др.] // *Фундаментальные и прикладные проблемы черной металлургии.* – Дн-ск: “Візіон”, 2005. – Вып. 10. – С. 187-190.

339. Lutsenko V. A. Structure and properties of nickel-molybdenum steel wire rod after thermomechanical treatment / V. A. Lutsenko // *Steel in Translation.* – 2012. – Vol. 42. – Issue 10. – P. 730-732.

340. Луценко В. А. Особенности формирования структуры и свойств при термомеханической обработке катанки из никельмолибденовой стали сварочного назначения / В. А. Луценко // *Литье и металлургия.* – 2012. – № 2 (65). – С. 71-74.

341. Луценко В. А. Термомеханическая обработка в потоке проволочного стана 150-1 КГМК "Криворожсталь" катанки из легированной стали для сварочной проволоки / В. А. Луценко, А. И. Сивак, И. И. Журавлев // *Металознавство та термічна обробка металів.* – 2005. – № 3. – С. 27-29.

342. Луценко В. А. Свойства и структура катанки из низкоуглеродистой никельмолибденовой стали после разупрочняющей термомеханической обработки / В. А. Луценко // *Международная научно-техническая конференция «Новые наукоемкие технологии, оборудование и оснастка для обработки материалов давлением» Краматорск, 26-28 апреля 2010. / Обработка материалов давлением [сб. науч. трудов].* – 2010. – № 2 (23). – С. 180-184.

343. Спасский М. Н. Методика получения тонких фольг. / М. Н. Спасский, А. Г. Яхонтов // *Заводская лаборатория.* – 1964. – № 12. – С. 1490-1491.

344. Луценко В. А. Анализ структуры и свойств катанки из никельмолибденовой стали сварочного назначения после термомеханической обработки / В. А. Луценко // *Сталь.* – 2012. – № 9. – С. 88-90.

345. Электронная микроскопия тонких кристаллов / [Хирш П., Хови А., Николсон Р. и др.] – М.: "Мир", 1968. – 574 с/

346. Завьялов А. С. Условия и механизм образования бесструктурного мартенсита (гарденита) / А. С. Завьялов, Г. И. Теплухин, К. В. Габеев // *Металловедение и термическая обработка металлов.* – 1979. – № 10. – С.11–12.

347. Луценко В. А. Исследование тонкой структуры катанки из стали

Св-10НМА после разупрочняющей термомеханической обработки / В. А. Луценко // Фундаментальные и прикладные проблемы черной металлургии: Сб. научн. трудов. – Дн-ск: “Візіон”, 2009. – Вып. 20. – С. 238-245.

348. Воробьев Г. М. Возможный механизм деформации нитевидных кристаллов железа / Г. М. Воробьев, В. И. Большаков // Вісник Дніропетровського університету. Фізика. Радіоелектроніка. – Дн-ск.: Видавництво Дніпропетровського університету, 2002. – Вип. 8. – С.48-52.

349. Луценко В. А. Особенности формирования структуры и свойств катанки из никельмолибденовой стали сварочного назначения после разупрочняюще термомеханической обработки / В. А. Луценко // Черные металлы. – 2013. – № 4. – С. 15-19.

350. Походня И. К. Влияние ликвации кремния и марганца на условия образования игольчатого феррита / И. К. Походня, А. О. Корсун, Ю. А. Мешков // Автоматическая сварка. – 1986. – № 9. – С.18-21.

351. Касаткин Б. С. Микроструктурная мартенситно-аустенитная составляющая в сварных соединениях высокопрочных низколегированных сталей / Б. С. Касаткин, О. Н. Козловец // Автоматическая сварка. – 1992. – № 9-10. – С. 3-12.

352. Кохрейн Р. К. Влияние морфологии включений на микроструктуру и вязкость сварных соединений, полученных автоматической сваркой под флюсом / Р. К. Кохрейн, Б. Р. Кевилл // Стали для газопроводных труб и фитингов. – М.: Металлургия, 1985. – С.61-74.

353. Исследование закономерностей микролегирования стали бором / В. А. Вихлевщук, В. А. Поляков, В. Н. Ярмош [и др.] // Металлургическая и горнорудная промышленность. – 1987. – № 1. – С. 18-20.

354. Промышленное освоение технологии микролегирования конвертерной стали высокопроцентным ферробором карботермического способа выплавки / В. А. Вихлевщук, В. А. Поляков, Н. М. Омесь [и др.] // Бюллетень научно-технической и экономической информации «Черная металлургия». – 1995. – № 5. – С. 16-19.

355. Луценко В. А. Влияние микролегирования и термомеханической обработки на технологические свойства катанки для сварочной проволоки ответственного назначения / В. А. Луценко, В. А. Поляков, В. А. Кондрашкин // Бюллетень научно-технической и экономической информации «Черная металлургия». – 2008 – № 11. – С. 85-87.

356. Низко- и малокремнистые спокойные стали с повышенной пластичностью и свариваемостью / В. А. Вихлевщук, В. М. Черногрицкий, В. С. Харахулах [и др.] // Труды II конгресса сталеплавателей. Ассоциация сталеплавателей. – М.: АО "Черметинформация", 1994. – С. 254-256.

357. Влияние химического состава на структуру, свойства и технологическую пластичность катанки сварочного назначения из стали Св-08ГНМ / В. В. Парусов, А. Б. Сычков, И. Н. Чуйко [и др.] // Теория и практика металлургии. – 2009. – № 1–2. – С. 98–102.

358. Особенности и перспективы производства катанки сварочного назначения с высокой технологической пластичностью / В. А. Луценко, М. А. Муриков, В. А. Поляков [и др.] // Литье и металлургия. – 2012. – № 3. – С. 56-58.

359. Парусов В. В. Термически обработанная низколегированная сталь для производства канатной проволоки / В. В. Парусов, В. А. Луценко, А. М. Нестеренко // Металлургическая и горнорудная промышленность. – 2003. – № 3. – С. 64-66.

360. Парусов В. В. Повышение прочностных характеристик проволоки из низколегированной стали / В. В. Парусов, В. А. Луценко // К 100-летию К.Ф.Стародубова. Фундаментальные и прикладные проблемы черной металлургии. – Дн-ск.: «Візіон», 2003. – Вып. 6. – С. 337-339.

361. Перспективы производства стали и катанки сварочного назначения с повышенной технологической пластичностью / В. А. Луценко, М. А. Муриков, В. А. Поляков [и др.] // Бюллетень научно-технической и экономической информации «Черная металлургия». – 2012. – № 9 (1353). – С. 51-53.

362. Освоение технологии волочения проволоки с бескислотной

подготовкой поверхности. / В. Л. Чинокалов, В. П. Муштей, М. П. Глушков [и др.] // Сталь. – 1997. – № 8. – С. 50-51.

363. Формирование свойств окалины для ее полного удаления с поверхности катанки перед волочением / А. Б. Сычков, М. А. Жигарев, С. Ю. Жукова [и др.] // Сталь. – 2013. – № 1. – С. 45-51.

364. Савенок А. Н. Влияние поверхностных дефектов, наследуемых катанкой, на качество холодноотянутой проволоки / А. Н. Савенок, Т. П. Куренкова, А. А. Сахарная // Сталь. – 2012. – № 5. – С. 48-51.

365. Паршин С. В. Влияние условий волочения и вида обработки заготовки на развитие дефектов поверхности / С. В. Паршин, В. С. Паршин // Сталь. – 2013. – № 6. – С. 50-52.

366. Гурьянов Г. Н. Качество и технологичность волочения проволоки специального назначения / Г. Н. Гурьянов, Б. М. Зуев // Сталь. – 2013. – № 3. – С. 49-53.

367. Структура и свойства патентованной высокоуглеродистой проволоки / А. Ю. Борисенко, В. А. Луценко, О. В. Луценко [и др.] // Бюллетень научно-технической и экономической информации «Черная металлургия». – 2013. – № 6. – С. 60-64.

368. Создание энергосберегающего и экологически чистого участка подготовки металла для холодной деформации в профили простых и сложных сечений / С. М. Жучков, Е. Б. Барышев, А. П. Лохматов [и др.] // Наука и инновация. НАНУ. – 2009. – № 5. – Т. 6. – С. 36-47.

369. Yerokhin A. L. Plasma electrolysis for surface engineering / A. L. Yerokhin, X. Nie, A. Leyland, A. Matthews, S. J. Dowey // Surface and Coating Technology. – 1999. – 122. – P. 73-93.

370. Словецкий Д. И. Механизм плазменно-электролитного нагрева металлов / Д. И. Словецкий, С. Д. Терентьев, В. Г. Плеханов // Теплофизика высоких температур. – 1986. – № 2. – Т. 24. – С. 353-363.

371. Теория и технология анодных процессов при высоких напряжениях / В. И. Черненко, Л. А. Снежко, И. И. Папанова, К. И. Литовченко. – К.: Наукова

Думка, 1995. – 196 с.

372. Тюляпин А. И. Электролитно-плазменная закалка дисковых пил / А. И. Тюляпин, Ю. Н. Тюрин, А. И. Трайнов // МИТОМ. – 1998. – № 1. – С. 9-10.

373. Энергосберегающая технология сорбитизации высокоуглеродистой катанки в потоке стана 150 ОАО «БМЗ - управляющая компания холдинга «БМК» / Е. А. Перетягина, В. А. Луценко, А. В. Венгура [и др.] // Литье и металлургия. – 2013. – №2. – С. 68-71.

374. Энергосберегающая технология сорбитизации высокоуглеродистой катанки в потоке стана 150 / Е. А. Перетягина, В. А. Луценко, А. В. Венгура [и др.] // Сталь. – 2013. – № 5. – С.65-67.

375. Energy-saving sorbitization of high-carbon wire rod in the 150 mill / E. A. Peretyagina, V. A. Lutsenko, A. V. Vengura [et al] // Steel in Translation. – 2013. – Vol. 43. – Issue 5. – P. 321-324.

ПРИЛОЖЕНИЯ

АКТ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ РЕЗУЛЬТАТОВ ДИССЕРТАЦИОННОЙ РАБОТЫ

Настоящий акт составлен в том, что специалистами Открытого акционерного общества “Белорусский металлургический завод” (ОАО «БМЗ») при разработке технологии производства катанки для высокопрочной бортовой проволоки и металлокорда на проволочном стане 150 использовались результаты и разработки, приведенные в докторской диссертации старшего научного сотрудника отдела термической обработки металла для машиностроения Института черной металлургии им. З.И.Некрасова НАН Украины Луценко Владислава Анатольевича.

Результаты исследований процессов структурообразования при термомеханической обработке высокоуглеродистой стали в процессе непрерывного охлаждения и в изотермических условиях весьма актуальны для ОАО «БМЗ» и были использованы при совершенствовании технологического процесса производства катанки на проволочном стане 150 и на метизном переделе при изготовлении высоко- и сверхвысокопрочного металлокорда.

Установленные в диссертации особенности влияния на прочностные свойства комбинированной термомеханической обработки, включающей высокоскоростную прокатку с использованием редуционно-калибрующего блока (контролируемая прокатка) с деформацией в температурном интервале 900-950⁰С с последующим контролируемым охлаждением, были учтены при отработке и внедрении технологии производства высокоуглеродистой катанки на стане 150 ОАО «БМЗ».

Возможность прогнозирования качественных характеристик (дисперсности перлита, обезуглероженного слоя, окалины) при производстве углеродистой катанки на стане 150 ОАО «БМЗ» представляет для нас особый интерес. Освоение на ОАО «БМЗ» новой сквозной технологии производства термомеханически обработанной катанки и проволоки из высокоуглеродистой стали повысило технологичность переработки на сверхвысокопрочный металлокорд, снизив на 10% расходный коэффициент металла.

Считаем разработки Луценко В.А., выполненные в диссертационной работе и защищенные патентами Республики Беларусь и внедренные на ОАО «БМЗ», в частности, на способы изготовления проката (патенты №828, №6689, №8206, №11664), полезными и нужными для практики.

Заместитель генерального директора по
техническому развитию – главный инженер ОАО «БМЗ» Борцов С.М.

Зам.начальника технического управления Кириленко О.М.

Начальник СПЦ

Бобков П.А.



Приложение Б

УТВЕРЖДАЮ
Директор Института
черной металлургии НАН Украины



академик
Большаков В. И.

«26» февраля 2015г.

РАСЧЕТ

экономического эффекта от использования результатов диссертационной работы старшего научного сотрудника отдела термической обработки металла для машиностроения Института черной металлургии им. З.И.Некрасова НАН Украины Луценко Владислава Анатольевича, представленной на соискание ученой степени доктора технических наук

На основании утвержденного заместителем генерального директора по техническому развитию – главным инженером ОАО «Белорусский металлургический завод» (ОАО «БМЗ») акта об экономической эффективности внедренных при разработке технологических процессов термомеханической обработки катанки на проволочном стане 150 ОАО «БМЗ» результатов докторской диссертации старшего научного сотрудника отдела термической обработки металла для машиностроения Института черной металлургии им. З.И.Некрасова НАН Украины Луценко Владислава Анатольевича определен эффект в размере 1055812 долларов США (USD). Долевое участие Луценко В. А. в эффекте – 14%, что составляет 147814 USD.

Официальный курс НБУ украинской гривны по отношению к доллару США на момент подготовки настоящего расчета составляет 30,010176 грн / USD, откуда экономический эффект, подтвержденный ОАО «БМЗ», составляет в национальной валюте $1055812 \text{ USD} \times 30,010176 = 31685104 \text{ грн.}$, а доля автора – $147814 \text{ USD} \times 30,010176 = 4435924 \text{ грн.}$

Заместитель директора Института,
канд.техн.наук

Бабаченко А. И.

Нач. планово-экономического отдела

Гавриленко Е. П.

Приложение В

АКТ О ЭКОНОМИЧЕСКОЙ ЭФФЕКТИВНОСТИ
на Открытом акционерном обществе
«Белорусский металлургический завод»
внедренных результатов докторской диссертации
Луценко Владислава Анатольевича

Экономическая эффективность докторской диссертации Луценко В.А. приведена на основании расчетов годового экономического эффекта по изобретению №828 «Способ изготовления проката».

Долевое авторское участие Луценко В.А.-14%.

Годовой экономический эффект составил:

- за 1996 год (на 28.07.97) -723002000 BYR (курс BYR/USD =27150) Итого: **266300 USD;**
- за 1997 год (на 09.03.99) -8863140242 BYR (курс BYR/USD=231000) Итого: **38364 USD;**
- за 1998 год (на 02.12.99) -28438795191 BYR (курс BYR/USD=316396) Итого: **89878 USD;**
- за 1999 год (на 20.04.2000) -57936139 BYR (курс BYR/USD =465) Итого: **124592 USD;**
- за 2000 год (на 20.02.2001) -252735767 BYR (курс BYR/USD =1236) Итого: **204478 USD;**
- за 2001 год (на 18.04.2002) -575378104 BYR (курс BYR/USD =1732) Итого: **332200 USD.**

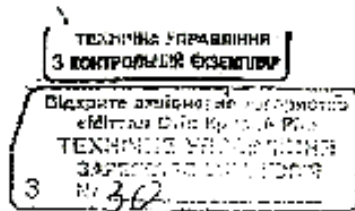
ВСЕГО: 1055812 (Один миллион пятьдесят пять тысяч восемьсот двенадцать) долларов США.

Заместитель генерального директора
по техническому развитию –главный инженер
ОАО "Белорусский металлургический завод"




Борцов С.М.

Приложение Г



УТВЕРЖДАЮ

Глава администрации
по производству
ОАО "Миттал Стіл Кривої Рог"

 В.А.Шеремет

"18" января 2007 г.

Срок действия: с 15.01.2007 по 01.03.2007

ИЗМЕНЕНИЕ № 3

к "Режимам ускоренного охлаждения проката в потоке про-
вального стана 150-1 СПЦ-1" от 21.03.2006 г.

В таблице раздела "3. Режимы" для катанки марок SAE 1008 - SAE 1025,
отвечающей требованиям стандарта США ASTM A 510M-00 температуру ме-
талла на виткоукладчике установить 940 °С. Режим воздушного охлаждения -
"2+5". Требования к использованию охлаждающей секции для подстуживания
раската в линии водяного охлаждения перед чистовым блоком отменить.

Менеджер по технической
подготовке производства -
начальник ТУ



А.В. Кекух
"12" января 2007 г.

И.о. менеджера по техническому
контролю - начальника УТК



В.А. Терешух
"19" января 2007 г.

Главный прокатчик



В.Г. Лясов
"9" января 2007 г.

Начальник СПЦ-1



А.Ф. Курочкин
"9" января 2007 г.

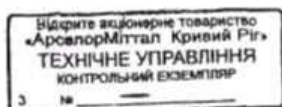
Приложение Д

РУП «БМЗ»	ТК 840-ПЗ-01-2007	Ревизия 0	Страница 21	Страниц
-----------	-------------------	-----------	-------------	---------

Приложение 11
 Катанка стальная для перетяжки на проволоку по ГОСТ 30136-95, ASTM A510 M-00, по спецификациям к контрактам
 Режимы двухстадийного охлаждения катанки (для механического способа удаления окислительной пленки)

Профиль, мм	Марка стали	Скорость прокатки, м/с	Температура подката и катанки, °С			Вентилятор		Скорость секций роллаша и цели «Стельмор»			Положение крышек «Стельмор»
			Перед проволочным блоком ▽	Перед редукционно- калибровочн ым блоком ▽	На витко- образователе ▽	№ раб	% вкл.	Минтер скорость м/с	№%	Цель, %	
Ø5,5-6,5	Ст08п	76 – 80	980±25	950±25	920±20	1-2	20	0,38	1-12/3	4	3-16 закрыты
		81 – 90									
		91 – 95									
		96 – 110									
Ø7,0-8,0	Ст16п	51-55	1020±25	980±25	920±20	1-3	20	0,34	13/-15	4	3-16 закрыты
		65-70									
		71-75									
		76-80									
Ø9,0-10,0	SAE 1008- 1018	81-85	1040±25	980±25	920±20	9,10	30-35	0,44	14/5	4	3-16 закрыты
		86-95									
		48-65									
		28-40									
Ø11,0-12,5		20-25	1050±25			1-4	30	0,42	15/-15	4	3-16 закрыты
		20-25									
Ø13,0-14,0		20-25				9,10	30-35	0,44	16/5	4	3-16 закрыты
		20-25									
Ø13,0-14,0		20-25				1-7	55	0,45		4	3-16 закрыты
		20-25									

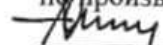
Приложение Е



Открытое акционерное общество
“АрселорМиттал Кривой Рог”

УТВЕРЖДАЮ:

Глава администрации
по производству

 В.А. ШЕРЕМЕТ

«30» 01 2008 г.

**ПРОИЗВОДСТВО КАТАНКИ ИЗ ЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ
ДЛЯ СВАРОЧНОЙ ПРОВОЛОКИ ОТВЕТСТВЕННОГО
НАЗНАЧЕНИЯ**

Сквозная технологическая инструкция

СТИ 228-112-2008

ОАО «АрселорМиттал Кривой Рог»	«Производство катанки из легированных сталей для сварочной проволоки ответственного назначения» Сквозная технологическая инструкция	СТИ 228-112-2008 взамен СТИ 228-104-2004
--------------------------------------	---	--

1 ВВЕДЕНИЕ

Цель инструкции - регламентация технологических приемов и правил при производстве легированных марок стали по ТУ У 27.1-4-548-2003 «Катанка из легированной стали для сварочной проволоки», ТУ У 27.1-24432974-011:2005 «Катанка для изготовления сварочной и наплавочной проволоки», ТУ У 27.1-24432974-012:2005 «Катанка для изготовления сварочной проволоки ответственного назначения», ТУ У 27.1-24432974-013:2006 «Катанка для изготовления сварочной проволоки», ТУ У 27.1-24432974-017:2008 «Катанка для изготовления сварочной и наплавочной проволоки», ТУ У 27.1-24432974-018:2008 «Катанка для изготовления сварочной проволоки», ГОСТ 2246-70 «Проволока стальная сварочная», для сварочной проволоки ответственного назначения с обеспечением заданного уровня качества.

- 1.1 Ответственность за выполнение инструкции возлагается на заместителей начальников Конвертерного цеха (КЦ), обжимных цехов (Блюминг №1 и Блюминг №2), сортопрокатных цехов №№ 1 и 2 (СПЦ № 1, СПЦ № 2) и Прокатного цеха № 3 (ПЦ № 3) по технологии.
Контроль за выполнением требований инструкции возлагается на начальников цехов, их заместителей, начальников станов, старших мастеров производства, старших сменных мастеров производства, сменных мастеров производства, начальников участков ОТК, мастеров и контролеров в ПЧМ ОТК соответствующих цехов металлургического производства.
- 1.2 Метрологическое обеспечение, правила охраны труда и экологическое обеспечение регламентируются базовыми технологическими инструкциями по выплавке, разливке, нагреву, прокатке и отгрузке металла в конвертерном, обжимных и прокатных цехах предприятия.
- 1.3 Производство легированных сталей, регламентируемых настоящей инструкцией, осуществляется при научно-техническом сопровождении сотрудников Института черной металлургии НАН Украины.
- 1.4 Настоящая инструкция разработана согласно СТП 189-01-2006 «Порядок разработки и внедрения технологических инструкций».

Разработана	Внесена	Срок действия
Институтом черной металлургии НАН Украины; Прокатной лабораторией технического управления	Отделом по нормированию слитков и заготовки технического управления	с «30» 02 2009 г. до «30» 02 2014 г.

- 4.3 Нагрев заготовок в нагревательных печах осуществляют в соответствии с действующими технологическими инструкциями по режимам, оговоренным в таблице 4.2, для соответствующих марок стали. При этом необходимо обеспечить максимальную скорость нагрева заготовок в зависимости от часовой производительности агрегатов.

Таблица 4.2

Марка стали	ПС 250-3	ПС 150-1		МПС 250/150
		125×125 мм	150×150 мм	
Св-07Г, Св-08ГА	1 группа	1 группа		1 группа
Для остальных марок стали, оговоренных данной СТИ	4 группа	2 группа		3 группа

- 4.4 Прокатку заготовок из легированной сварочной стали производят согласно заданию ПУ предприятия.
- 4.5 Прокатку катанки на проволочных станах производят после проведения внутрисменных профилактических ремонтов.
- 4.6 Прокатку всех диаметров катанки производят на проволочных станах согласно схем прокатки и таблиц калибровок, утвержденных главным калибровщиком предприятия, и на калибрах с удовлетворительным состоянием поверхности.
- 4.7 Катанка подвергается ускоренному охлаждению по следующим режимам:
- ПС 150-1** (профильный сортамент – 5,5; 6,0; 6,5 мм)
Для всех марок стали:
Температура металла на виткоукладчике – 890 ± 20 °С; режим работы транспортера витков – 0,4 м/с; режим воздушного охлаждения – “0+5”
- МПС 250/150** (профильный сортамент – 5,5; 6,0; 6,5 мм)
Для всех марок стали:
Температура металла на виткоукладчике – 880 ± 20 °С; режим воздушного охлаждения – ”2+1”, скорость транспортера витков – «средняя».
- ПС 250-3** (профильный сортамент – 6,5 мм)
Марки стали Св-07Г, Св-07ГНМА, Св-08ГА, Св-08ГМ, Св-08Г1НМА, Св-10Г2, Св-08Г2НЮ и Св-10Г2НЮ:
Температура смотки – 830 ± 30 °С;
Марки стали Св-07ХМ, Св-08Г2СЦ, Св-08ХМ, Св-08ГСНТ, Св-09НМ, Св-09Г1С, Св-10ГН и Св-10НМА:
Температура – 880 ± 30 °С.

- 4.8 Механические свойства катанки должны соответствовать нормам, указанным в таблице 4.3:

Таблица 4.3

Марка стали	Временное сопротивление разрыву, не более, σ_b , Н/мм ²	Относительное сужение, не менее, ψ , %
Св-07Г, Св-07ХМ, Св-08ГА, Св-08ХМ, Св-09НМ, Св-10ГН, Св-10Г2, Св-10НМА,	735	48
Св-09Г1С	740	
Св-07ГНМА, Св-08ГМ, Св-08ГСНГ, Св-08Г1НМА, Св-08Г2СЦ, Св-08Г2НЮ, Св-10Г2НЮ	850	

- 4.9 Готовая катанка должна соответствовать условиям контракта с ориентацией на нормативную документацию на указанный вид металлопродукции.

5. Приемка, испытания, маркировка, упаковка и отгрузка катанки

- 5.1 Технические требования, нормируемые показатели качества, правила приемки, методы испытаний, транспортировка продукции – по ТУ У 27.1-4-548-2003, ТУ У 27.1-24432974-011:2005, ТУ У 27.1-24432974-012:2005, ТУ У 27.1-24432974-013:2006, ТУ У 27.1-24432974-017:2008, ТУ У 27.1-24432974-018:2008, ГОСТ 2246-70.
- 5.2 При неудовлетворительных показателях уровня механических свойств при первичных испытаниях допускается вылеживание (старение) катанки с последующим проведением повторных испытаний после вылеживания. При получении неудовлетворительных результатов при повторных испытаниях производится побунтовый контроль продукции в соответствии с требованиями действующих стандартов и базовой нормативной и технологической документации.
- 5.3 Упаковка и маркировка катанки по ДСТУ 3058-95 (ГОСТ 7566-94).
- 5.4 Остальные требования – согласно действующих базовых технологических инструкций по цехам.

ДКПП 27.34.11

УКНД 77.140.65



ДРІТ СТАЛЕВИЙ ТЕРМІЧНО ОБРОБЛЕНИЙ
ТЕХНІЧНІ УМОВИ

ПРОВОЛОКА СТАЛЬНАЯ ТЕРМИЧЕСКИ ОБРАБОТАННАЯ
ТЕХНИЧЕСКИЕ УСЛОВИЯ

ТУ У 27.3 – 23365425 - 638:2008

(Уведено вперше)

Дата надання чинності *01.12.2008*Чинний до *01.12.2011*

ПОГОДЖЕНО



РОЗРОБЛЕНО



ТУ У 27.1 – 23365425 - 638:2008

ЗМІСТ

	С.
1 Сфера застосування.....	3
2 Нормативні посилання.....	3
3 Технічні вимоги	4
4 Вимоги безпеки і охорони довкілля, утилізація.....	5
5 Правила приймання і методи контролювання.....	6
6 Пакування і зберігання.....	6
7 Гарантії виробника.....	6
Аркуш реєстрації змін.....	7



1 СФЕРА ЗАСТОСУВАННЯ

Ці технічні умови поширюються на дослідну партію дроту з вуглецевої сталі марки 70, термічно обробленого екологічно чистим способом (далі – дріт), призначений для оцінювання його придатності для виготовлення виробів холодним деформуванням.

Приклад умовного позначення дроту діаметром 4,0 мм:

Дріт 4,0 ТУ У 27.1 – 23365425 - 638:2008

2 НОРМАТИВНІ ПОСИЛАННЯ

В цих технічних умовах є посилання на такі нормативні документи.

ДСТУ 2770-94 (ГОСТ 30136-95) (ISO 8457/1-89) Катанка з вуглецевої сталі звичайної якості

ДБН В.2.5-28-2006 Природне та штучне освітлення

ГОСТ 12.1.005-88 ССБТ. Общие санитарно-гигиенические требования к воздуху рабочей зоны

ГОСТ 12.1.018-93 ССБТ. Пожаровзрывобезопасность статического электричества. Общие требования

ГОСТ 12.2.003-91 ССБТ. Оборудование производственное. Общие требования безопасности

ГОСТ 12.2.061-81 ССБТ. Оборудование производственное. Общие требования безопасности к рабочим местам

ГОСТ 12.3.002-75 ССБТ. Процессы производственные. Общие требования безопасности

ГОСТ 3282-74 Проволока стальная низкоуглеродистая общего назначения общего назначения. Технические условия

ГОСТ 8233-56 Сталь. Эталоны микроструктуры



ТУ У 27.1 – 23365425 - 638:2008

ГОСТ 10446-80 (ИСО 6892-84) Проволока. Метод испытания на растяжение
ГОСТ 14959-77 Прокат из рессорно-пружинной углеродистой и
легированной стали. Технические условия

ГОСТ 15150-69 Машины, приборы и другие технические изделия.
Исполнения для различных климатических районов. Категории, условия
эксплуатации, хранения и транспортирования в части воздействия климатических
факторов внешней среды

ДСанПіН 2.2.7.029-99 Державні санітарні норми і правила. Гігієнічні вимоги
щодо поводження з промисловими відходами та визначення їх класів
небезпеки для здоров'я населення

ДСП 3.3.1.038–99 Державні санітарні правила для підприємств чорної
металургії

СП № 1042-73 от 04.04.1973 г. Санитарные правила организации
технологических процессов и гигиенические требования к производственному
процессу

3 ТЕХНІЧНІ ВИМОГИ

3.1 Дріт піддають термічному оброблянню за технологічним регламентом
для досягнення їм властивостей згідно з вимогами цих технічних умов.

Дріт термічно обробляють в умовах енергозберігаючої і екологічно чистої
технологічної ділянки на спеціальному обладнанні за допомогою електро-
контактного, плазмово-електролітичного контрольованого нагрівання з
подальшим газо-повітряним охолодженням та видаленням окалини механічним
способом.

3.2 Дріт, що обробляють, має номінальні діаметри 2,5; 3,0; 3,5; 4,0; 4,5 і
5,0 мм. В процесі оброблення розміри, граничні відхили і овальність дроту не
змінюється і відповідають ГОСТ 3282 для нормальної точності.



ТУ У 27.1 – 23365425 - 638:2008

3.3 Дріт, що обробляють, виготовлений з вуглецевої сталі марки 70 з хімічним складом відповідно до ГОСТ 14959.

3.4 Тимчасовий опір розриванню дроту повинен бути не більше ніж 1250 Н/мм^2 .

3.5 Поверхня дроту після термічного оброблення не повинна містити дефектів, які перешкоджають його подальшому застосуванню і знижують його механічні властивості.

3.6 В мікроструктурі дроту повинно бути не менше ніж 50 % сорбітоподібного перліту 1 балу згідно з ГОСТ 8233.

3.7 Маса окалини на поверхні прокату повинна бути не більше ніж 0,5 кг/т.

3.8 Після термічного оброблення дріт намотують на котушки масою не більше ніж 1000 кг. Намотування дроту потрібно проводити правильними рядами без переплутування і забезпечити вільне змотування його з котушки. На котушці дозволяється не більше трьох відрізків прокату.

4 ВИМОГИ БЕЗПЕКИ ТА ОХОРОНИ ДОВКІЛЛЯ, УТИЛІЗАЦІЯ

4.1 Дріт, що піддають обробленню за цими технічними умовами, є простим виробом. Оброблення, зберігання і застосування дроту не загрожує життю і здоров'ю людей, що мають з ним контакт, не порушують вимоги охорони довкілля.

4.2 Під час оброблення дроту повинні виконуватися загальні вимоги безпеки щодо виробничих процесів і обладнання згідно з ГОСТ 12.1.005, ГОСТ 12.2.003, ГОСТ 12.2.061, ГОСТ 12.3.002, СП 1042 і ДСП 3.3.1.038.

4.3 Виробниче обладнання повинно бути заземленим від статичної електрики згідно з ГОСТ 12.1.018.

4.4 Освітлення виробничих приміщень повинно відповідати вимогам ДБН В.2.5-28.



ТУ У 27.1 – 23365425 - 638:2008

4.5 Утилізацію відходів виробництва здійснюють згідно з ДСанПіН 2.2.7.029.

5 ПРАВИЛА ПРИЙМАННЯ І МЕТОДИ КОНТРОЛЮВАННЯ

5.1 Дріт приймають партіями. Партія складається з котушок дроту одного діаметру і одного режиму термічного оброблення.

5.2 Для визначення якості обробленого дроту від котушки відбирають один випробний зразок.

5.3 Якість поверхні прокату перевіряють візуально без застосування збільшувальних приладів на кожній котушці.

5.4 Визначення тимчасового опору розриванню проводять згідно з ГОСТ 10446.

5.5 Контроль мікроструктури дроту проводять згідно з ГОСТ 8233.

5.6 Масу окалини на поверхні дроту визначають за методикою, наведеною у ДСТУ 2770, додаток А, або іншими застандартизованими методами.

7 ПАКУВАННЯ І ЗБЕРІГАННЯ

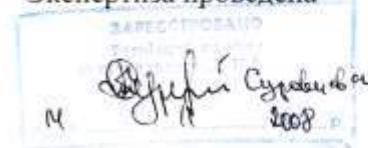
7.1 Дріт мастилом не покривають. Котушки дроту не пакують.

7.2 Умови зберігання дроту повинні відповідати умовам 5 за ГОСТ 15150.

8 ГАРАНТІЇ ВИРОБНИКА

8.1 Виробник гарантує відповідність якості термічно обробленого дроту вимогам цих технічних умов за умови виконання вимог його зберігання.

Експертиза проведена



6

ТУ У 27.1 – 23365425 - 638:2008

АРКУШ РЕЄСТРАЦІЇ ЗМІН ТЕХНІЧНИХ УМОВ

Номер зміни	Номер страниц				Усього сторінок після внесення змін	Інформація про надходження зміни (номер супровідного листа)	Підпис особи, що внесла зміну	Прізвище цієї особи і дата внесення зміни
	заміненних	доданих	вилучених	змінених				

АКТ

использования Луценко Владиславом Анатольевичем в диссертационной работе результатов научно-исследовательских работ Института черной металлургии им. З.И. Некрасова Национальной академии наук Украины

Выполнение диссертационной работы Луценко В. А. связано с научно-тематическими планами исследований Института черной металлургии им. З. И. Некрасова НАН Украины в соответствии с научным направлением «Развитие научных основ формирования железоуглеродистых сплавов и управление их структурой и свойствами».

Исследования, являющиеся составной частью диссертационной работы, проведены в рамках ведомственных, поисковых, конкурсных и договорных научно-исследовательских работ ИЧМ НАНУ, в которых Луценко В. А. сформулировал задачи исследований, разработал основные идеи и принимал непосредственное участие в их выполнении в качестве руководителя или ответственного исполнителя.

В рамках научно-технических проектов НАН Украины при непосредственном участии Луценко В. А. были созданы и опробованы опытные установки (одно- и многониточные) для псевдопатентирования и очистки поверхности стальной катанки-проволоки для холодной деформации в профили малых сечений. Разработанная технология является энергосберегающей и экологически чистой. В качестве охлаждающей среды вместо свинца / селитры использовали струйное воздушное охлаждение или горячий водный раствор с поверхностно активными веществами.

Разработанная технология опробована в условиях технико-экспериментальной базы ИЧМ НАНУ (однониточная), а также на ОАО «Орловский сталепрокатный завод» (многониточная).

На опытную партию были разработаны технические условия ТУ У 276.3-23365425-638.2008 «Дріт сталевий термічно оброблений», которыми регламентировались механические свойства, микроструктура и количество окалины.

На разработанную технологию и созданный технологический участок получены патенты на изобретения (патент на винахід України №86324 «Спосіб обробки сталевго дроту», патент на винахід України №88799 «Технологічна ділянка підготовки металу до холодної деформації»), заявителем и патентообладателем которых является ИЧМ НАНУ.

Разработанные Луценко В. А. рамках договорных, поисковых и ведомственных НИР режимы ТМО катанки для стальной проволоки малого диаметра различного назначения получили свое отражение в технических документах ПАО «АрселорМиттал Кривой Рог» СТИ 228-112-2008 «Производство катанки из легированных сталей для сварочной проволоки ответственного назначения», изменении №3 к режимам охлаждения проката в потоке проволочного стана 150-1 СПЦ-1, а также на ОАО «Белорусский

металлургический завод – управляющая компания холдинга Белорусская металлургическая компания» ТК 840-ПЗ-01-2007 (2002) к режимам двухстадийного охлаждения стальной катанки и изменении №11 к ЗТУ 840-03-2006.

Научно-исследовательские работы, в которых Луценко В. А. был руководителем:

- С.058.07 “Исследование и развитие научных и технологических основ комплексной технологии производства экономнолегированных (с уменьшенным содержанием Mo и Ni) низкоуглеродистых сталей для сварочной проволоки ответственного назначения”, (поисковая) № госрегистрации 0107U001713, Днепропетровск, 2007.

- ТМ.011.09 “Оценка возможности использования комбинированных способов удаления окалина для повышения технологических характеристик катанки-проволоки”, (поисковая) № госрегистрации 0109U002455, Днепропетровск, 2009.

- ОС.055.09 “Разработка комплексной технологии получения легированных сталей перспективного сортамента, предназначенных для изготовления катанки и сварочной проволоки малого диаметра”, (поисковая) № госрегистрации 0109U002459, Днепропетровск, 2009.

- ТМ.007.09 “Исследование влияния комбинированной термомеханической обработки на закономерности фазово-структурных превращений аустенита высокоуглеродистой стали различного химического состава для сверхвысокопрочной проволоки”, (ведомственная) № госрегистрации 0109U002451, Днепропетровск, 2011.

- ТМ.006.12 “Разработка научно обоснованных режимов комбинированной термической обработки сортового проката из легированной конструкционной стали“, (ведомственная) № госрегистрации 0112U001351, Днепропетровск, 2014.

- ВС 221.03 “Разработка и исследование технологии производства чистых по вредным примесям легированных и низкоуглеродистых сталей для сварочной проволоки с использованием комплексной рафинирующей обработки чугуна и конвертерного полупродукта”, (договорная) № госрегистрации 0103U007215, Днепропетровск, 2003.

- С.192.04 “Разработка и исследование технологии производства на проволочном стане 150-1 катанки диаметром 5,5 мм из легированных молибден- и никельсодержащих сталей, обеспечивающей повышение качества готовой металлопродукции”, (договорная) № госрегистрации 0104U005823, Днепропетровск, 2004.

- ТМ.244.05 “Разработка и исследование сквозной технологии производства канатной катанки из высокоуглеродистой стали по ДСТУ 3683-98, охлажденной после прокатки двухстадийным способом”, (договорная) № госрегистрации 0105U004580, Днепропетровск, 2005.

- ТМ.247.07 “Исследование технологий производства сортового проката и катанки в условиях РУП «БМЗ» и разработка предложений по ее

совершенствованию”, (договорная) № госрегистрации 0107U006777, Днепропетровск, 2007.

- ТМ 0249.08 “Исследование влияния термомеханической обработки с прокатного и отдельного нагрева на качественные характеристики металла”, (договорная) № госрегистрации 0108U002339, Днепропетровск, 2008.

Научно-исследовательские работы, в которых Луценко В. А. был ответственным исполнителем:

- ТМ 231-97 “Исследование и оптимизация режимов температурно-деформационной обработки катанки различного назначения на проволочном стане 150-1 комбината «Криворожсталь» с целью обеспечения требований национальных и международных нормативных документов”, (договорная) № госрегистрации 0197W006892, Днепропетровск, 1997.

- ТМ.007.03 “Взаимосвязь фазовых и структурных превращений с процессами окисления и обезуглероживания в углеродистой катанке”, (ведомственная) № госрегистрации 0103U005409, Днепропетровск, 2005.

Научно-технические проекты Национальной академии наук Украины:

- ПС.068.06 “Исследование и совершенствование технологии производства сортовых профилей и катанки в потоке современных мелкосортных и проволочных станов”, (конкурсная) № госрегистрации 0106U008278, Днепропетровск, 2006.

- ПС.011.07 “Развитие научных основ создания сквозных технологий металлургического производства, разработки рациональных технологических схем и выбора конструктивно – структурного состава оборудования современных производственных линий для получения металлопродукции массового и целевого назначения с заданным комплексом эксплуатационных свойств”, (конкурсная) № госрегистрации 0107U001704, Днепропетровск, 2011.

- ПС.064.07 “Разработка научно обоснованных практических предложений по совершенствованию производства катанки широкого размерного и марочного сортамента на современных высокоскоростных проволочных станах”, (конкурсная) № госрегистрации №0107U005051, Днепропетровск, 2007.

- ПС064.08 “Создание энергосберегающего и экологически чистого технологического участка для термической обработки металла для холодной деформации в профили простых и сложных сечений. Раздел 1. Создание технологического участка термической обработки металла с электроконтактным нагревом стальной заготовки для дальнейшего квазиизотермического охлаждения и очистки поверхности для холодной деформации в профили простых и сложных сечений”, (конкурсная) № госрегистрации 0108U004122, Днепропетровск, 2008.

Директор Института



Большаков В. И.

РУП «БМЗ»	ВТК 840-П13-1-2002	Ревизия 3	Страница 5	Страниц
-----------	--------------------	-----------	------------	---------

Приложение 1

Катанка стальная пружинная по ЗТУ 840-02-99

Катанка для металлокорда, РМЛ и бортовой проволоки по ЗТУ 840-03-2001

Катанка для металлокорда и бортовой проволоки по ТУ РБ 04778771-039-99

Катанка для металлокорда по ТУ 14-1-4752-89, по спецификациям к контрактам

Химический состав катанки должен соответствовать требованиям НД и спецификациям к контрактам для конкретной марки стали.

Температурные режимы нагрева горячекатаных заготовок 125x125 мм в нагревательной печи в зависимости от марки стали и профиля должны соответствовать требованиям таблицы 1 ВТИ 840-П13-2000.

Режимы двухстадийного охлаждения катанки на стане 150

Проф. мм	Марка Стали	Скорость п/блока, м/с	Т-ра перед блоком, °С	Т-ра после блока, °С	Т-ра после в/о, °С	Вентиляторы		Скорость Стельмера, м/с	Положение крышек Стельмера
						№ раб	% вкл.		
Ø5,5	70П - 80П, 70КО, 70К - 85К, 70КЗС - 85КЗС, 85КУ, 70Б - 85Б, 70КЧЛ, 70БЛ, 70К-В, 70В - 80В.	70-75	975	950	855±15	1-2	80	0,74; 0,86; 0,88; 0,88; 0,92	открыть
		76-80						0,76; 0,88; 0,90; 0,90; 0,94	
		81-85				3-7	65	0,80; 0,92; 0,94; 0,94; 0,98	
		86-90						0,98; 1,10; 1,12; 1,12; 1,16	
Ø6,5	70В - 80В, SKD70, 80БВ, 70РМЛ, 70РМЛЗС, 75РМЛЗС	70-75	975	950	855±15	1-2	100	0,90; 1,04; 1,06; 1,06; 1,10	открыть
		76-80						0,92; 1,06; 1,08; 1,08; 1,12	
		81-85				3-7	80	0,94; 1,08; 1,10; 1,10; 1,14	
		86-90						1,10; 1,16; 1,18; 1,18; 1,20	

Главным параметром процесса является температура после виткообразователя (в/о). Значения температур перед и после блока являются факультативными и необходимы для корректировки температуры катанки после виткообразователя.

С переднего конца мотка удаляется не менее 20, а с заднего – не менее 10 неохлаждённых и дефектных витков катанки.

Качество поверхности, микро, макро структура, механические свойства катанки должны соответствовать требованиям НД для конкретной марки стали.

Технологическая обрезь, полученная на стане, маркируется красным цветом и отгружается в копровый цех как лом группы К.

Начальник НТУ

А.Д. Шевченко

СОГЛАСОВАНО:

Начальник ОТК

С.И. Голомазов

Начальник СПЦ

Г.А. Курбатов

ЗАРЕГИСТРИРОВАНО: "15" 04 2002г.

Начальник БС

Н.Н. Воронина

РУП «БМЗ»	ВТК 840-П13-1-2001	Ревизия 3	с 15/04/2002г.
-----------	--------------------	-----------	----------------

РУП «БМЗ»	ТК 840-ПЗ-01-2002	Ревизия 0	Страница 22	Страниц
-----------	-------------------	-----------	-------------	---------

Приложение 15

Катанка для производства металлокорда для фирмы CZ VENA

Химический состав катанки должен соответствовать требованиям НД и спецификациям к контрактам для конкретной марки стали.

Температурные режимы нагрева горячекатаных заготовок 125x125 мм в нагревательной печи в зависимости от марки стали и профиля должны соответствовать требованиям таблицы 1 ТИ 840-ПЗ-01-2002.

Режимы двухстадийного охлаждения катанки

Проф. мм	Марка стали	Скорость из/блока, м/с	Т-ра за зоной 1, °С	Т-ра за зоной 2, °С	Т-ра после в/о, °С	Вентиляторы		Скорость цепи Стельмора, м/с	Положение крышек Стельмора
						№ раб.	% вкл.		
Ø5.5	75К	70 – 75	975	950	870 ± 15	1 – 2	75	0,79; 0,87; 0,96; 1,05; 1,10	1 – 6, 16 – 30 - открыты 7 – 15 - закрыты
		3				65			
		76 – 80				1 – 2	75	0,85; 0,93; 1,02; 1,12; 1,20	1 – 6, 16 – 30 - открыты 7 – 15 - закрыты
		3				70			
81 – 85	1 – 3	75	0,90; 0,99; 1,10; 1,20; 1,30	1 – 7, 16 – 30 - открыты 8 – 15 - закрыты					
86 – 90					0,94; 1,03; 1,13; 1,24; 1,30				

Главным параметром процесса является температура после виткообразователя (в/о). Значения температур за 1-й и 2-й зоной являются факультативными и необходимы для корректировки температуры катанки после виткообразователя. Допускается изменение скорости цепи «Стельмора», с целью обеспечения качественной укладки витков в бунтоприемнике.

С переднего конца мотка удаляется не менее 20, а с заднего – не менее 10 неохлажденных и дефектных витков катанки.

Качество поверхности, микро, макро структура, механические свойства катанки должны соответствовать требованиям контракта.

Технологическая обрезь, полученная на стане, маркируется красным цветом и отгружается в копровый цех как лом группы К.

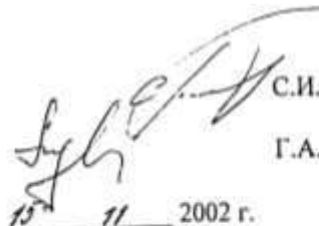
Начальник НТУ



А.Д. Шевченко

СОГЛАСОВАНО:

Начальник ОТК



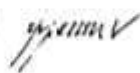
С.И. Голомазов

Начальник СПЦ

Г.А. Курбатов

ЗАРЕГИСТРИРОВАНО: " 15 / 11 / 2002 г.

Начальник БС




Н.Н. Воронина

РУП «БМЗ»	ТК 840-ПЗ-01-2002	Ревизия 0	с 15 / 11 / 2002г.
-----------	-------------------	-----------	--------------------

Приложение Н

РЕСПУБЛИКАНСКОЕ УНИТАРНОЕ ПРЕДПРИЯТИЕ
«БЕЛОРУССКИЙ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИЙ ЗАВОД»

УТВЕРЖДАЮ
И.о.первого заместителя
генерального директора по
перспективному развитию
технического директора


А.А.Сотников
«22» 01 2010 г.

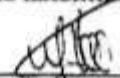
КАТАНКА СТАЛЬНАЯ СОРБИТИЗИРОВАННАЯ ДЛЯ
МЕТАЛЛОКОРДА, БОРТОВОЙ ПРОВОЛОКИ И
ПРОВОЛОКИ ДЛЯ РУКАВОВ ВЫСОКОГО ДАВЛЕНИЯ

Заводские технические условия
ЗТУ 840-03-2006
Изменение 11

Срок введения: с «25» 01 2010 г.


СОГЛАСОВАНО

Директор по качеству-
начальника ОТК



Е.А. Перетягина
«17» 01 2010 г.

РАЗРАБОТАНО

И.о.начальника ТУ


О.М.Кириленко
«27» 01 2010 г.

Зам. генерального директора
по метизному производству


И.А.Чернявский
«28» 01 2010 г.

г.Жлобин
2010 г.

ЗТУ 840-03-2006 с.2

Изменение 11

Настоящие заводские технические условия распространяются на катанку для металлокорда, бортовой проволоки и проволоки для рукавов высокого давления, сорбитизированную, прокатанную из высококачественной стали.

Ссылочные технические нормативные правовые акты (ТНПА) приведены в приложении В.

1 СОРТАМЕНТ

1.1 Катанку изготавливают диаметром 5,5 мм. Предельные отклонения по диаметру катанки не должны превышать $\pm 0,2$ мм.

1.2 Овальность катанки не должна превышать 0,3 мм.

2 ТЕХНИЧЕСКИЕ ТРЕБОВАНИЯ

2.1 Химический состав стали должен соответствовать требованиям таблицы 1.

2.2 Допускается неоднородность углерода в плавке от минимального значения до максимального не более 0,03 %.

2.3 Технические требования к горячекатаной заготовке:

2.3.1 Размеры, предельные отклонения горячекатаной заготовки 125x125 мм в соответствии с требованиями ЗТУ 840-01.

2.3.2 Макроструктура горячекатаной заготовки не должна иметь усадочной раковины, рыхлости, пузырей, трещин, расслоений, шлаковых включений и флокенов.

2.4 Технические требования к катанке:

2.4.1 Неметаллические включения в катанке не должны превышать следующих норм:

- недеформируемые включения (оксиды, силикаты хрупкие, силикаты недеформируемые) – максимальный размер 15 мкм для м/к и проволоки рукавов высокого давления, 20 мкм для бортовой проволоки из стали **65Б**, 70Б, 75Б, 80БВ 1 гр., 80БВ 2 гр., 85Б, 90Б. Для марки стали **70Б1** размер недеформируемых включений не регламентируется (**Измененная редакция, Изм.11**).

- деформируемые включения (сульфиды, силикаты пластичные) – максимальный размер 25 мкм для м/к и проволоки рукавов высокого давления, для бортовой проволоки размер включений не регламентируется (**Измененная редакция, Изм.11**).

ЗТУ 840-03-2006 с.3
Изменение 11

Таблица 1

Марка стали	Массовая доля элементов, %													Назначение катанки
	C	Mn	Si	P	S	Cu	Cr	Ni	Al	N ₂	не более			
											0,015	0,020		
45	0,43-0,50	0,50-0,60	0,170 0,37	0,015	0,020	0,20	0,10	0,15	0,015- 0,030	0,010	для проволоки для рукавов высокого давления обычной прочности			
65К	0,67-0,71	0,45-0,55	0,30	0,015	0,015	0,07	0,06	0,06	0,004	0,007	для металлокорда и проволоки для рукавов высокого давления обычной прочности			
70К	0,71-0,75	0,40-0,70	0,30	0,015	0,015	0,07	0,06	0,06	0,004	0,007	для металлокорда и проволоки для рукавов высокого давления обычной прочности			
75К	0,75-0,80	0,40-0,70	0,30	0,015	0,015	0,07	0,06	0,06	0,004	0,007	для высокопрочного металлокорда и проволоки для рукавов высокого давления			
85К	0,85-0,90	0,40-0,70	0,30	0,012	0,012	0,07	0,06	0,06	0,004	0,007	для сверхвысокопрочного металлокорда и проволоки для рукавов высокого давления			
90К	0,90-0,95	0,40-0,70	0,30	0,012	0,012	0,05	0,05	0,05	0,004	0,005	для сверхвысокопрочного металлокорда и проволоки для рукавов высокого давления			
65Б	0,67-0,71	0,40-0,60	0,30	0,016	0,016	0,12	0,10	0,12	0,005	0,007	для производства бортовой проволоки			
70Б	0,71-0,75	0,40-0,70	0,30	0,02	0,016	0,12	0,10	0,12	0,005	0,007	для бортовой проволоки			
70Б1	0,70-0,76	0,40-0,70	0,30	0,02	0,025	0,12	0,10	0,12	0,005	0,008	для производства бортовой проволоки ≤ 1,0 мм			
75Б	0,76-0,81	0,45-0,70	0,30	0,016	0,016	0,12	0,10	0,12	0,005	0,007	для высокопрочной бортовой проволоки			
80Б	0,80-0,85	0,40-0,70	0,30	0,016	0,016	0,12	0,10	0,12	0,005	0,007	для высокопрочной бортовой проволоки			
80БВ 1гр	0,78-0,81	0,27-0,33	0,30	0,016	0,016	0,12	0,17- 0,25	0,12	0,005	0,006	для высокопрочной бортовой проволоки			
80БВ 2гр	0,81-0,83	0,27-0,33	0,30	0,016	0,016	0,12	0,17- 0,25	0,12	0,005	0,006	для высокопрочной бортовой проволоки			
85Б	0,85-0,90	0,40-0,70	0,30	0,016	0,016	0,12	0,10	0,12	0,005	0,007	для высокопрочной бортовой проволоки			
90Б	0,86-0,90	0,27-0,33	0,30	0,012	0,012	0,05	0,21- 0,26	0,05	0,005	0,005	для высокопрочной бортовой проволоки			

Примечания

1 В сталях марок 65К, 70К, 75К, 85К суммарное содержание Cr+Ni+Cu ≤ 0,17%, в случае когда суммарное содержание Cr, Ni, Cu, находится в пределах 0,17 > Cr+Ni+Cu ≤ 0,19 % плавка назначается в производство с проведением анализа по технологичности сплавки металлокорда и набора статистических данных. В сталях марок 90К суммарное содержание Cr+Ni+Cu ≤ 0,15%, P+S ≤ 0,020%.

2 Содержание общего кислорода согласно п.3.6, факультативно

3 При переименовании по массовой доле углерода марок 80БВ 1 гр. на 80БВ 2 гр. (0,78 - 0,83 %), не считать пашку несоответствующей продукции.

Выделенным шрифтом (Изменения в редакции, И.М.11).

-максимальный размер деформируемых и недеформируемых включений в катанке сталей 85К и 90К предназначенной для изготовления сверхвысокопрочного металлокорда не должен превышать 10 мкм (Измененная редакция, Изм.10)

-размер включения нитридов титана – не более 5 мкм для м/к и проволоки рукавов высокого давления, 7мкм для бортовой проволоки.

2.4.2 Плотность неметаллических включений должна быть:

-для катанки под м/к и проволоку рукавов высокого давления из стали марок 70К и 75К - не более 1000 вкл/см² (среднее по 3 образцам), при максимальном значении на образце – 1200 вкл/см² (Измененная редакция, Изм. 8);

-для катанки под м/к и проволоку рукавов высокого давления из стали марок 85К и 90К - не более 500 вкл/см² (среднее по 3 образцам), при максимальном значении на образце – 700 вкл/см² (Измененная редакция, Изм. 11);

2.4.2.1 На катанке для производства металлокорда и проволоки для рукавов высокого давления содержание Al₂O₃ в неметаллических включениях должно быть не более 50 %. Допускается наличие включений с содержанием Al₂O₃ более 50% с плотностью не более 20 вкл/см² и размером не более 5 мкм (Измененная редакция, Изм.11).

2.4.3 Подусадочная неоднородность (подусадочная ликвация) в катанке, контролируемая в соответствии со шкалой приложения А, не должна превышать: 3 балла для стали марки 45, 65К, 70К, 75К, 85К, 90К, 80БВ, 80Б, 85Б, 90Б и 4 балла для стали марки 65Б, 70Б, 70Б1, 75Б (Измененная редакция, Изм.11).

2.4.4 В микроструктуре катанки допускается наличие пластинчатого перлита, видимого при увеличении 1000^x до 30% общей площади поперечного сечения образца, для стали марки 65К- до 40%, по МВИ 840-ЦЗЛ-523-2008. На стали марки 45 доля пластинчатого перлита не контролируется. Сорбит отпуска в поверхностном слое, мартенситные и троостомартенситные участки, свободный цементит в виде замкнутой сетки по границам перлитных зёрен в микроструктуре не допускаются (Измененная редакция, Изм.9)

ЗТУ 840-03-2006 с.5
Изменение 11

2.4.5 В макроструктуре катанки не допускается наличие несплошности обусловленной наличием трещин, расслоений, шлаковых включений.

2.4.6 На катанке для производства металлокорда обычной прочности и высокопрочного допускается наличие отдельных поверхностных дефектов механического происхождения (отдельные риски, царапины, отпечатки, рябизна) глубиной не более 0,10 мм, других поверхностных дефектов заполненных окалиной - глубиной не более 0,07 мм. На катанке для производства бортовой проволоки марок стали 65Б, 70Б, 75Б, 80Б, 80БВ 1гр., 80БВ 2гр., допускается наличие отдельных поверхностных дефектов, заполненной окалиной глубиной не более 0,10 мм. Для катанки стали 70Б1 допускается глубина поверхностных дефектов, в том числе заполненных окалиной, до 0,20 мм (Измененная редакция, Изм.11).

На катанке для производства сверхвысокопрочного металлокорда из сталей 85К и 90К допустимая глубина дефектов поверхности заполненных окалиной на катанке не более 0,05 мм (Измененная редакция, Изм.10). Для производства высокопрочной бортовой проволоки из стали 90Б групповые поверхностные дефекты (в том числе и заполненные окалиной) не допускаются. Допускаются единичные дефекты - не более 0,05 мм (один дефект на сечение). Многочисленные дефекты, если они не расположены группами - не более 0,03 мм (не более 3 дефектов на сечение). (Измененная редакция, Изм.5)

2.4.7 Максимальная глубина обезуглероженного слоя катанки не должна превышать 0,10 мм, для 70Б1 не более 0,12 мм. Полное обезуглероживание не допускается (Измененная редакция, Изм.11).

2.4.8 Масса окалины на поверхности катанки не должна превышать 6 кг на 1т катанки.

2.4.9 Механические свойства катанки в состоянии поставки должны соответствовать требованиям таблицы 2.

Таблица 2

Марка стали	Механические свойства			
	Граничные значения временного сопротивления разрыву σ_b , Н/мм ²	Цель, временное сопротивление разрыву σ_b , Н/мм ²	Относительное удлинение δ_5 , %	Относительное сужение ψ , %
65К	910-1090	-	12	38
70К	950-1140	-	11	35
75К	1005-1195	-	11	35
65Б	910-1090		11	35
70Б	950-1120	-	11	35
70Б1	950-1120		11	35
75Б	1005-1180	-	11	35
80Б	1070-1210	-	10	30
80 БВ	I группа	1070-1160	1115*	10
	II группа	1090-1180	1140*	10
85К, 85Б	1130-1270	-	9	28
90К	1165-1320	-	9	28
90Б	1180-1280	-	9	28
45	не менее 690		-	-

* Среднее арифметическое значение временного сопротивления разрыву на плавке в диапазоне значения цель $\pm 2,5\%$ являются стандартными.
(Измененная редакция, Изм.11)

Изменение к технологической карте ТК 840-ПЗ-01-2007
 Режимы двухстадийного охлаждения высокоуглеродистой катушки для металлокорда, бортовой и пружинной проволоки для скоростей прокатки
 более 100 м/с

Про- филь, мм	Марка стали	Скорость прокатки, м/с	Температура подката и катушки, °С		Вентиляторы		Скорость секций роллинга и цепи «Стельмор»			Положение крышек «Стельмор»	
			П/Б V	РКБ V	В/О V	№ раб	% вкл.	Мастер скорость, м/с	№ / % * с 1 по 12		№ / % * с 13 по 16
Ø5,5	70К, 80К, 70Б, 80Б, 80 БВ	100-105	980±25	980	930±15	1-2 3-7	75 70	1,05	1/6; 3,5/5; 7/4; 9/3; 11/3; 12/2; 2,4,6,8,10/0	13/-30 14/4 15/-25 16/4	4
	1-2 3-6					75 70					
	70П, 80П										Открыты 17-24 закрыты, остальные от- крыты

* Изменение линейной скорости перемещения секций и цепи в процентах + или - относительно начальной секции «мастер».
 Примечание: П/Б – проволочный блок, РКБ – редуциционно-калибровочный блок, В/О – виткообразователь.

Температура перед редуциционно-калибровочным блоком рекомендуемая. Качество поверхности, микро-, макроструктура, механические свойства катушки должны соответствовать требованиям НД для конкретной марки стали.

РАЗРАБОТАНО:

В.А. Луценко

СОГЛАСОВАНО:

от ОАО «БМЗ - управляющая компания холдинга БМК»

Начальник ТУ

М. А. Муриков

Начальник ИЦ

В. А. Венгура

Начальник ОТК

И. Л. Кириленко

Начальник СПЦ

П. А. Бобков

РАСЧЕТ
ожидаемого экономического эффекта

Разработка изменений к ТК 840-ПБ-01-2007. Внедрение рациональных энергосберегающих режимов сорбитизации катанки на стане 150 ОАО БМЗ

Дата внедрения: декабрь 2012 года

Внедрение работы произведено: в СПЦ на стане 150

Технический эффект: Энергосберегающие режимы сорбитизации катанки высокоуглеродистой марки стали в потоке стана 150 с экономией на линии «Стелмор» потребляемой электроэнергии не менее 1,25кВт*час/т.

В результате выполнения использования новых режимов обеспечит среднюю экономию электроэнергии при сорбитизации катанки: 70К – 1,80кВт*час/т; 80К – 1,83кВт*час/т; 70Б – 1,81кВт*час/т; 80Б(БВ) – 1,82кВт*час/т; 70П – 1,61кВт*час/т, что обеспечивает выполнение условий технического задания (не менее 1,25 кВт*час/т).

Экономический эффект: Снижение количества потребляемой электроэнергии на стане 150 при прокате кордовой, бортовой и пружинной катанки.

Исходные данные: Объем производства кордовых марок стали за 10 месяцев 2012г. (данные технического отчета): 70Б -10600т, 80Б-3262т, 80БВ-3027т, 70К-37116т, 80К-71560т, 70П-5281т. Стоимость электроэнергии за 10 месяцев 2012г. - 1096144руб/кВт*час

Расчет ожидаемого экономического эффекта от снижения расхода электроэнергии:

$$\begin{aligned} \text{Э} &= [(10600\text{т} * 1,81\text{кВт*час/т}) + (3262\text{т} + 3027\text{т}) * 1,82\text{кВт*час/т} + (37116\text{т} * \\ &1,8\text{кВт*час/т}) + (71560\text{т} * 1,83\text{кВт*час/т}) + (5281\text{т} * 1,61\text{кВт*час/т})] * 1096,144\text{руб/кВт*час} \\ &= 259674321 \text{ руб.} \end{aligned}$$


По курсу за 10 месяцев 8293 руб./USD экономический эффект составит 31312 USD.

 Начальник УПЭА

Начальник ТУ 

Начальник СПЦ

Начальник ПЭБ СПЦ

Ст. научный сотрудник
Института черной металлургии
НАН Украины 

А.В.Полонейчик

М.А.Муриков

П.А.Бобков

Л.В.Баньковска

В.А.Луценко