

Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение
высшего образования
«Магнитогорский государственный технический
университет им. Г.И. Носова»

На правах рукописи

ЧИКИШЕВ Денис Николаевич



**СОЗДАНИЕ КОМПЛЕКСА НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИХ РЕШЕНИЙ
ДЛЯ ПРОИЗВОДСТВА ТОЛСТОЛИСТОВОГО ПРОКАТА
ИЗ МИКРОЛЕГИРОВАННЫХ ТРУБНЫХ СТАЛЕЙ НА ОСНОВЕ
ЭФФЕКТИВНОЙ ТЕХНОЛОГИЧЕСКОЙ КОМПЕНСАЦИИ**

Научная специальность 05.16.05 – Обработка металлов давлением

Диссертация
на соискание ученой степени
доктора технических наук

Научный консультант –
Заслуженный деятель науки РФ,
доктор технических наук, профессор
Салганик Виктор Матвеевич

Магнитогорск – 2021

ОГЛАВЛЕНИЕ

Введение	7
Глава 1. Состояние и основные направления развития процессов получения микролегированных трубных сталей (МЛТС) и толстолистового проката (ТЛП) как элементов технологической системы «МЛТС-ТЛП»	17
1.1. Потребности нефтегазового комплекса страны в трубах большого диаметра (ТБД) и стратегическое значение этой отрасли	17
1.2. Существующие и перспективные требования потребителей к механическим свойствам и структуре ТЛП из МЛТС	28
1.3. Роль химической композиции и технологий обработки в системном формировании структуры и комплекса свойств ТЛП из МЛТС	39
1.4. Металлургическая концепция получения микролегированных трубных сталей и ТЛП для нефтегазового комплекса	50
1.5. Представление технологий производства микролегированных трубных сталей и толстолистового проката как элементов технологической системы «МЛТС-ТЛП»	63
1.6. Методологические подходы к решению системных научно-производственных задач	72
1.7. Формулировка цели и постановка задач диссертационной работы ...	85
Глава 2. Разработка методологии эффективной технологической компенсации для совершенствования технологической системы «МЛТС-ТЛП»	88
2.1. Формирование системной концепции достижения требуемого уровня свойств и признаков выпускаемой продукции	88
2.2. Разработка методологии эффективной технологической компенсации как инструмента совершенствования технологической системы «МЛТС-ТЛП»	94

2.3. Принципы функционирования методологии эффективной технологической компенсации в системе «МЛТС-ТЛП»	107
2.4. Принципы построения комплекса математических и физических моделей описания технологической системы «МЛТС-ТЛП»	113
Выводы по главе 2	129
Глава 3. Применение разработанной методологии для получения ТЛП из экономнолегированных трубных сталей с высоким комплексом прочностных, пластических и вязких свойств	131
3.1. Алгоритм применения методологии эффективной технологической компенсации для решения задачи получения ТЛП из экономнолегированных трубных сталей с высоким комплексом свойств	131
3.2. Анализ возможностей материалосбережения при разработке экономнолегированных трубных сталей	137
3.3. Построение комплекса математических и физических моделей процесса термомеханической прокатки ТЛП при снижении содержания легирующих элементов в МЛТС	143
3.4. Моделирование и анализ возможных технологических воздействий на структуру МЛТС и свойства ТЛП при термомеханической обработке и ускоренном охлаждении	151
3.5. Промышленное опробование, коррекция и внедрение разработанных технологических решений получения ТЛП из экономнолегированных трубных сталей	165
3.6. Моделирование и исследование технологии двойного нагрева для получения высоких показателей вязких свойств трубного проката	175
Выводы по главе 3	182
Глава 4. Создание эффективных системных решений по предотвращению образования и развития прикромочных трещин толстолистового проката	185

4.1. Алгоритм применения разработанной методологии для создания эффективных системных решений по управлению процессом трещинообразования при производстве ТЛП	185
4.2. Анализ данных по основным поверхностным дефектам непрерывнолитых слябов и ТЛП из МЛТС	191
4.3. Адаптация конечно-элементной модели к случаю описания напряженно-деформированного состояния металла при наличии поверхностных трещин	198
4.4. Математическое моделирование трансформации поверхностных трещин сляба при толстолистовой прокатке	201
4.4.1. Моделирование трансформации продольной осевой трещины сляба	201
4.4.2. Моделирование трансформации поперечной осевой трещины сляба	202
4.4.3. Моделирование трансформации продольной кромочной трещины	204
4.4.4. Моделирование трансформации поперечной кромочной трещины	206
4.4.5. Моделирование трансформации ребровой трещины	208
4.4.6. Моделирование поведения поперечной трещины на боковой грани	210
4.4.7. Моделирование поведения продольной трещины на боковой грани	211
4.5. Исследование и описание механизма перемещения трещины с торцевой грани сляба на лицевые поверхности толстолиствого проката	213
4.6. Создание комплекса эффективных системных решений по предотвращению образования и движения прикромочных трещин	220
4.6.1. Исследование и выбор наиболее эффективных воздействий, блокирующих движение трещин	220
4.6.2. Опробование и коррекция разработанных воздействий для компенсационного торможения перемещения трещин при производстве ТЛП из микролегированных трубных сталей	226

4.6.3. Опробование и коррекция разработанных технологических решений с оценкой полученных результатов	232
Выводы по главе 4	235
Глава 5. Минимизация негативного проявления ski-эффекта при контролируемой прокатке микролегированных трубных сталей	237
5.1. Алгоритм применения методологии эффективной технологической компенсации для решений по минимизации негативного проявления ski-эффекта при толстолистовой прокатке МЛТС	237
5.2. Вертикальный изгиб переднего участка ТЛП и причины его возникновения при горячей прокатке	244
5.3. Разработка и адаптация математической модели и алгоритма для описания и исследования процесса производства ТЛП с вертикальным изгибом переднего участка листа	248
5.4. Математическое моделирование и анализ причин вертикального изгиба переднего участка раската на черновой стадии производства ТЛП .	255
5.5. Исследование вертикального изгиба переднего участка раската на чистовой стадии толстолистовой прокатки	267
5.6. Разработка технологических мероприятий для уменьшения вертикального изгиба передних участков ТЛП	275
Выводы по главе 5	280
Глава 6. Создание комплекса технологических решений по производству высококачественных МЛТС и ТЛП со сниженной осевой химической неоднородностью	282
6.1. Алгоритм применения методологии эффективной технологической компенсации для решения задачи производства стали и проката со сниженной осевой химической неоднородностью в технологической системе «МЛТС-ТЛП»	282

6.2. Разработка модели для описания геометрической трансформации области осевой химической неоднородности металла в процессе производства ТЛП	289
6.3. Моделирование технологического процесса производства ТЛП с изучением влияния основных параметров на геометрическую трансформацию области химической неоднородности в прокатываемом металле	297
6.4. Научное обоснование и разработка рекомендаций по совершенствованию сквозной технологии производства МЛТС и ТЛП	303
6.5. Анализ опытно-промышленных партий ТЛП из непрерывнолитых МЛТС, полученных по усовершенствованным режимам производства ...	318
Выводы по главе 6	322
Заключение	324
Список литературы	329
Приложения	373

ВВЕДЕНИЕ

Актуальность темы

Российская Федерация остаётся крупнейшей мировой державой, обеспечивающей топливно-энергетическими ресурсами многие страны. Объёмы добычи и транспортировки экологически чистого «голубого топлива» – природного газа – остаются на достаточно высоком уровне и продолжают расти, несмотря на серию санкционных мероприятий в отношении нашего государства. Идёт непрерывное освоение новых рубежей добычи газа, подчас с суровыми геолого-климатическими условиями. Продолжается строительство стратегических магистральных газопроводов «Сила Сибири», «Северный поток-2», «Турецкий поток», «ТАПИ», развитие северного мегапроекта «Ямал», Восточной газовой программы, а также освоение российского шельфа Арктики и Дальнего Востока.

Указанное выше говорит о высокой и растущей потребности газовой отрасли топливно-энергетического комплекса (ТЭК) России в наиболее ответственном виде металлопродукции – трубах большого диаметра (ТБД). Для удовлетворения потребностей ПАО «Газпром» и других энергетических компаний необходим высококачественный толстолистовой прокат (ТЛП) из микролегированных трубных сталей (МЛТС). Уровень свойств такой продукции предварительно формируется и последовательно изменяется на стадиях выплавки, доводки и непрерывной разливки МЛТС, и далее в процессах нагрева, прокатки и охлаждения ТЛП.

Таким образом, «МЛТС-ТЛП» – это сложная технологическая система, в которой реализуется многофакторный процесс последовательного формирования требуемых показателей качества полупродукта и готовой продукции. Диктуемое потребителями повышение комплекса требований к металлопродукции в сочетании с необходимостью обеспечения роста эффективности производства влечёт за собой неизбежный риск недостижения целевых показателей качества. В этих условиях особенно возрастает роль завершающих

процессов технологической системы – непрерывной разливки кристаллизуемой слябовой заготовки и её контролируемой прокатки. Более того, прокатная составляющая системы должна выполнять и важную компенсационную функцию в случае возможного отклонения некоторых характеристик полупродукта.

Для совершенствования технологической системы «МЛТС-ТЛП» в контексте обозначенной проблемы должна быть сформулирована концепция эффективного компенсационного воздействия, что требует разработки особого инструментария для научного анализа и решения технологических задач. Мы называем такой инструментарий методологией эффективной технологической компенсации. Данная методология включает совокупность взаимосвязанных научных приёмов, методов, алгоритмов и программ для анализа и синтеза эффективных технологических решений в системе «МЛТС-ТЛП».

Применение нового научного подхода позволило перейти к решению ключевых системных задач, связанных с получением толстолистового проката из микролегированных трубных сталей с реализацией эффективных ресурсосберегающих технологий производства.

Научная новизна диссертационной работы заключается в следующем:

1) Разработан новый научный подход совершенствования технологии производства толстолистового проката из микролегированной трубной стали, заключающийся в определении наиболее эффективного компенсационного воздействия на систему через комплекс технологических параметров температурно-деформационной обработки металла на этапах формирования непрерывнолитой заготовки и листа с целью обеспечения требуемых механических свойств продукции. В основе подхода стоит контроль химического состава и характеристик микролегированной трубной стали на ранних стадиях производства для корректировки последующих режимов обработки металла (нагрева под прокатку, режимов деформации по проходам, режимов термо-механической обработки и ускоренного охлаждения толстолистового проката) с применением комплексного критерия ресурсосбережения.

2) Установлены зависимости механических свойств толстолистого проката, таких как прочность, пластичность, вязкость (ИПГ) от химического состава, в том числе микролегирующих элементов трубных сталей категорий прочности К56-К65 в диапазоне изменения технологических параметров контролируемой горячей прокатки, на основе которых сформулированы принципы эффективной технологической компенсации, состоящие в интенсификации температурно-деформационных воздействий в случае снижения (в 2-4 раза) содержания микролегирующих элементов в трубных сталях, повышенного (на 5-10%) уровня осевой химической неоднородности, наличия поверхностных дефектов (трещин) и температурного градиента (15-20°C и более) по толщине непрерывнолитого сляба.

3) Разработан и реализован комплекс математических и физических моделей на основе конечно-элементного, нейросетевого и фрагментарного методов, отличающийся возможностью определения эффективных компенсационных технологических воздействий в системе производства толстолистого проката из микролегированных трубных сталей:

– толстолистной термомеханической прокатке непрерывнолитых слябов из экономнолегированных трубных сталей классов прочности К56-К65 со сниженным содержанием легирующих элементов (ванадия, ниобия, никеля и др.) с учётом допустимого изменения деформационных и температурных воздействий на металл для достижения высокого комплекса прочностных, пластических и вязких свойств проката;

– толстолистной прокатке непрерывнолитых слябов с поверхностными трещинами (продольными, поперечными и угловыми), трансформирующимися в дефекты листа с учётом фактора формы очага деформации и особенностей перемещения металла на лицевые поверхности раската вследствие температурной асимметрии;

– асимметричной толстолистной прокатке непрерывнолитых слябов с неравномерным распределением температуры по толщине заготовки, приводящей к повышенной подгибке раската с учётом влияния фактора формы

очага деформации, уровня критического обжатия и рассогласования скоростей рабочих валков на напряжённо-деформированное состояние металла;

– толстолистовой прокатке непрерывнолитых слябов с повышенным уровнем осевой химической неоднородности, трансформирующейся в дефекты листа с учётом интенсивности предварительного мягкого обжатия кристаллизующейся заготовки и температурно-деформационных воздействий на металл при контролируемой прокатке.

4) Предложен новый подход, состоящий в определении рациональных технологических параметров толстолистовой контролируемой прокатки для компенсации целенаправленного снижения содержания легирующих элементов в стали, отличающийся возможностью разработки компенсационных температурно-деформационных воздействий (интенсификации режимов черновой прокатки и ускоренного охлаждения в 1,2-1,5 раза) при производстве листов толщиной до 34,6 мм с повышенным (на 15%) комплексом прочностных, пластических и вязких свойств из экономнолегированных трубных сталей классов прочности K56-K65 со сниженным (до 75%) содержанием марганца, хрома, ниобия, ванадия, меди и никеля.

5) Разработана методика поиска ресурсосберегающих режимов толстолистовой прокатки непрерывнолитых слябов из микролегированной трубной стали, обеспечивающая сокращение (на 20-30 мм) величины обрезки боковых кромок толстолиствого проката за счёт блокирующих воздействий на движение поверхностных трещин путём уменьшения коэффициента вытяжки (до 1,12-1,22) при разбивке ширины, снижения параметра формы очага деформации (до 0,75) на черновой и чистовой стадиях контролируемой прокатки, а также применения компенсирующей схемы поперечной прокатки.

6) Получено теоретическое обоснование определения компенсирующих режимов асимметричного деформирования непрерывнолитого сляба с температурным градиентом (15-20°C и более) по толщине, минимизирующих ски-эффект на переднем участке толстолиствого раската за счёт рассогласования скоростей рабочих валков (до 15%) в зависимости от соотношения сте-

пени деформации, величины критического обжатия за проход, положения нейтральной точки, толщины раската и температуры по сечению металла.

7) Развита технология об интенсификации деформационного воздействия на центральные слои металла при производстве толстолистового проката из непрерывнолитых слябов с повышенным (на 5-10%) уровнем осевой химической неоднородности за счёт разработки компенсирующих режимов дифференцированного мягкого обжатия по ширине кристаллизующейся заготовки и переменной деформации по длине прокатываемого металла с максимизацией прикладываемой нагрузки в средней части раската.

Практическая значимость результатов заключается в следующем:

1. Разработан рациональный химический состав трубной стали класса прочности K56, микролегированной бором, со снижением содержания марганца на 17 (отн.)%, хрома – на 50 (отн.)% и ниобия – на 40 (отн.)% при сохранении требуемого уровня механических свойств ТЛП (патент РФ № 2593803);

2. Разработана и внедрена технология производства ТЛП из экономнолегированных трубных сталей со сниженным в два раза содержанием ванадия, обеспечивающая получение ТЛП класса прочности K60 толщиной 15,7-23,9 мм по ТУ 14-101-725-2009 и ТУ 14-101-5574-2009 с требуемым уровнем механических свойств (патент РФ № 2583973);

3. Разработана ресурсосберегающая технология производства ТЛП толщиной 25,8-34,6 мм по ТУ 14-101-725-2009 и ТУ 14-101-944-2013 из экономнолегированных трубных сталей класса прочности K52 (X56), K60 (X70) и DNV SAWL 485 с повышенной на 15% хладостойкостью в усовершенствованной технологической системе «МЛТС-ТЛП» (патент РФ № 2477323).

4. Разработана и внедрена в условиях ПАО «ММК» технология, реализующая принцип металлосбережения путём уменьшения на 20 мм норм обрези боковых кромок на основе компенсирующих воздействий, блокирующих движение трещин за счёт рационального значения коэффициента вытяжки (1,12-1,22) при разбивке ширины, снижения параметра формы очага дефор-

мации до 0,75 и применения схемы поперечной прокатки (патент РФ № 2490080).

5. Разработана и внедрена в ПАО «ММК» технология, позволившая стабилизировать процесс получения ТЛП из непрерывнолитых заготовок с неравномерной температурой металла по сечению за счёт минимизации ски-эффекта на переднем участке раската путём применения компенсирующих асимметричных режимов деформирования с рассогласованием скоростей рабочих валков в диапазоне 0,1-15,0% в зависимости от соотношения степени деформации, величины критического обжатия за проход, толщины раската и температуры металла (патент РФ № 2486974).

6. Разработана и внедрена в ПАО «ММК» сквозная технология производства ТЛП из непрерывнолитых слябов с повышенным уровнем осевой химической неоднородности, позволившая повысить механические свойства ТЛП в среднем на 12,6% на основе компенсирующего перераспределения обжатий по ширине кристаллизующегося сляба и дифференцированной степени деформации по длине раската (НИОКР по договору № 229991).

7. Основные результаты диссертационной работы получены и внедрены в промышленное производство при выполнении научно-исследовательских работ в рамках хоздоговорной тематики между МГТУ и ММК (семь завершённых НИОКР).

8. Значимость результатов диссертационного исследования подтверждается успешным выполнением госбюджетных работ: государственного задания на выполнение НИР в сфере научной деятельности, АВЦП «Развитие научного потенциала высшей школы», ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России», комплексного проекта по созданию высокотехнологичного производства, программы стратегического развития ФГБОУ ВО «МГТУ им. Г.И. Носова».

9. Способы производства ТЛП из МЛТС, включающие экономнолегированные химические составы стали и компенсирующие технологические

воздействия на процессы получения заготовок и проката, защищены пятью патентами РФ.

10. Суммарный экономический эффект от внедрения новых технологических решений, полученных по результатам работы, в условиях действующего промышленного производства составил более 175 млн рублей.

Методология и методы исследования

Основным научным подходом в диссертационной работе является методология эффективной технологической компенсации. В работе выполнен анализ и обобщение результатов математического и физического моделирования, а также промышленных экспериментов. В качестве материалов для проведения обширных исследований использовались непрерывнолитые заготовки и ТЛП из МЛТС классов прочности K56-K65.

Теоретическая часть работы выполнена с применением современных методов математического моделирования – метода конечных элементов с использованием специализированных инженерных программных комплексов Deform, Abaqus и Ansys, а также нейросетевого моделирования с использованием программного комплекса Statistica. Для подтверждения адекватности применяемых моделей и лабораторного исследования использовали физическое моделирование с применением специализированного оборудования ИЦ «Термодеформ-МГТУ» – плавильной печи ИСТ-0,03/0,05 И1 с двумя плавильными узлами, промежуточным ковшом и изложницей, вакуумной печи (ZG-0,06L) с машиной непрерывного литья заготовок, камерной печи ПКМ 3.6.2/12.5, гидравлического пресса П6334 и реверсивного стана «Дуо 500» горячей прокатки, совмещённого с установкой ускоренного контролируемого охлаждения. Промышленные эксперименты проводились в условиях ПАО «ММК».

Положения, выносимые автором на защиту:

1) Новый научный подход совершенствования технологии производства толстолистового проката из микролегированной трубной стали, заключающийся в определении наиболее эффективного компенсационного воздей-

ствия на систему через комплексный критерий ресурсосбережения в процессах температурно-деформационной обработки металла;

2) Зависимости механических свойств толстолистового проката от химического состава микролегированных трубных сталей категорий прочности К56-К65 в диапазоне изменения технологических параметров контролируемой горячей прокатки, а также принципы эффективной технологической компенсации для случаев снижения содержания микролегирующих элементов, повышенного уровня осевой химической неоднородности, наличия поверхностных дефектов и температурного градиента по толщине непрерывнолитого сляба;

3) Комплекс математических и физических моделей на основе конечно-элементного, нейросетевого и фрагментарного методов с возможностью определения эффективных компенсационных технологических воздействий в системе производства толстолистового проката из микролегированных трубных сталей;

4) Новый подход, состоящий в определении рациональных технологических параметров толстолистовой контролируемой прокатки для компенсации целенаправленного снижения содержания легирующих элементов в трубных сталях классов прочности К56-К65;

5) Методика поиска ресурсосберегающих режимов толстолистовой прокатки непрерывнолитых слябов из микролегированной трубной стали, обеспечивающая сокращение величины обрезки боковых кромок толстолистового проката;

6) Теоретическое обоснование определения компенсирующих режимов асимметричного деформирования непрерывнолитого сляба с температурным градиентом по толщине, минимизирующих ski-эффект на переднем участке толстолистового раската;

7) Положения об интенсифицировании деформационного воздействия на центральные слои металла при производстве толстолистового проката из

непрерывнолитых слябов с повышенным уровнем осевой химической неоднородности.

Степень достоверности и апробация результатов

Достоверность результатов, достигнутых в диссертационном исследовании, обеспечивается применением аппарата математических моделей, базирующихся на современных достижениях в области теории ОМД, физики металлов и металловедения, а также методов компьютерного моделирования технологических процессов; большим объемом данных физических и промышленных экспериментов, испытаний механических свойств, а также применением статистической обработки данных по общепризнанным методикам.

Основные положения диссертационной работы успешно апробировались на конференциях и конгрессах различного уровня: Международной научно-технической конференции «Инновационные технологии обработки металлов давлением» (г. Москва, 2011 г.), V конференции молодых специалистов «Перспективы развития металлургических технологий» (г. Москва, 2014 г.), Международном научно-техническом конгрессе «ОМД 2014» (г. Москва, 2014 г.), VI-XI Конгрессах прокатчиков (Череповец, Липецк, Москва, Магнитогорск, 2005-2017 гг.), Международной научно-технической конференции «Современные металлические материалы и технологии» (г. Санкт-Петербург, 2009 г.), Международной научно-практической конференции «Инженерные системы» (г. Москва, 2010 г.), Международной научно-практической конференции «Трубы» (г. Челябинск, 2014-2016 гг.), Международной конференции молодых специалистов «Металлургия XXI века» (г. Москва, 2005-2007 гг.), Международной научно-технической конференции «Современные достижения в теории и технологии пластической обработки металлов» (г. Санкт-Петербург, 2007 г.), Международной научно-технической конференции «Актуальные проблемы современной науки, техники и образования» (г. Магнитогорск, 2011-2019 гг.), METAL 2019 - 28th International Conference on Metallurgy and Materials и др. конференциях.

Внедрение результатов диссертационных исследований. Результаты диссертационной работы в виде новых технологических решений внедрены в промышленных условиях ПАО «ММК», используются при проведении научно-исследовательской работы обучающихся, чтении специальных дисциплин по направлению «Металлургия» в ФГБОУ ВО «МГТУ им. Г.И. Носова».

Личный вклад автора. Результаты диссертационной работы и научные положения, выносимые на защиту, основываются на многочисленных исследованиях под руководством и с активным участием автора при проведении НИР в рамках хоздоговорных и госбюджетных тематик. Личный вклад соискателя состоит в постановке цели и задач исследования, обоснованном выборе методов решения научно-технических и технологических проблем, создании комплекса моделей, анализе и интерпретации результатов численного и физического моделирования, проведении лабораторных и производственных экспериментальных исследований, формулировке основных положений и выводов. Опытно-промышленное опробование, коррекция и внедрение в производство разработанных новых технологических решений осуществлялось при непосредственном участии автора.

Благодарности. Автор выражает огромную благодарность за ценные советы и замечания всем, кто помогал в подготовке диссертации, особенно О.Н. Тулупову, А.Б. Моллеру, М.И. Румянцеву, А.М. Песину, С.И. Платову, С.В. Денисову, М.П. Барышникову.

Глава 1. СОСТОЯНИЕ И ОСНОВНЫЕ НАПРАВЛЕНИЯ РАЗВИТИЯ ПРОЦЕССОВ ПОЛУЧЕНИЯ МИКРОЛЕГИРОВАННЫХ ТРУБНЫХ СТАЛЕЙ (МЛТС) И ТОЛСТОЛИСТОВОГО ПРОКАТА (ТЛП) КАК ЭЛЕМЕНТОВ ТЕХНОЛОГИЧЕСКОЙ СИСТЕМЫ «МЛТС-ТЛП»

1.1. Потребности нефтегазового комплекса страны в трубах большого диаметра (ТБД) и стратегическое значение этой отрасли

Газотранспортная система России является крупнейшей в мире и включает в себя большое количество объектов по добыче, переработке, хранению и транспортировке газа [1-7]. Инфраструктура этой системы состоит из трубопроводов общей протяжённостью более 170 тысяч километров, крупных подземных хранилищ, компрессорных станций, а также современных комплексов по переработке газа. Большая часть магистральных трубопроводов имеет диаметр 1020 и 1420 мм и рассчитана на рабочее давление 5,5-9,8 МПа. Ежегодный объём транспортировки газа составляет более 550 млрд м³ в год [8-13].

Трубопроводы составляют основу системы транспортировки углеводородного сырья и играют большую роль в развитии нефтегазового комплекса страны [1-4, 6-7, 14]. По магистральным трубопроводам перемещается 100% добываемого газа, 80% нефти и более 20% продукции нефтепереработки. Производство сварных ТБД для магистральных газопроводов – важнейшая составляющая топливно-энергетической отрасли народного хозяйства страны [8-10, 15-18]. Следует отметить, что в России более половины протяженности магистральных газопроводов укомплектованы ТБД [10, 12-13, 16-19].

Современные магистральные газопроводы – это высоконагруженные электросварные конструкции, работающие в экстремальных условиях под действием внутреннего давления газа в трубах и внешних неблагоприятных условий: низкой температуры окружающей среды, сейсмоактивности, общей и стресс-коррозии, развивающейся при сложном взаимодействии механиче-

ских и электрохимических факторов [1-2, 14, 20-23]. Так, трубопроводы нового поколения должны выдерживать следующие эксплуатационные условия [3, 6-8, 10, 24-25]:

- температура окружающей среды – до минус 60°С и ниже;
- рабочее давление газа для наземных участков – до 15 МПа, для морских – до 25 МПа;
- существенное агрессивное воздействие внутренней и внешней среды на материал ТБД;
- сейсмичность земной поверхности – до 9 баллов и др. [12, 24-29].

Большое значение для нормального развития и функционирования российской трубной промышленности играет состояние внутреннего и внешнего рынков трубопроводов, газа и нефти [3-8, 30]. В зарубежные страны экспортируется почти четвертая часть производимых в стране труб. На внутреннем рынке имеется растущий спрос с учетом лидирующих позиций России в области добычи нефти и газа, больших расстояний их транспортировки, а также реализации ряда крупных проектов по прокладке и замене трубопроводов [9-10, 13, 19, 31-33]. По прогнозам экспертов-аналитиков эта тенденция сохранится в ближайшие годы [10, 13, 19, 31-34].

Энергетическая стратегия Российской Федерации до 2030 года предполагает дальнейшее расширение добычи, внутреннего потребления и экспорта газа, а его доля в топливно-энергетическом балансе страны может превысить 57% [7-10, 17, 30, 35]. Такая глобальная тенденция, в свою очередь, предусматривает развитие транспортной инфраструктуры этой отрасли: реконструкцию действующих и строительство транзитных газотранспортных систем на территории России, Белоруссии, Литвы, Польши, Румынии, Болгарии, Турции, Китая, Кореи и других стран [3, 5-8, 30, 36].

Строительство новых трубопроводных систем, а также проекты по замене некоторых участков существующих суммарно увеличивают спрос на сварные ТБД [1-3, 5, 8-9, 37]. Внутренний спрос в России на такую продукцию составляет 2,5-3,0 млн тонн в год и по прогнозам специалистов потреб-

ность будет увеличиваться. По оценкам экспертов в ближайшее десятилетие основной сортамент потребления составят трубы диаметром 1067-1420 мм, а общая потребность ПАО «Газпром» в ТБД составит более 7 млн тонн в год [8-9, 11, 17-18, 37-38].

Экономические санкции также сыграли свою «положительную» роль – доля импортных поставок ТБД уменьшается и в конечном итоге может составить около 8,5% от общего объема. Стабильно высокой является и ежегодная востребованность заготовок для ТБД: с учетом экспорта объем ТЛП составляет более 6 млн тонн. Всё это подчеркивает дальнейшую благоприятную перспективу развития отечественного рынка МЛТС, ТЛП и ТБД [6-7, 11, 17, 30, 32-33].

Тем не менее, имеющиеся мощности по производству труб являются сильно недозагруженными [6-10, 15, 17]. По данным Фонда развития трубной промышленности использование Российских мощностей указанной отрасли составляет всего 36% [29, 31, 39-43]. Для решения этой проблемы в последние годы были запущены крупные инвестиционные проекты:

- толстолистовой стан 5000 ПАО «ММК» (стоимостью 1,4 млрд дол.);
- Ижорский завод «Северсталь» (600 млн дол.);
- стан 5000 Выксунского металлургического завода (1,5 млрд дол.);
- цех «Высота 239» Челябинского ТПЗ (880 млн дол.) [34, 40-45].

Успешный запуск этих объектов позволяет говорить о большом потенциале трубной промышленности, перспективах полного отказа от продукции иностранных производителей и вероятном увеличении загруженности производственных мощностей [10, 17, 31-34, 46].

Крупнейшими производителями ТБД в России в настоящее время являются следующие предприятия:

- Челябинский трубопрокатный завод;
- Выксунский металлургический завод;
- Волжский трубный завод;
- Ижорский трубный завод;

- Трубная металлургическая компания;
- Череповецкий трубопрокатный завод и др. [1-2, 8-9, 31, 34].

Продукцию этих предприятий в основном потребляют глобальные энергетические компании – ПАО «Газпром» и «Транснефть», которым трубы необходимы для строительства новых газопроводов и продолжения работ по реконструкции существующих нефтегазовых систем [1-3, 5, 21, 36, 47]. Наиболее крупными проектами по строительству магистральных нефте- и газопроводов на сегодняшний день являются: «Сила Сибири», «Северный поток-2», «Турецкий поток», «ТАПИ», «Сахалин», «Восточная газовая программа», а также освоение российского шельфа Арктики и Дальнего Востока [25, 48-53].

Активная разведка углеводородных ресурсов за Полярным кругом привела к открытию гигантской Баренцево-Карской нефтегазоносной провинции [3, 10, 19, 24, 54-56]. При этом разведано более 10 месторождений, в том числе такие гиганты, как Штокмановское месторождение с запасами газа более 3 трлн. м³, Ленинградское, Русановское и газонефтяное Приразломное. От Штокмановского месторождения в Карском море целесообразно строительство на глубине более 300 м подводного газопровода диаметром 1020-1220 мм, рассчитанного на давление газа 10-15 МПа, протяженностью морской части более 500 км и сухопутной части – 1160 км [10, 19, 24, 54-57].

В соответствии с программой освоения ресурсов нефти и газа на шельфе арктических морей добыча одного только газа должна быть доведена до 50 млрд м³ в год, а к 2030 г. может достичь 200-300 млрд м³ [3-4, 8-10, 47, 58]. При этом предусматривается завершение строительства газопровода протяженностью 5000 км на давление 8,3 МПа «Ямал - Западная Европа». В 2013 году был подписан меморандум по проекту строительства второй ветки газопровода «Ямал - Европа» мощностью 15 млрд м³ газа в год от границы Белоруссии по территории Польши до Словакии. Предполагается, что газопровод позволит увеличить транзит российского газа в Польшу, Словакию и Венгрию [9-10, 19, 24, 48, 55, 58].

«Северный» мегапроект с созданием новых газодобывающих центров на полуострове Ямал представляет значительный интерес [1-6, 47]. Он включает в себя разработку Бованенковского, Малыгинского, Северо- и Западно-Тамбейского, Крузенштерского, Тасийского и Харасавэйского месторождений [8, 10, 28, 58-61]. Запасы газа только одного Бованенковского месторождения составляют около 4,9 трлн м³. К 2020 году добыча на Ямале по предварительным оценкам достигнет примерно 175 млрд м³. Общая протяженность газотранспортной системы ямальских месторождений составит более 2500 километров. Система будет обеспечивать транспортировку газа в объеме более 300 млрд м³ в год и включать в себя около 30 компрессорных станций общей мощностью 8600-11600 МВт. При постройке газопроводов будут использованы прогрессивные инновационные технологические решения, например, применение высокопрочных сталей категории прочности K65 (X80 по API 5L) и выше, а также компрессорных станций нового поколения с КПД более 36%. Разработана, в частности, прогрессивная схема пролегания самого мощного трубопровода для транспортировки газа с ямальских месторождений [13, 62-67] (см. рис. 1.1).

С октября 2015 года активно разворачивается масштабная работа по реализации проекта «Ухта-Торжок-2» [3, 6-9, 30, 47]. Этот магистральный газопровод станет важной частью в программе развития северного коридора Единой системы газоснабжения России [10, 24, 53, 55, 58, 61, 68]. Протяженность новой ямальской магистрали составит около 970 км, проектная мощность – 45 млрд м³ в год. Газопровод планируется построить и ввести в эксплуатацию до конца 2019 года. Он также станет необходимым звеном для будущей подачи газа в строящийся экспортный трубопровод «Северный поток-2» мощностью 55 млрд м³ в год из России в Германию по дну Балтийского моря [12, 24, 53, 55, 58, 61, 68].



Рис. 1.1. Схема пролегания трубопровода «Бованенково-Ухта-Торжок»

Государственная Восточная газовая программа направлена на сооружение мощных нефтегазотранспортных систем нового поколения для освоения месторождений Восточной Сибири и Дальнего Востока, составляющих порядка 60% территории Российской Федерации [3, 5-10]. Запасы газа на этих территориях по официальным оценкам составляют более 50 трлн м³ на суше и около 15 трлн м³ на шельфе [17, 24, 48-51, 55]. Однако реальные цифры могут быть гораздо выше, поскольку геологическая изученность газового потенциала региона является крайне низкой и составляет всего 6-7%. Восточная Сибирь и Дальний Восток являются стратегически важными регионами вследствие благоприятных геологических предпосылок, наличия крупных месторождений, больших запасов и объемов добычи газа, высокой значимости с точки зрения социально-экономического развития страны [19, 24, 28, 49-52].

Программа по освоению Востока России принята с учетом полного обеспечения на длительный срок внутренних потребностей восточных регионов России, а также перспектив экспорта газа на рынок Азиатско-Тихоокеанского региона [3, 6-9, 15, 30]. Основными центрами добычи природного газа являются Чайнинское и Ковыктинское месторождения, суммарные запасы которых составляют около 3 трлн м³ [10, 16-17, 49-51, 69] (рис. 1.2). Сформированы также перспективные отраслевые центры – в Сахалинской области и Камчатском крае. Параллельно с освоением центров газодобычи и созданием единой системы транспортировки будут синхронно развиваться газоперерабатывающие и газохимические производства, в том числе мощности по производству гелия и сжиженного природного газа (СПГ) [13, 32-33, 50-52, 69].

Одним из наиболее перспективных проектов является крупнейший контракт с Китаем на поставку российского газа из Якутского и Иркутского месторождений [3, 5-6, 8-9, 17, 69]. По этому соглашению предполагается строительство крупнейшей газотранспортной системы до порта КНР в Желтом море протяженностью около 3-4 тыс. км (в зависимости от географического варианта) и намечаемой производительностью более 60 млрд м³ природного газа в год. Планируемый объем инвестиций в этот проект составит около 1,5 трлн рублей [6, 8-9, 17, 32-33, 69].

Имеются реальные перспективы укрупнения действующих проектов. Так, например, газопровод по проекту «Голубой поток» из Ставропольского края в Турцию через Черное море планируется продолжить до Ливана, Израиля и Египта, что потребует изготовления ТБД толщиной 32 мм и более [3, 17, 32-33].

Летом 2015 года подписан меморандум о расширении Североевропейского газопровода («Северный поток»), состоящего из наземной (900 км) и подводной (1200 км) частей, имеющий мощность 55 млрд м³ в год [3-4, 8, 47, 53, 58, 61]. Наземная часть трубопровода рассчитана на давление 100 атмосфер. Выполнен он из ТЛП класса прочности К60 толщиной до 32 мм. Под-

водная часть, проложенная по дну Балтийского моря, должна выдерживать давление до 220 атмосфер: диаметр труб 1067-1220 мм с толщиной стенки до 36 мм, класс прочности X65-X70 с ударной вязкостью более 200 Дж/см² [4, 8, 47, 53, 57-58, 61].

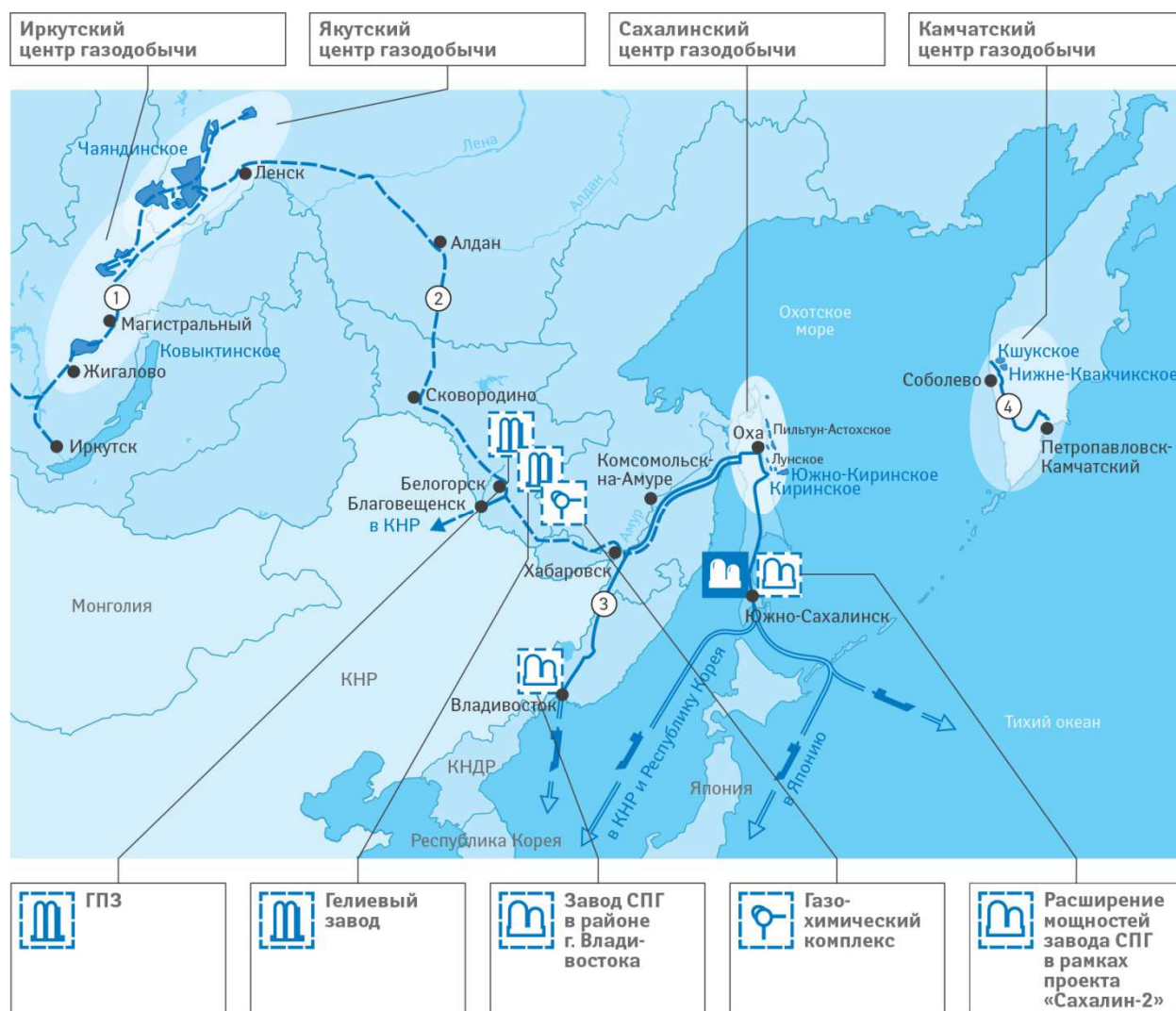


Рис. 1.2. Схема магистральных газопроводов в соответствии с Государственной восточной газовой программой: 1 – «Ковыктинское-Чаяндинское месторождения»; 2 – «Сила Сибири»; 3 – «Сахалин-Хабаровск-Владивосток»; 4 – «Соболево-Петропавловск-Камчатский»

Готовится проект постепенной реконструкции единой системы газоснабжения России [3, 6-10, 36, 68]. Протяженность трубопроводов в этом проекте составит более 25 тыс. км из труб диаметром до 1220 мм. Помимо

строительства новых магистралей, планируется проведение крупномасштабных ремонтных работ. Это связано с тем, что более половины существующих газонефтепроводов имеют высокую степень амортизации. По оценкам экспертов около 75 тыс. км магистральных трубопроводов необходимо ремонтировать или целиком заменять [6, 8-10, 12, 19, 68].

Для реализации этих проектов требуется большое количество новых ТБД в широком размерном и марочном сортаменте. Причем наиболее востребованными будут ТБД диаметром 1020-1420 мм высоких категорий прочности, хладостойкости и коррозионной устойчивости. Такой комплекс требований связан, в частности, с особенностями эксплуатации подземных газопроводов в Западной Сибири, где грунты характеризуются низкой удерживающей способностью вследствие большого количества болот, затопленных местностей и т.д. В процессе работы таких газопроводов часто происходит их значительная деформация, а в теле труб возникают большие внутренние напряжения, не учитываемые при проектировании ТБД [3, 46, 70-74].

По предварительным расчетам потребность ПАО «Газпром» в электросварных трубах диаметром 1420 мм составит 650-750 тыс. т в год [1-3, 5, 7, 36-37]. Очевидно, что эта потребность может меняться и зависит от ситуации на рынке нового строительства и реконструкции существующих газопроводов, а также инвестиционных показателей. При позитивном влиянии различных факторов, а также при благоприятном финансовом положении топливно-энергетической отрасли годовая потребность в ТБД с ответственным исполнением по внешней изоляции и внутреннему покрытию может возрасти также до 1,0 млн тонн. На ближайшие 20 лет общая потребность в прямошовных электросварных трубах диаметром от 1020 до 1420 мм определена в количестве более 23 млн тонн [9, 11, 17-18, 35, 38].

Потребность ПАО «Транснефть» в трубах диаметром 1020-1220 мм толщиной стенки 11-18 мм на период до 2020 года оценивается в объеме 130 тыс. т в год. Причем большая доля в этом объеме (65%) приходится на ТБД диаметром 1220 мм. Основным сортаментом составляют трубы из стали ка-

тегории прочности К52-К56 (95%) длиной 18 м, покрытые специальным полимерным материалом [1, 2, 10, 19, 38, 67].

Интерес представляет анализ требуемой толщины стенок ТБД для магистральных газопроводов диаметром 1020-1420 мм, рассчитанных на давление до 10 МПа [1-3, 6, 8, 10, 12]. Представим этот анализ в виде кольцевых диаграмм (рис. 1.3).

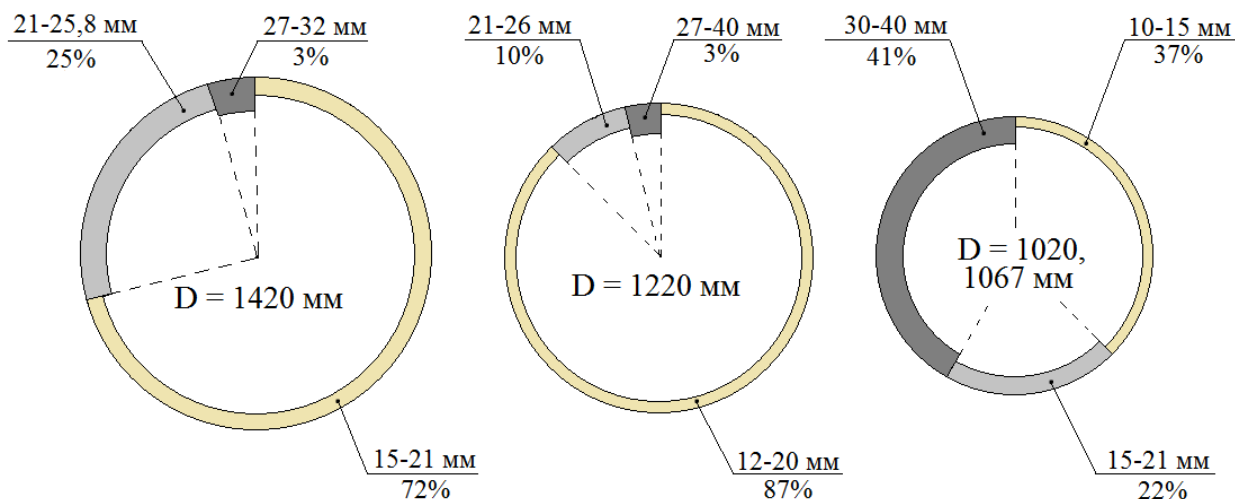


Рис. 1.3. К анализу требуемой толщины стенок ТБД

Как видно из рисунка, для труб максимального диаметра преимущественной является толщина стенки 15-21 мм. Еще более преобладающим является подобный диапазон для труб диаметром 1220 мм. А для изделий диаметром 1020 мм приблизительно равномерно реализуется весь спектр толщин – от 10 до 40 мм с незначительным преобладанием более толстых листов.

Как было указано, прямошовные электросварные трубы данных диаметров будут оставаться наиболее востребованными для газовой промышленности [1-3, 7, 9, 15-16]. Максимальное давление газа в них не должно превышать 25 МПа, при этом толщина стенки может достигать 40 мм. С целью защиты от коррозии трубы, эксплуатирующиеся при агрессивном воздействии окружающей среды, должны быть покрыты многослойной полимерной изоляцией, а их внутренняя поверхность – специальным

эпоксидным составом. Оптимальное соотношение цены и качества ТБД обеспечит высокую конкурентоспособность продукции отечественного производства, а также решение проблемы импортозамещения [9-11, 15-18].

Стратегия ПАО «Газпром» в области добычи и транспортировки газа диктует необходимость применения новых видов трубной продукции, обеспечивающих высокие технико-экономические показатели [1-5, 14, 21]. Освоение территорий с экстремальными климатическими и геологическими условиями все более ужесточает требования к ТБД для магистральных нефте- и газопроводов [6, 8-11, 37, 58]. Данное обстоятельство обязывает уделять особое внимание и качеству заготовки для ТБД – толстолистовому прокату [12-13, 29, 34, 64, 75-76].

Таким образом, в секторе производства МЛТС, ТЛП и ТБД металлургической промышленности России наблюдается стабильность благодаря развитию топливно-энергетического комплекса (ТЭК) страны, а подписание крупнейших международных газовых контрактов обеспечивает растущий спрос на трубы в обозримой перспективе [9-10, 16-17, 32-33, 35]. Высокая потребность в ТБД вынуждает разрабатывать новые и развивать известные технологии производства МЛТС и ТЛП для достижения комплекса высоких механических и эксплуатационных свойств готовой продукции [8-10, 16, 26-27, 77].

Несомненно, ТЭК имеет огромное значение и выполняет стратегическую роль в любой стране, тем более в такой мощной державе как Россия. Это относится к различным стадиям развития ТЭК, начиная с геолого-разведывательной деятельности и далее к проектированию, строительству и эксплуатации действующих систем, их реконструкции и созданию новых, что подчеркивает важность и значимость процессов, связанных с ТЭК [6-9, 36, 78].

Охарактеризованные направления развития ТЭК играют важную роль в экономике и промышленности России. Они фактически являются локомотивами радикального роста технологического уровня в самых разных областях.

Таким образом, данная диссертационная работа решает стратегические, то есть важнейшие проблемы прогресса техники и технологии.

1.2. Существующие и перспективные требования потребителей к механическим свойствам и структуре ТЛП из МЛТС

Требования к качеству толстолистового проката во многом определяются комплексом характеристик ТБД, которые нормируются соответствующими нормативными документами [1-2, 79-83]. В зависимости от условий эксплуатации эти характеристики могут уточняться межведомственными инструкциями по применению стальных труб в газовой и нефтяной промышленности [10, 17, 84-88]. При этом регламентированными показателями являются [26-27, 89-93]:

- временное сопротивление разрыву σ_B , МПа;
- предел текучести σ_T , МПа;
- отношение предела текучести к временному сопротивлению σ_T/σ_B ;
- относительное удлинение при разрыве δ , %;
- ударная вязкость КСU и КСV, Дж/см²;
- процент волокна в изломе при испытаниях полнотолщинных образцов на разрушение падающим грузом (DWTT) при температуре эксплуатации;
- свариваемость, рассчитываемая по формуле Международного Института Сварки (ИВ), %:

$$C_{\text{экв}} = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cr + Mo + V + Ti + Nb}{5} + \frac{Cu + Ni}{15} + 15B;$$

- параметр стойкости против растрескивания, %:

$$P_{\text{см}} = C + \frac{Mn + Cr + Cu}{20} + \frac{Si}{30} + \frac{Ni}{60} + \frac{V}{10} + \frac{Mo}{15} + 5B,$$

где C, Mn, Cr, Cu, Si, Ni, V, Mo, B, Nb, Ti – массовые доли соответствующих химических элементов в стали;

- класс сплошности при ультразвуковом контроле (УЗК);
- допуски на размеры листа по толщине, длине, серповидности, разнотолщинности и плоскостности;
- специальные эксплуатационные свойства – хладо- и сейсмостойкость, коррозионная устойчивость, сероводородостойкость, стабильность свойств во времени и др. [67, 74, 77, 94-97].

В течение довольно короткого промежутка времени произошел существенный прорыв в области производства металлопродукции из высокопрочных микролегированных трубных сталей [98-104]. Процесс нормализации сменился термомеханической контролируемой прокаткой, которая значительно улучшает комплекс свойств ТЛП [21, 70, 78, 80-83]: прочность, пластичность, вязкость, хладостойкость, свариваемость и др. Рассмотрим динамику требований к этим свойствам за последние двадцать лет интенсивного развития топливно-энергетического комплекса РФ [34, 75, 105-109] (табл. 1.1).

Как видно из таблицы, по всем основным показателям идет существенный рост достигаемых значений (снижение углеродного эквивалента благоприятно сказывается на способности стали к свариванию) [1-2, 6-9, 14, 21]. Наибольшее приращение наблюдается по ударной вязкости, что связано с ужесточением требований к магистральным трубопроводам при их эксплуатации [26-27, 46, 58, 89, 110-111]. Это объясняется, в первую очередь, расширением географических зон их пролегания и освоением участков со сложными природными условиями [12, 46, 64, 67, 89, 110-111].

Табл. 1.1. Динамика требований к основным свойствам ТЛП за последние двадцать лет

<i>№ n/n</i>	<i>Показатель качества</i>	<i>Начальное значение</i>	<i>Достигнутое значение</i>	<i>Изменение, %</i>
1	Предел прочности, МПа	590	690	16%
2	Предел текучести, МПа	510	610	19%
3	Углеродный эквива- лент, %	0,43	0,38	-11%
4	Ударная вязкость, Дж/см ²	90	200	120%
5	Доля вязкой составля- ющей в изломе	0,85	1	17%

Для решения глобальных проблем в энергетическом секторе мировой экономики необходимо также существенное увеличение пропускной способности магистральных трубопроводов и снижение их металлоёмкости, что может быть достигнуто за счет увеличения диаметра труб, создания высокого внутреннего давления и уменьшения толщины стенки, что в итоге приведет к снижению затрат на производство и эксплуатацию трубопроводов [8-10, 12, 16-17, 35].

Указанные требования создали предпосылки к разработке МЛТС и ТЛП с высокой прочностью, увеличенной ударной вязкостью и сопротивлением вязкому и хрупкому разрушению, обладающих достаточной пластичностью, свариваемостью в различных условиях, коррозионной и хладостойкостью при экономном легировании [73-74, 93, 95, 105-106, 112].

Наряду с уровнем прочностных свойств немаловажное значение имеет диапазон допустимых значений этих параметров [26-27, 103, 113-116]. Так в большинстве нормативных документов на микролегированный толстолистовой прокат, предназначенный для изготовления ТБД, регламентируются довольно узкие интервалы допустимых значений [26-27, 77, 95, 105-106, 116]. Например, диапазон изменения предела текучести и временного сопротивле-

ния разрыву составляет всего 80-100 Н/мм². Кроме того этот диапазон дополнительно сужается, поскольку требуется выполнение соотношения:

$$\sigma_T / \sigma_B \leq 0,90.$$

Нормируется также химический состав по основным, легирующим и примесным элементам [26, 88, 113-117]. Массовую долю химических элементов чаще всего ограничивают установленными пределами или заданной верхней границей [27, 118-123]. Химическая композиция микролегированной трубной стали дополнительно регламентируется по массовой доле раскислителей (например, алюминия), модифицирующих добавок (кальция), а также суммарной массовой доле карбонитридообразующих элементов (ниобия, ванадия и титана) [34, 67, 96, 105, 106, 124-125].

В целом основные требования, предъявляемые к ТЛП из высокопрочных МЛТС, зависят от характеристик ТБД [1-3, 6, 8, 26-27]:

- агрегатного состояния транспортируемой среды (жидкость или газ);
- рабочего давления трубопровода и его диаметра;
- внешних условий строительства и эксплуатации (наземный, подводный, проходящий через сейсмоактивные зоны и т.д.), в том числе климатических условий и уровня коррозионной активности среды [13, 27, 32-33, 57, 62-63].

Тяжкие экологические последствия аварий на трубопроводах сохраняют основным важнейшее требование – надежность эксплуатации [1-2, 5-6, 8, 126-127]. В связи с этим на протяжении многих лет проводится многоплановая работа по определению необходимого уровня технических требований к ТБД и ТЛП [5-6, 8, 26-27, 126-127].

В качестве основных нормативных документов, содержащих требования к ТБД, можно выделить ряд стандартов: американский API 5L, европейский EN 10208, международный ISO 3183 и др. [1-4, 6, 30, 47]. Импортно-

экспортные поставки производятся по техническим нормам американского института нефти (API), принятым во всем мире как общепризнанный стандарт. Нормы этого стандарта ежегодно уточняются и дополняются, но базовые требования сохраняются. В Российской Федерации требования к сталям и трубам нефтегазового сортамента изложены в нормативных документах [8-11, 17, 26-27]:

- СП 86.13330.2014 «Магистральные трубопроводы»;
- СП 101-34-96 «Свод правил по выбору труб для сооружений магистральных газопроводов»;
- ГОСТ Р 51164-98 «Трубопроводы стальные магистральные. Общие требования к защите от коррозии» и др. [11-12, 17, 19, 26-27, 67].

При проектировании, строительстве и эксплуатации подводных трубопроводов специализированным нормативным документом является стандарт Det Norske Veritas (DNV) Offshore Standard (OS) F101 «Submarine Pipeline Systems» [25, 53, 57, 61].

В данных нормативных документах предъявляются следующие основные требования к технологии производства МЛТС и ТЛП [10, 70-71, 113-114, 128-129]:

- выполнение обязательных операций сталеплавильного передела: раскисления, десульфурации, продувки инертным газом;
- достижение уровня исполнения проката: обычного, хладостойкого, сейсмостойкого;
- обеспечение состояния поставки: горячекатаного, нормализованного, после контролируемой прокатки с ускоренным охлаждением [32-33, 67, 74, 107, 109, 130].

Толстолистовой прокат для ТБД в соответствии с требованиями по механическим свойствам подразделяют на классы прочности [1-3, 8-9, 87, 131]. Российские производители газонефтепроводных труб пользуются как отечественной классификацией, так и зарубежной [10, 19, 60, 65, 95, 113-114]. Разница заключается в том, что в американской системе классификации за осно-

ву принят нижний порог предела текучести материала, в то время как российские стандарты регламентируют временное сопротивление разрыву [19, 57, 65-67, 77, 95] (табл. 1.2).

Табл. 1.2. Требования по механическим свойствам для трубного металлопроката

Класс прочности	Марка стали	Механические свойства					
		σ_T , Н/мм ²	σ_B , Н/мм ²	δ_5 , %	KCV ⁻²⁰ , Дж/см ²	KCU ⁻⁶⁰ , Дж/см ²	ИПГ ⁻²⁰ , %
К54 (Х60)	13Г1С-У	410-530	540-660	≥22	≥69	≥49	≥80
К56 (Х65)	09Г2ФБ	450-570	550-670	≥22	≥88	≥59	≥85
К60 (Х70)	10Г2ФБЮ	480-580	590-690	≥22	≥49	≥69	≥70
К60 (Х70)	10Г2ФБ	480-580	590-690	≥22	≥98	≥69	≥90
К60 (Х70)	10Г2ФБ-У	490-590	590-690	≥22	≥127	-	≥90
К65 (Х80)	08Г2ФБТ	510-610	640-740	≥20	≥88	≥59	≥85

Требование по вязкости ТЛП часто зависит от геометрических параметров ТБД (толщины стенки и диаметра) или величины рабочего давления транспортируемых углеводородов [13, 26-27, 89, 110-111, 114] (рис. 1.4).

В случае эксплуатации трубопровода в тяжелых геолого-климатических условиях (низкие температуры, сейсмическая активность и др.) предусматриваются более жесткие требования к химическому составу МЛТС и механическим характеристикам ТЛП [2, 8, 26-27, 87, 96, 118].

Большое влияние на качество ТЛП оказывает загрязненность стали неметаллическими включениями, определяемая уже в готовом прокате по ГОСТ 1778-70 [10, 81-83, 132-134]. К таким включениям относятся: сульфиды; строчечные и точечные оксиды; хрупкие, недеформируемые и пластичные силикаты. Для газо-, нефтепроводных труб средний норматив загрязненности составляет 2,5 балла, максимальный – 4,0 [10, 19, 67, 83, 132-134].

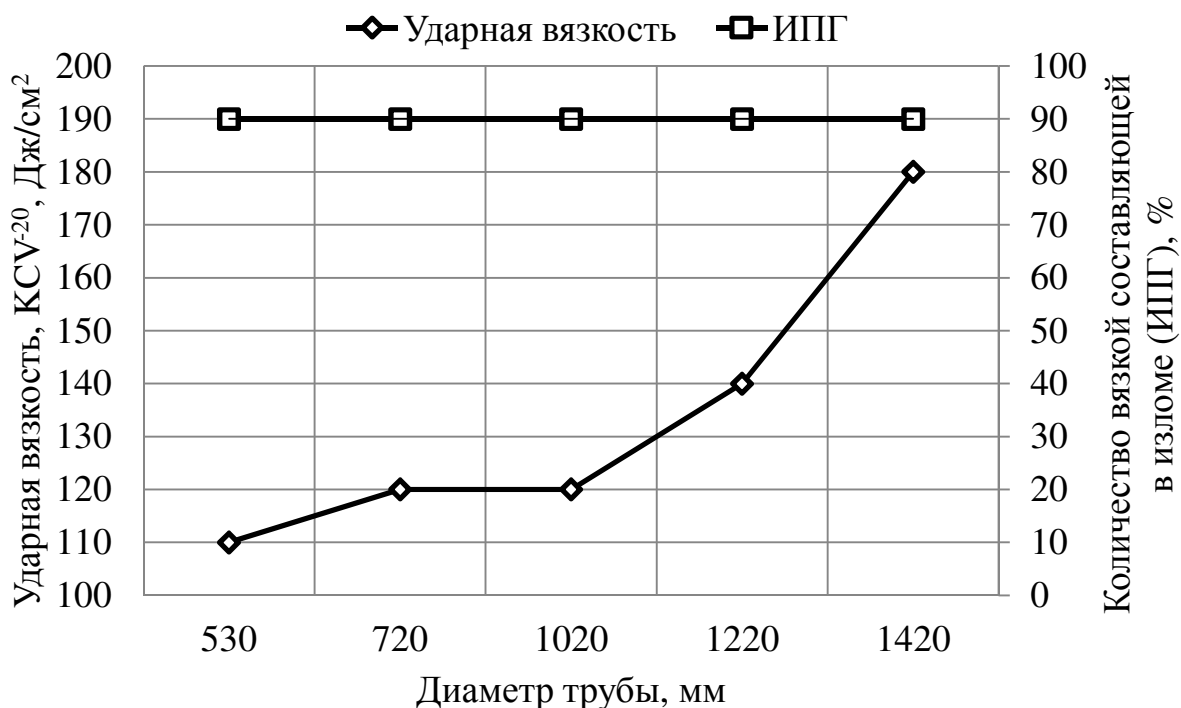


Рис. 1.4. Нормы по ударной вязкости и количеству вязкой составляющей в изломе образцов при ИПГ для ТЛП класса прочности К60

Требования по величине действительного зерна и балла полосчатости трубной стали обычно зависят от типа исполнения в соответствии с ГОСТ 5640-68 и ГОСТ 5639-82 [26-27, 34, 67, 83, 135-136] (рис. 1.5).

В зависимости от условий эксплуатации труб могут появляться дополнительные требования, включающие следующие показатели [1-2, 9, 26-27, 72, 137]:

- стойкость к водородному растрескиванию (НИС);
- стойкость к сероводородному растрескиванию под напряжением (SSC);
- величина критического раскрытия трещины (СТОД) и др. [94, 111, 137-141].

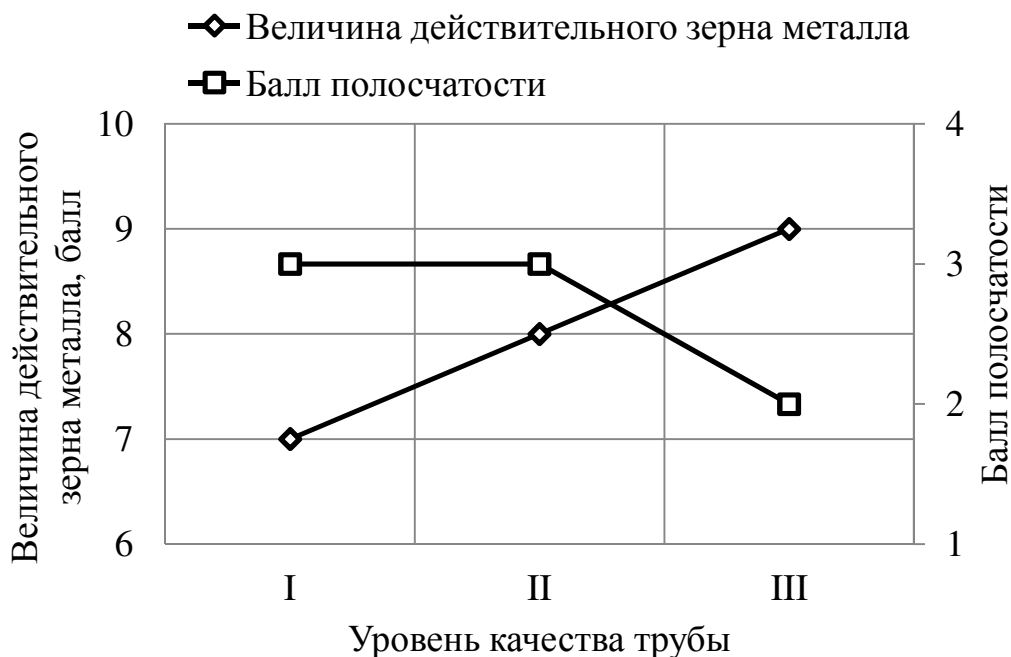


Рис. 1.5. Балл полосчатости и величина действительного зерна металла в зависимости от уровня качества трубы

Особое значение в формировании комплекса механических и специальных эксплуатационных свойств микрелегированных трубных сталей играет их микроструктура [142-148]. В настоящее время такие материалы обычно имеют матрицу полигонального или квазиполигонального феррита [27, 81-83, 113-114, 149]. В первом случае эта фаза не имеет субструктуры и повышенной плотности дислокаций, а зерна характеризуются равноосностью с четкими границами [34, 67, 105, 150-153]. Неполигональный феррит, наоборот, характеризуется развитой субструктурой и высокой плотностью дислокаций, неровными границами зерен или их игольчатой формой. Известно, что феррит является самой низкопрочной и мягкой составляющей в структуре стали [34, 67, 105-106, 151-153].

Второй фазой в этой структуре может быть перлит или его вырожденная модификация, бейнит, мартенситно-аустенитная составляющая или чистый мартенсит [59, 103, 143-144, 146, 154-155]. Достигаемая прочность стали сильно варьируется и существенно зависит не только от фазового состава, но и от содержания углерода [67, 152, 156-160] (рис. 1.6).

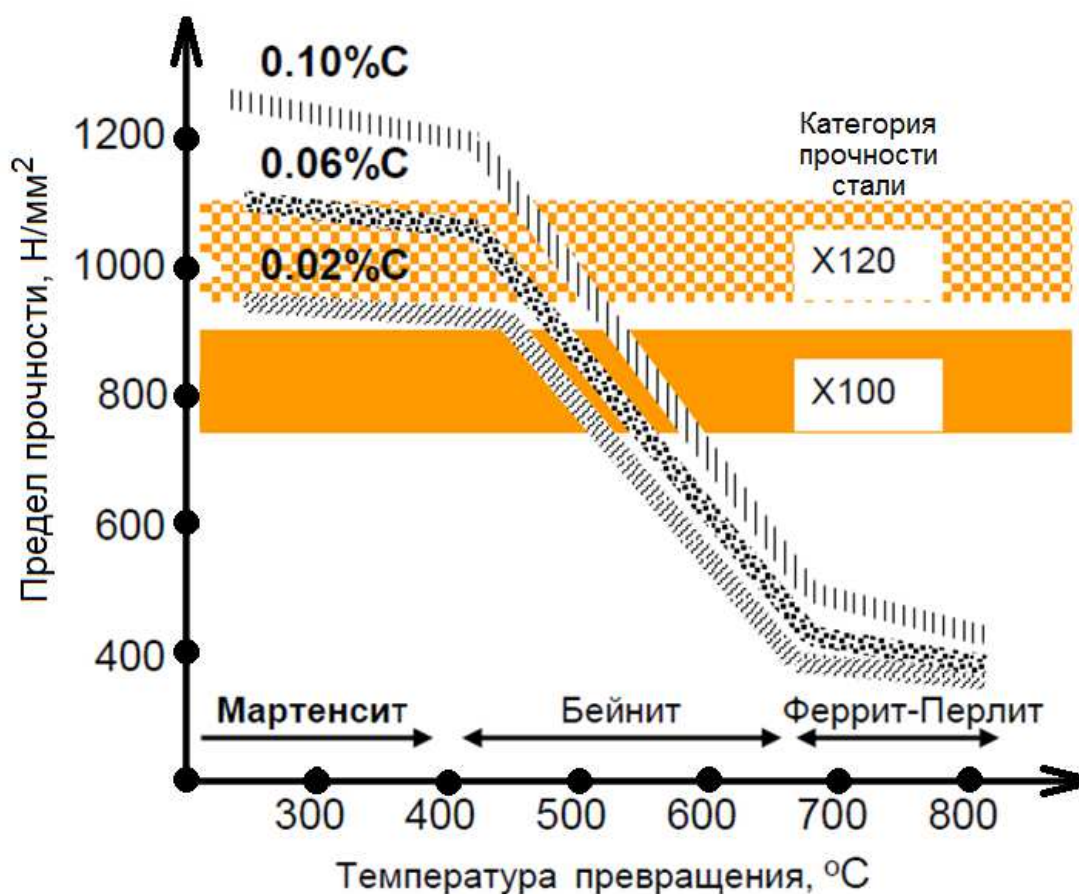
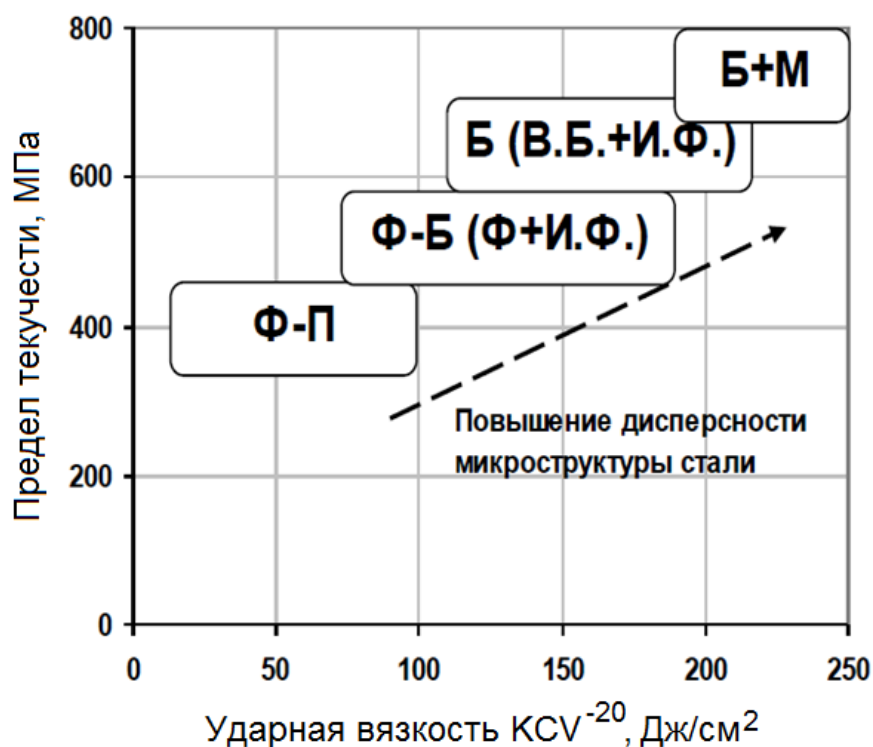


Рис. 1.6. Влияние фазового состава и содержания углерода на достигаемую прочность трубной стали

Наиболее перспективными с точки зрения достижения высокой прочности являются бейнитные и мартенситные стали [78, 81-82, 143, 146, 161-162] (см. рис. 1.6). Чем выше содержание углерода с этих сталей, тем более высоких категорий прочности достигает материал [27, 59, 83, 155, 163-165]. Например, сталь со структурой нижнего бейнита с низким содержанием углерода (ниже 0,06%) и сталь со структурой верхнего бейнита с довольно высоким его содержанием (около 0,10%) являются наиболее приемлемыми для проката класса прочности X120 [150-153, 156, 166-167]. При содержании в стали 0,02% углерода и менее обозначенный уровень свойств не достигается. В общем виде эволюция микроструктуры трубных сталей выглядит представленным образом [32-34, 67, 156, 160, 167] (рис. 1.7).



Ф – феррит; И.Ф. – игольчатый феррит; П – перлит; Б – бейнит;
В.Б. – верхний бейнит; М – мартенсит

Рис. 1.7. Эволюция микроструктуры трубных сталей и ее влияние на механические свойства

Основной тенденцией развития МЛТС и ТЛП является постепенный переход от феррито-перлитных сталей к бейнитным и мартенситным с повышением дисперсности их микроструктуры [10, 78, 103, 143, 145-146, 163]. Логичность такой эволюции подтверждается многократным увеличением прочностных и вязкостных свойств материала листов [67, 73, 153, 158, 160, 168-169].

Таким образом, дальнейшее развитие нефтегазового комплекса предполагает, с одной стороны, увеличение рабочего давления транспортируемых углеводородов, а с другой – повышение надежности и безопасности эксплуатации трубопроводных магистралей [1-2, 14, 21, 78, 81, 126]. Очевидным является и рост требований к сталям, используемым для их изготовления [13, 19, 26-27, 57, 67, 73] (рис. 1.8).

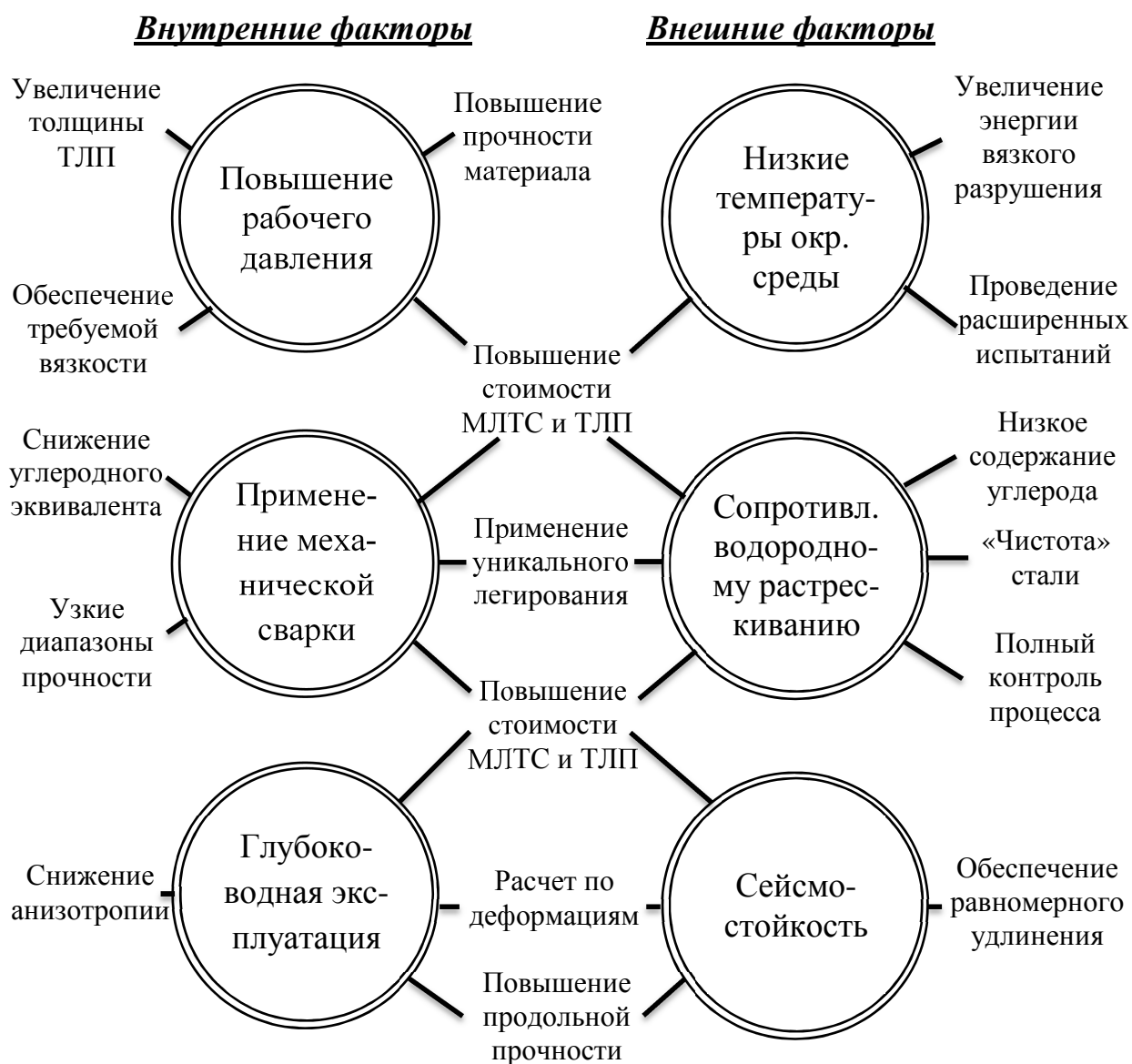


Рис. 1.8. Перспективные требования к МЛТС, ТЛП и ТБД

Представленный комплекс требований классифицирован по внутренним и внешним системным факторам [78, 81-83, 86-87, 103]. При этом ключевые направления развития связаны с дальнейшим повышением прочности материала, применением уникальных композиций легирования, обеспечением высокой чистоты стали по примесным элементам, снижением анизотропии, разработкой прогрессивных деформационно-термических способов обработки и т.д. [32-33, 67, 105-106, 125, 170].

Неизбежным общим элементом в такой структуре является повышение стоимости материалов МЛТС и ТЛП. В этих условиях особую значимость приобретают задачи экономии ресурсов, решение которых может заключать-

ся в разработке новых эффективных материало-, металло- и энергосберегающих технологий [73, 112, 149, 171-174].

1.3. Роль химической композиции и технологий обработки в системном формировании структуры и комплекса свойств ТЛП из МЛТС

Обозначенные ключевые направления развития ТЭК страны и перспективные требования потребителей к структуре и свойствам микролегированных трубных сталей не могут быть реализованы без системного анализа влияния химической композиции и различных технологий обработки на характеристики МЛТС, ТЛП и ТБД [175-181]. Химический состав стали формируется на стадиях выплавки, доводки и других сталеплавильных операций и является первым свойствообразующим звеном в технологической системе получения высококачественных МЛТС, ТЛП и ТБД [1-2, 143, 182-185]. Этот этап является очень важным с точки зрения повышения эффективности последующих переделов [59, 78, 81-83, 117, 144]. Чем точнее реальное содержание химических элементов по отношению к расчетной композиции, тем более вероятным будет получение высокого комплекса свойств, достигаемого последующей обработкой стальной заготовки [33-34, 67, 76, 96, 105-106].

С повышением достигаемого уровня свойств требования к химической композиции стали резко возрастают [10, 78, 81-83, 115, 186]. Диапазоны варьирования некоторых элементов становятся настолько узкими, что требуют очень слаженной, ювентильной и высококвалифицированной работы при выплавке такого материала [26-27, 73, 77, 115, 118-119]. Казалось бы небольшие нарушения технологии сталеплавильного процесса могут вылиться в конечном итоге в получение брака или низкосортной продукции. Например, при производстве ультрапрочной высококачественной стали содержание серы должно составлять несколько тысячных долей процента, что достаточно сложно обеспечить даже на современных агрегатах внепечной обработки.

С учетом высокой стоимости перспективных материалов такие ошибки могут иметь серьёзные экономические потери [32-33, 67, 96, 125, 187-188].

За два последних десятилетия в металловедении и технологии производства трубных сталей достигнуты существенные результаты [10, 103, 143, 145-146, 148, 189]. Проложены основные пути отыскания сложного сочетания высоких прочностных и вязких свойств данных материалов [89, 113-114, 127, 149-150, 190]. Такого сочетания возможно добиться различными типами упрочнения, реализуемыми на микроструктурном уровне [34, 67, 77, 153, 191-193] (табл. 1.3).

Табл. 1.3. Микроструктурные механизмы упрочнения и их влияние на свойства трубных сталей

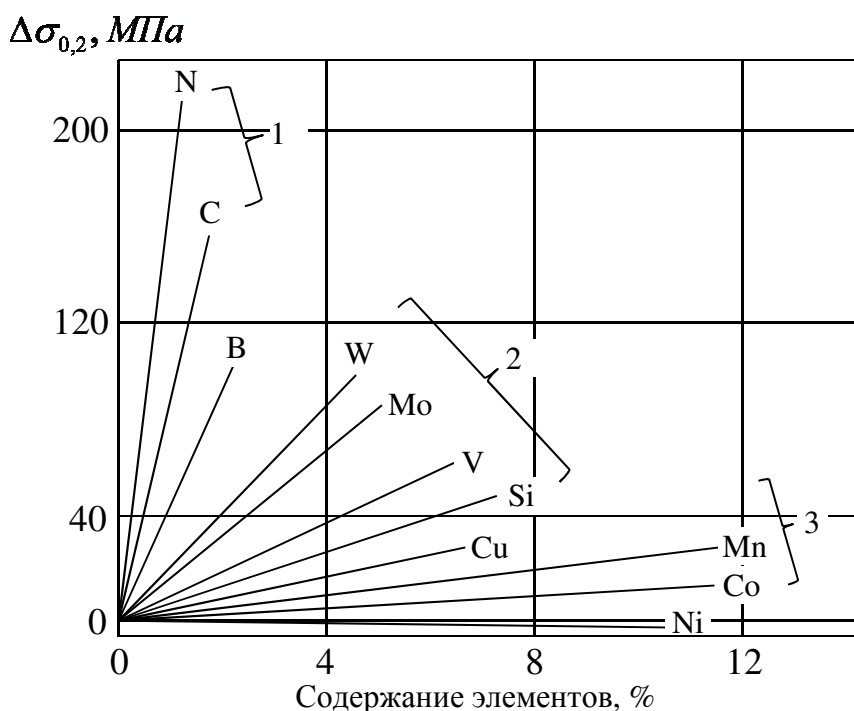
Свойства трубных сталей		Предел текучести и временное сопротивление разрыву	Температура вязко-хрупкого перехода	Свариваемость
Типы упрочнения	<i>легированием твёрдого раствора</i>	↑	↓	↓
	<i>дислокационное</i>	↑↑	↓	не влияет
	<i>дисперсионное</i>	↑↑	↓	не влияет
	<i>зернограничное</i>	↑↑	↑↑	не влияет

↑↑ – сильно положительный эффект; ↑ – слабо положительный; ↓ – слабо отрицательный

Дислокационное упрочнение стали при пластической деформации обусловлено образованием новых дислокаций и увеличением их плотности [79, 86-87, 103, 145, 189, 194]. Это отрицательно влияет на пластические и вязкие характеристики материала, повышает критическую температуру хрупкого разрушения [88-93, 190]. Дисперсионное упрочнение связывают с образованием в сталях твердых дисперсных частиц – карбонитридов [110, 138-139, 168, 195-197]. Для осуществления такого типа упрочнения материал должен содержать небольшое количество таких элементов как титан, ванадий и ниобий [67, 124, 169, 193, 198-200].

Зернограничное упрочнение происходит в результате уменьшения размеров зерен стали [79, 81, 103, 145, 147-148, 201]. Дислокации не могут пройти через эти границы, и передача деформации происходит путем возбуждения дислокационных источников, расположенных по другую сторону границ [82-83, 86-87, 89, 189, 202]. Такой механизм является наиболее благоприятным с точки зрения одновременного повышения прочностных, вязкопластических свойств и сопротивления материала хрупкому разрушению [90-92, 138-139, 195-196].

Механизм упрочнения стали легирующими элементами основывается на различии атомных диаметров введенных элементов и железа [103, 113-114, 122, 145, 150, 189]. Располагаясь вокруг дислокаций, атомы легирующих элементов фиксируют их положение или существенно затрудняют перемещение. Упрочнение твердого раствора особенно эффективно при введении элементов внедрения – углерода и азота [67, 105-106, 114, 122, 150, 193] (рис. 1.9).



1 – элементы, образующие твердые растворы внедрения;
2, 3 – элементы, растворяющиеся по типу замещения

Рис. 1.9. Влияние химических элементов на прочность стали

Увеличение содержания углерода в стали вызывает её упрочнение в связи с повышением объемной доли перлита [20, 22, 80-82, 103, 203]. Это сопровождается уменьшением отношения σ_T/σ_B , то есть происходит более быстрый рост временного сопротивления по сравнению с пределом текучести [73, 83, 88, 111, 158, 189, 194]. Такой способ упрочнения целесообразен только при получении конструкционных сталей, используемых для изготовления несварных конструкций. В результате повышения содержания углерода (особенно более 0,20%) снижаются пластические и вязкие свойства, существенно ухудшается свариваемость и способность к холодной деформации [67, 73, 95, 111, 158, 192-193].

Марганец является основным легирующим элементом в химической композиции конструкционных низколегированных сталей [20, 22, 83-85, 203-204]. Его содержание составляет до 2%, что обеспечивает получение требуемой микроструктуры [118, 133, 136, 149, 151, 153, 205]. Однако слишком большие добавки марганца ухудшают пригодность к сварке, усиливают осевую ликвацию в непрерывнолитых слябах, снижая тем самым низкотемпературную ударную вязкость ТЛП [67, 96, 105-106, 125, 206-207].

Отличительной особенностью химической композиции сталей, предназначенных для последующей контролируемой прокатки, является микролегирование карбонитридообразующими элементами (ниобием, ванадием, титаном, танталом и др.) в сотых, реже в десятых долях процента [101-102, 113-114, 117, 154, 201]. Микролегирование осуществляют прежде всего для того, чтобы избежать экспоненциального роста зерна аустенита при нагреве под прокатку [88, 118-120, 129, 157, 208]. Добавки ванадия в сталь задерживают аномальный рост зерна при нагреве до температур 1000-1100°C, добавки ниобия – до 1150°C, титан образует очень стойкий нитрид TiN, тормозящий рост зерна до 1200°C и выше [67, 96, 105-107, 109, 125].

В ходе черновой прокатки карбонитриды также препятствуют росту зерна и способствуют тем самым образованию мелкозернистого аустенита [102, 154, 201, 209-212]. Наиболее эффективны для этой цели карбиды титана

и карбонитриды ниобия [120-123, 145, 208, 213-214]. Последние также сдерживают рекристаллизацию и на чистой стадии прокатки (при температуре ниже 950°C) [41-42, 67, 124, 215-217].

Ниобий в различных формах его присутствия в целом оказывает благоприятное влияние на все процессы структурообразования при контролируемой прокатке стали [88, 129, 149, 165-166, 213, 218] (табл. 1.4). Добавка ниобия до 0,03-0,04% эффективно повышает предел текучести и временное сопротивление разрыву стали без ухудшения её вязкости [111, 120, 123, 151, 219-221]. Дальнейшее повышение его содержания ограничено пределом растворимости в аустените [67, 107, 109, 124, 192, 199-200].

Табл. 1.4. Влияние ниобия на процессы структурообразования стали

<i>Эффект ниобия</i>	<i>Состояние ниобия</i>
Измельчение зерна аустенита (γ)	NbC_γ
Торможение рекристаллизации	$NbC_\gamma, [Nb]_\gamma$
Формирование бейнита	$[Nb]_\gamma$
Измельчение зерна феррита (α)	NbC_α
Дисперсионное твердение	NbC_α

Влияние ванадия существенно отличается от влияния ниобия [88, 120, 149, 151, 156, 165-166]. Ванадий имеет большую растворимость в аустените, чем ниобий, поэтому успешно сохраняется в твердом растворе до момента $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения [123-124, 158-159, 169, 198, 222]. Подавляя перлитное и бейнитное превращения, он обеспечивает формирование феррито-мартенситной структуры низкоуглеродистой стали со сверхвысокими прочностными и пластическими свойствами [67, 124, 160, 169, 199-200, 222].

Титан при нагреве формирует карбонитриды, содержащие значительную долю азота, которые стабильны при высоких температурах и позволяют контролировать размер зерна аустенита. Содержание титана в сталях, как правило, не превышает 0,03% [67, 121, 159-160, 198, 214, 218].

Молибден затрудняет перлитное превращение и позволяет получить игольчатый феррит и бейнит при меньших скоростях охлаждения [129, 149,

165, 189-190, 213, 218]. Добавление молибдена в количестве до 0,3% улучшает структуру стали, замедляет рекристаллизацию аустенита при контролируемой прокатке, упрочняет сталь дисперсионным механизмом и усиливает прокаливаемость [67, 107, 109, 160, 216, 222-223].

Никель способствует получению дисперсной структуры и повышает прочность стали, не снижая ее вязкости, увеличивает прокаливаемость и повышает сопротивление коррозии [21, 80, 111, 149, 168, 190, 197]. Содержание никеля в высокопрочных трубных сталях необходимо поддерживать в пределах 0,2-0,3% [34, 62-63, 67, 111, 168-169].

Хром повышает сопротивление коррозии и увеличивает прокаливаемость, особенно в сочетании с никелем. Он повышает прочность стали, не уменьшая при этом её вязкости и не снижая пластичности. Добавки хрома до 0,3% стабилизируют аустенит и способствуют образованию низкотемпературных продуктов превращения [67, 111, 159, 222].

Медь увеличивает прокаливаемость и прочность стали, повышает сопротивление коррозии. Верхний предел содержания меди составляет, как правило, 0,4-0,5%, что объясняется негативным влиянием этого элемента на краснеломкость стали. Кроме того при высоких температурах иногда образуются местные скопления меди в поверхностном слое раската, в результате чего при деформации металла могут возникнуть поверхностные надрывы и трещины [67, 84-85].

В целом рассмотренная группа легирующих элементов – молибден, хром, никель и медь – снижают температуру $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения и тормозят перлитную реакцию [105-106, 122, 149, 158, 204, 222] (рис. 1.10).

Магний в структуре ТЛП образует тонкодисперсные оксиды и повышает низкотемпературную ударную вязкость, замедляя укрупнение зерна в околочувствительной зоне ТБД. Добавление магния сверх 0,006% приводит к образованию крупных оксидов и ухудшает ударную вязкость [111, 149, 168-169, 190, 197].

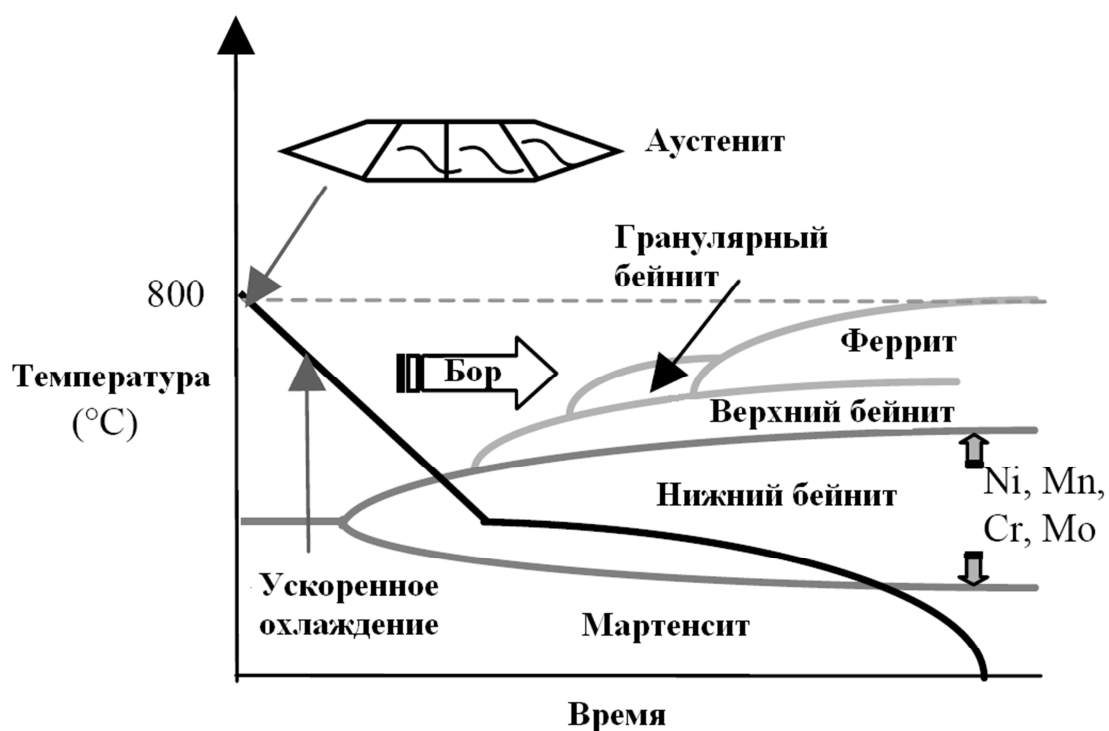


Рис. 1.10. Влияние легирующих элементов на смещение границ структурного состояния переохлажденного аустенита

С добавлением бора в малых количествах (от 0,0005 до 0,0025%) в химические композиции низкоуглеродистых сталей резко возрастает их прокаливаемость и повышается эффективность таких легирующих элементов, как хром, никель, марганец, молибден и ниобий [80, 86, 88, 149, 165, 189, 224]. Бор способствует образованию упрочняющих компонентов – бейнита или мартенсита, одновременно замедляя образование более мягких ферритных и перлитных структур во время охлаждения стали [118-120, 122, 140, 156, 166]. Он обеспечивает сочетание высокого предела прочности, хорошей свариваемости и стойкости к растрескиванию при низкой температуре [77, 123-125, 187, 198, 206]. Избыток бора сверх 0,0025% ведет к охрупчиванию материала выделяющимися частицами борокарбида железа [67, 96, 105-106, 160, 199-200].

Содержание примесных элементов фосфора и серы ограничивается соответственно значениями 0,025% и 0,015% [21, 78, 80-83, 155]. Сера образует сульфиды марганца, которые при низкой температуре существенно снижают ударную вязкость стали, особенно в поперечном направлении листа [32-33,

62-63, 111, 170, 206]. С целью повышения вязких свойств и уменьшения анизотропии применяют микродобавки циркония, церия и других редкоземельных элементов, которые способствуют сохранению сульфидами глобулярной формы. Для получения перспективных высокопрочных трубных сталей весьма эффективно поддерживать содержание серы ниже 0,001% [32-34, 62-63, 67, 206].

Последние два десятилетия наблюдается следующая тенденция в развитии композиций химического состава микролегированных сталей [10, 78, 117, 131, 161-162, 204]:

- содержание углерода снизилось до уровня 0,05-0,10%;
- доля марганца повысилась до 1,5-2,0%;
- суммарное содержание ниобия, ванадия и титана достигло 0,15% [57, 66-67, 96, 105-106, 225] (табл. 1.5).

Представленная эволюция композиций химического состава сталей позволила достичь высоких категорий прочности трубной заготовки X65-X80, а также эксклюзивных значений – X90-X120. Ясно, что успешный подбор композиции – важный начальный этап в формировании структуры и комплекса свойств МЛТС, ТЛП и ТБД. Итоговый набор количественных показателей качества такой продукции во многом определяется совокупностью технологических операций её дальнейшей обработки, прежде всего реализуемой в условиях листопрокатного цеха. Современные прокатные станы обладают высокой технологической гибкостью и позволяют осуществлять различные технологии производства ТЛП.

Наиболее прогрессивной является технология контролируемой (термомеханической) прокатки [98-101, 154, 210-211] (рис. 1.11). Эта технология включает в себя нагрев слэбов, предварительную деформацию при температуре рекристаллизации аустенита (черновая прокатка), междеформационную паузу с подстуживанием металла, окончательную деформацию в области заторможенной рекристаллизации аустенита или в переходной γ - α -области (чистовая прокатка) и охлаждение [67, 107-109, 215-217].

Табл. 1.5. Композиции химического состава трубных сталей (согласно требованиям ISO 3183)

Категория прочности стали	Максимальное содержание химических элементов, %							
	<i>C</i>	<i>Mn</i>	<i>Si</i>	<i>P</i>	<i>S</i>	<i>Ni</i>	<i>Cr</i>	<i>Mo</i>
X65	0,12	1,60	0,45	0,025	0,015	1,0	0,50	0,50
X70	0,12	1,70	0,45	0,025	0,015	1,0	0,50	0,50
X80	0,12	1,85	0,45	0,025	0,015	1,0	0,50	0,50
X90	0,10	2,10	0,55	0,020	0,010	1,0	0,50	0,50
X100	0,10	2,10	0,55	0,020	0,010	1,0	0,50	0,50
X120	0,10	2,10	0,55	0,020	0,010	1,0	0,50	0,50

Окончание табл. 1.5

Категория прочности стали	Максимальное содержание химических элементов, %			$C_{экв}$	$P_{см}$
	<i>Nb+V+Ti</i>	<i>Cu</i>	<i>B</i>		
X65	0,15	0,50	-	0,43	0,25
X70	0,15	0,50	-	0,43	0,25
X80	0,15	0,50	-	0,43	0,25
X90	0,15	0,50	-	-	0,25
X100	0,15	0,50	0,004	-	0,25
X120	0,15	0,50	0,004	-	0,25

Измельчение зерна при термомеханической контролируемой прокатке – основной механизм повышения прочностных и вязких свойств стали [98-101, 142-143, 201]. Роль каждой операции в этом технологическом процессе обусловлена целенаправленным воздействием на микроструктуру ТЛП [81-83, 102-103, 146, 226]. Например, тенденция к снижению температуры нагрева слябов связана, в первую очередь, со стремлением обеспечить мелкое зерно и повышенные вязкие свойства проката [10, 60, 150, 202, 208, 214, 227]. При этом также сокращается продолжительность междеформационной паузы и увеличение производительности стана [41-42, 67, 107-109, 228].

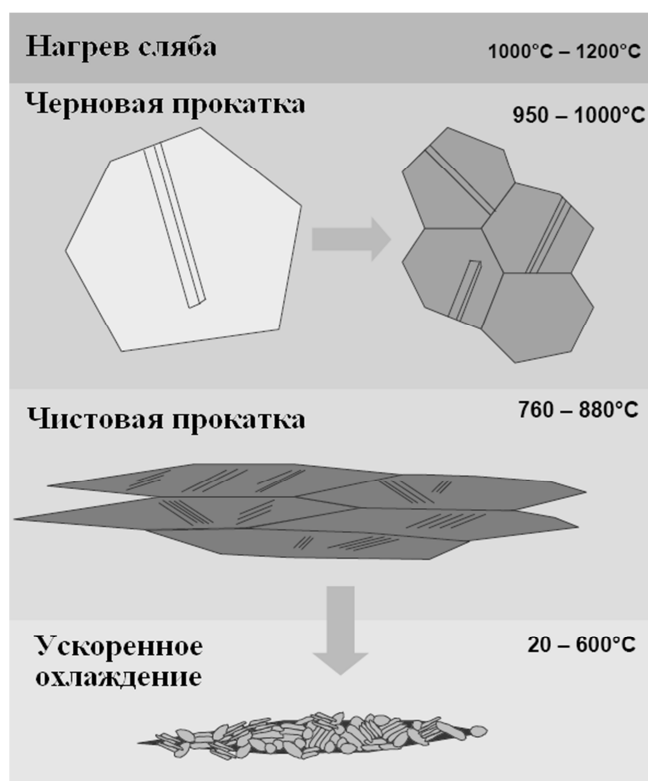


Рис. 1.11. Последовательность операций и схема измельчения зерна при контролируемой прокатке

При нагреве под прокатку одновременно протекают два процесса – рост зерна аустенита и растворение карбонитридов (карбидов и нитридов ванадия или ниобия) [81-83, 103, 147, 154, 201]. Процесс выделения карбонитридных фаз сопровождается сдерживанием движения границ зерен [88, 120-123, 159, 198, 202]. В результате достигается измельчение зерна и повышение прочностных свойств. Максимум выделения карбонитридной фазы ванадия наблюдается при 700-800°C, а ниобия – при 850-950°C [41-42, 123-124, 159, 169, 198].

На черновой стадии прокатки происходит измельчение зерна за счёт многократной рекристаллизации и благоприятного воздействия микролегирующих элементов на структуру стали [101, 142-143, 154, 201, 209-210] (рис. 1.12). Чем меньше аустенитное зерно перед деформацией, ниже температура прокатки и выше степень деформации в каждом проходе, тем мельче будет рекристаллизованное зерно [102, 145, 211-213, 229-230]. Поэтому суммарное обжатие на этой стадии должно составлять не менее 60% [60, 113-

114, 163-164, 168, 197]. Получение мелкого аустенитного зерна при проведении предварительной стадии контролируемой прокатки является одним из главных условий формирования дисперсной конечной структуры в ТЛП [106-107, 109, 216-217, 227, 231].

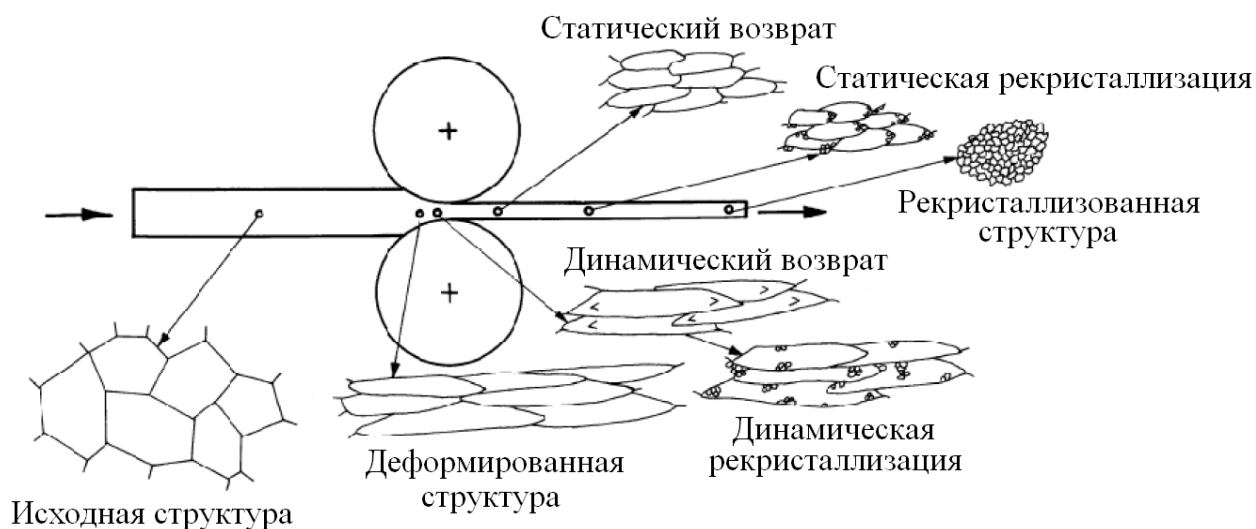


Рис. 1.12. Схема эволюции микроструктуры при черновой прокатке

Решающее влияние на уровень достигаемых механических свойств ТЛП при контролируемой прокатке оказывают её температурно-деформационные условия на чистой стадии: температура начала и конца прокатки, суммарная деформация и распределение её по проходам [107, 109, 215, 232-235].

Понижение температуры окончания прокатки приводит к измельчению зерна феррита в структуре, в результате чего прочность, вязкость и сопротивление хрупкому разрушению сталей значительно повышаются [103, 142-145, 154, 201]. Аналогичным образом влияет и увеличение степени суммарного обжатия в заключительной фазе прокатки: при деформации 70-75% в нижней части аустенитной области комплекс механических свойств существенно улучшается [70, 79, 81-83, 104, 146]. Кроме того, прокатка с высоким обжатием (40-60%) последовательно в каждой из трех фазовых областей (аустенитной, аустенитно-ферритной и ферритно-перлитной) позволяет реа-

лизовать значительное упрочнение стали и обеспечить высокую хладостойкость [41-42, 67, 157, 193, 195-196].

Эффективным способом измельчения зерна и упрочнения стали является процесс, который объединяет контролируемую прокатку и ускоренное охлаждение (термомеханический контролируемый процесс) [98-100, 142-143, 154, 201]. Важнейшее значение имеет структурное состояние в момент начала интенсивного понижения температуры [21, 80, 101-103, 128, 236]. Образование высокопрочных бейнитных структур возможно только в том случае, если охлаждение начнется в аустенитной области (вблизи точки A_{r3}) [81-83, 113-114, 189, 226]. Такой процесс применяют наиболее часто для получения ТЛП повышенных категорий прочности [108-109, 191, 193, 232-234].

Таким образом, создание эффективной химической композиции микролегированных трубных сталей и разработка технологических процессов производства МЛТС и ТЛП являются неразрывными звеньями одной технологической системы [78, 81-82, 182-185]. Такая система может быть успешно реализована в условиях современного металлургического производства, включающего сталеплавильные и листопрокатные комплексы [175-181]. Поэтому интерес представляет рассмотрение металлургической концепции получения микролегированных трубных сталей и ТЛП, осуществляемой в указанной технологической системе [26, 34, 67, 105-106, 115-116].

1.4. Металлургическая концепция получения микролегированных трубных сталей и ТЛП для нефтегазового комплекса

Формирование требуемой структуры и высокого комплекса свойств микролегированных трубных сталей, ТЛП и ТБД для нефтегазового комплекса является сложной и актуальной задачей, решение которой имеет стратегическое значение для экономики страны [7-8, 78, 81-83, 237]. Современный металлургический комплекс России располагает всем необходимым оборудованием для промышленного производства перспективных материа-

лов и изделий для ТЭК [32-34, 67, 105-106, 188]. При этом проблема повышения качества ТЛП и надёжности ТБД с одновременным понижением их себестоимости является первостепенной и требует разработки концептуального подхода к её решению на основе анализа и синтеза металлургических технологий [78, 81-83, 97, 126, 146]. Такой подход позволяет синтезировать сложные композиции химического состава низколегированных трубных сталей, а также разрабатывать технологические процессы производства стальной заготовки и ТЛП высокого качества [34, 67, 76, 96, 105-106, 207].

Под современной металлургической концепцией понимается способ системного решения обозначенной проблемы на основе функционального использования основных металлургических процессов, связанных в единые межцеховые комплексы [142, 238-243]. Систематизация имеющихся представлений позволяет выявить основные концептуальные направления решения такой задачи [73, 111, 140, 168, 188, 197, 217] (табл. 1.6).

Табл. 1.6. Концептуальные направления получения МЛТС, стальной заготовки, ТЛП и ТБД высокого качества

<i>Требование к стали</i>	<i>Механизм реализации</i>	<i>Способ промышленной реализации</i>	<i>Металлургический комплекс</i>
Повышение прочности	Зернограничное упрочнение – измельчение зерна	Технология контролируемой прокатки, совмещенной с ускоренным охлаждением (КП+УО)	Листопрокатный
	Переход от перлитной к бейнитной микроструктуре	Дополнительное легирование химическими элементами, тормозящими перлитное превращение (Mo, Cr, Ni, Cu)	Сталеплавильный
		Технология КП + УО	Листопрокатный
	Дисперсионное твердение	Микролегирование карбонитридообразующими элементами (Nb, V, Ti)	Сталеплавильный
Улучшение свариваемости	Уменьшение углеродного эквивалента	Снижение содержания углерода до 0,03-0,06%	Сталеплавильный

<i>Требование к стали</i>	<i>Механизм реализации</i>	<i>Способ промышленной реализации</i>	<i>Металлургический комплекс</i>
Получение «чистого» материала	Снижение вредных примесей	Ограничение содержания: серы до 0,001-0,005%; фосфора до 0,015%; водорода до 2 ppm; азота до 60 ppm; кислорода до 10 ppm	Сталеплавильный
		Микролегирование титаном для связывания азота	Сталеплавильный
		Модифицирование сульфидов добавками кальция	Сталеплавильный
		Уменьшение примесей цветных металлов (свинца, сурьмы, цинка и олова) до 0,0065%	Сталеплавильный
		Снижение количества неметаллических включений до 2,0-2,5 баллов	Сталеплавильный
Повышение однородности свойств	Улучшение макроструктуры слабов	Снижение сегрегационной неоднородности	Сталеплавильный
	Выравнивание химического состава слабов во всей партии	Сужение интервалов содержания химических элементов	Сталеплавильный
		Обеспечение высокой однородности химического состава при каждой выплавке	Сталеплавильный

<i>Требование к стали</i>	<i>Механизм реализации</i>	<i>Способ промышленной реализации</i>	<i>Металлургический комплекс</i>
Повышение хладостойкости	Получение бейнитных мелкодисперсных микроструктур с размером зерна менее 2 мкм	Снижение содержания углерода; технология КП + УО	Сталеплавильный, листопрокатный
	Торможение рекристаллизации аустенита	Микролегирование ниобием (до 0,10-0,11%)	Сталеплавильный
	Повышение чистоты стали	Снижение содержания серы и фосфора	Сталеплавильный
	Легирование элементами с близким строением кристаллических решеток	Легирование никелем	Сталеплавильный
Повышение стойкости к коррозионному растрескиванию под напряжением (НІС, SSCC)	Повышение сплошности, исключение микротрещин в металле	Снижение содержания и исключение возможности появления неметаллических включений, вызывающих аномальное ускорение процессов коррозии стали (алюминаты, сульфиды и др.)	Сталеплавильный
		Повышение чистоты стали по вредным примесям, особенно по содержанию серы, азота, фосфора и водорода	Сталеплавильный, листопрокатный

<i>Требование к стали</i>	<i>Механизм реализации</i>	<i>Способ промышленной реализации</i>	<i>Металлургический комплекс</i>
Повышение стойкости к коррозионному растрескиванию под напряжением (НІС, SSCC)	Повышение сплошности, исключение микротрещин в металле	Повышение однородности структуры заготовки, ТЛП и снижение внутренних растягивающих напряжений в околосшовной зоне ТБД	Сталеплавильный, листопрокатный, трубопрокатный
		Управление уровнем остаточных технологических напряжений ТЛП и ТБД, определяющих состояние микротрещин металла	Листопрокатный, трубопрокатный

Таким образом, обеспечение высокого качества при выполнении сложного комплекса требований к современным трубным сталям, ТЛП и ТБД возможно на основе разработки и применения высокоэффективных технологических процессов на всех уровнях реализации: сталеплавильном, листопрокатном и, далее, трубопрокатном [97]. Создание таких процессов отличается наукоёмкостью и представляет собой большую область технических и технологических проблем, решению которых посвящены дальнейшие главы настоящей работы.

Выделим основные системообразующие технологические блоки описанных концептуальных направлений [78, 81-83, 117, 143, 149]:

- 1) оптимизация содержания основных, легирующих и микролегирующих элементов;
- 2) увеличение степени чистоты и однородности стали;
- 3) управление микроструктурой ТЛП;
- 4) достижение высокого комплекса механических свойств ТЛП и ТБД;

5) обеспечение эксклюзивных эксплуатационных свойств ТЛП и ТБД [26, 67, 105-106, 122, 153, 188].

Представленное структурирование подчёркивает важность и необходимость улучшения композиций химического состава микролегированных трубных сталей и технологических параметров термомеханической обработки ТЛП для достижения высокого комплекса свойств конечной продукции. Последовательно рассмотрим основные составляющие металлургической концепции.

Выплавка и внепечная обработка микролегированных трубных сталей

Выплавка и внепечная обработка стали являются первыми важными операциями, которые вносят существенный вклад в формирование комплекса свойств заготовки, ТЛП и ТБД [78, 81-83, 132, 205, 244]. Развитие этих операций, прежде всего, идёт в направлении минимизации сегрегационной неоднородности сляба, снижения величины дисперсии содержания элементов химической композиции в пределах одной заготовки, плавки и партии в целом, повышения чистоты стали – по неметаллическим включениям, примесям цветных металлов, газов, серы и фосфора [67, 76, 96, 125, 187, 245-246].

Наиболее эффективной схемой сталеплавильного производства является сочетание кислородного конвертера или электродуговой печи, вакууматора, установки печь-ковш и МНЛЗ [10, 67] (рис. 1.13).

Согласно современной металлургической концепции производства стали конвертер служит лишь агрегатом для выплавки стандартного полупродукта с заданным содержанием углерода, а основные рафинировочные и корректировочные операции осуществляются на установке печь-ковш [10, 78, 81-83, 115-116]. Перед заливкой чугуна в конвертер требуется его десульфурация, чтобы содержание серы не превышало 0,005%. Чистота стали во многом зависит также от количества шлака, попадающего в сталеразливочный ковш, поэтому при выпуске металла необходимо максимально ограничить

его загрязнение путём установки специальных систем отсечки [10, 26-27, 67, 115-116, 188].

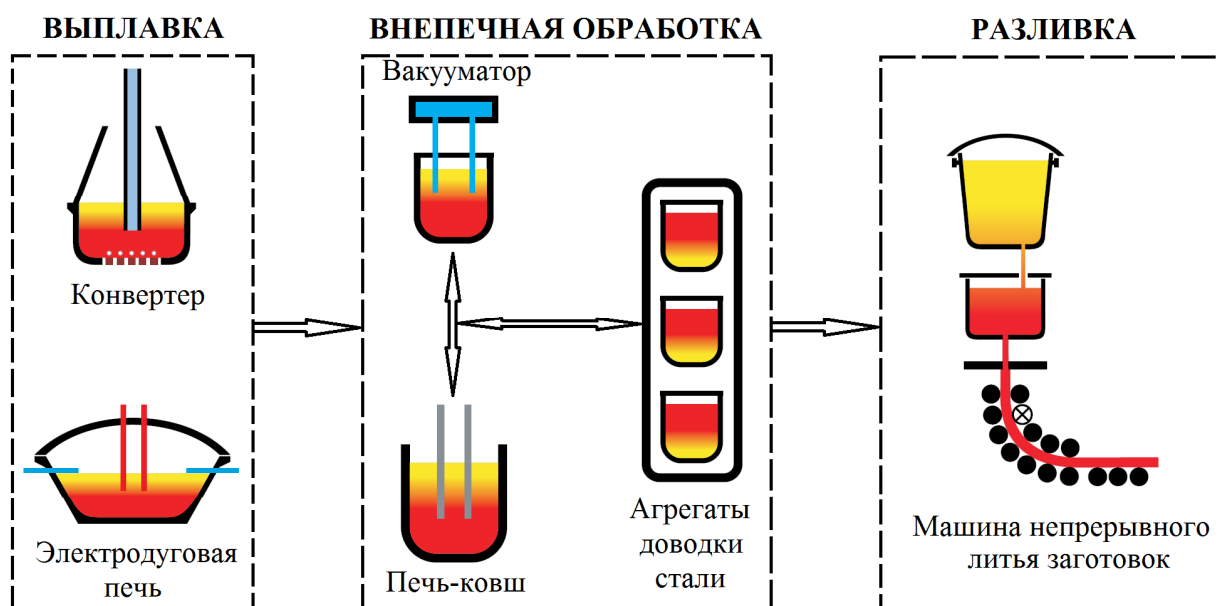


Рис. 1.13. Технологическая схема производства МЛТС

После обязательных операций легирования, дегазации и десульфурации на агрегатах внепечной обработки сталь при температуре 1560-1565°C отправляется на разливку, осуществляемую на машинах непрерывного литья заготовок [67, 105-106].

При непрерывной разливке нежелательное насыщение расплава газами предотвращают защитой струи с помощью огнеупорных стаканов и наведением специальных синтетических шлаков в кристаллизаторе [10, 81-85, 205]. Для достижения высокого качества стали необходимо применять продувку расплава инертными газами на всех стадиях производства, в том числе в промежуточном ковше и кристаллизаторе. Важным условием стабильности процесса является поддержание требуемого перегрева металла, что обеспечивают автоматическими системами индукционного подогрева в промежуточном ковше. Достижение однородности свойств по объему сляба гарантируют применением различных систем перемешивания металла – электромагнитных, ультразвуковых, механических и др. [10, 26, 67, 85, 115-116, 205].

Другими прогрессивными тенденциями в области разливки высококачественной трубной стали является рафинирование металла в промежуточном ковше, применение кристаллизаторов с износостойким покрытием, установка рессорного механизма их качания с гидроприводом, обеспечение жёсткой технологической оси с высокой точностью настройки, реализация обжата сляба с неполностью затвердевшей сердцевиной и мягкое водовоздушное охлаждение [10, 18, 26, 34, 64, 67, 205].

Перед отправкой полученных слябов в листопрокатный цех необходима их обработка с целью снижения содержания водорода в кристаллизованной стали и устранения поверхностных дефектов [67, 84-85, 186, 205, 247].

**Концепция термомеханической обработки МЛТС
в условиях толстолистого прокатного стана**

Современные толстолистовые станы обладают несравненным потенциалом по достигаемым энергосиловым параметрам процесса прокатки, геометрическим характеристикам ТЛП и, самое главное, техническим возможностям эффективной реализации различных стратегий термомеханической обработки для получения не только высококачественного рядового сортамента, но и перспективных эксклюзивных видов изделий [32-33, 41-42, 108, 188, 248].

Агрегатами для производства толстолистого трубного проката располагают зарубежные компании “Posco” (Южная Корея), “Nippon Steel”, “Sumitomo” и “JFE” (Япония), “Baosteel” (Китай), “Dillinger” и “Mannesmann” (Германия) [10, 29, 39-42, 248]. В Российской Федерации заготовку для одношовных ТБД изготавливают три стана 5000 – ОАО «ММК», ОАО «Северсталь» и ОАО «ВМЗ». Каждый из этих станов обладает рядом ключевых характеристик [34, 41-45, 76] (табл. 1.7).

Табл. 1.7. Современные толстолистовые станы 5000 в России

<i>№ п/п</i>	<i>Компания, город</i>	<i>Год ввода в экс- плуатацию</i>	<i>Мощность стана, млн т/год</i>	<i>Толщина листа</i>	<i>Марки стали</i>
1	«Северсталь», Колпино (Санкт- Петербург)	2001 (модерни- зация)	0,8	10-200	до X80 (K65)
2	«ММК», Магнито- горск	2009	1,5	8-50 (150)	до X120
3	«ВМЗ», Выкса	2011	1,5	до 48 мм	до X120

Все указанные станы располагают необходимым комплексом оборудования для производства трубной заготовки методом контролируемой прокатки [40-43, 129-130, 218]. Рассмотрим особенности организации технологического процесса на примере ТЛС 5000 ОАО «ММК» [41-44, 76, 109, 130] (рис. 1.14).

Современный состав оборудования для производства ТЛП из высокопрочных трубных сталей обязательно включает [21, 80-83, 128, 236]:

- нагревательные печи с шагающими балками;
- установку гидросбива окалина высокого давления;
- АСУТП стана с системой противоизгиба валков и контролем геометрических параметров;
- оборудование для экономичной тандемной прокатки нескольких слэбов;
- систему ускоренного контролируемого охлаждения или прямой заковки с регулируемой интенсивностью;
- установку ультразвукового контроля сплошности металла;
- системы контроля толщины и температуры, положения раската в потоке стана с его идентификацией, а также мониторинга состояния поверхности ТЛП [32-34, 67, 107, 109, 130].

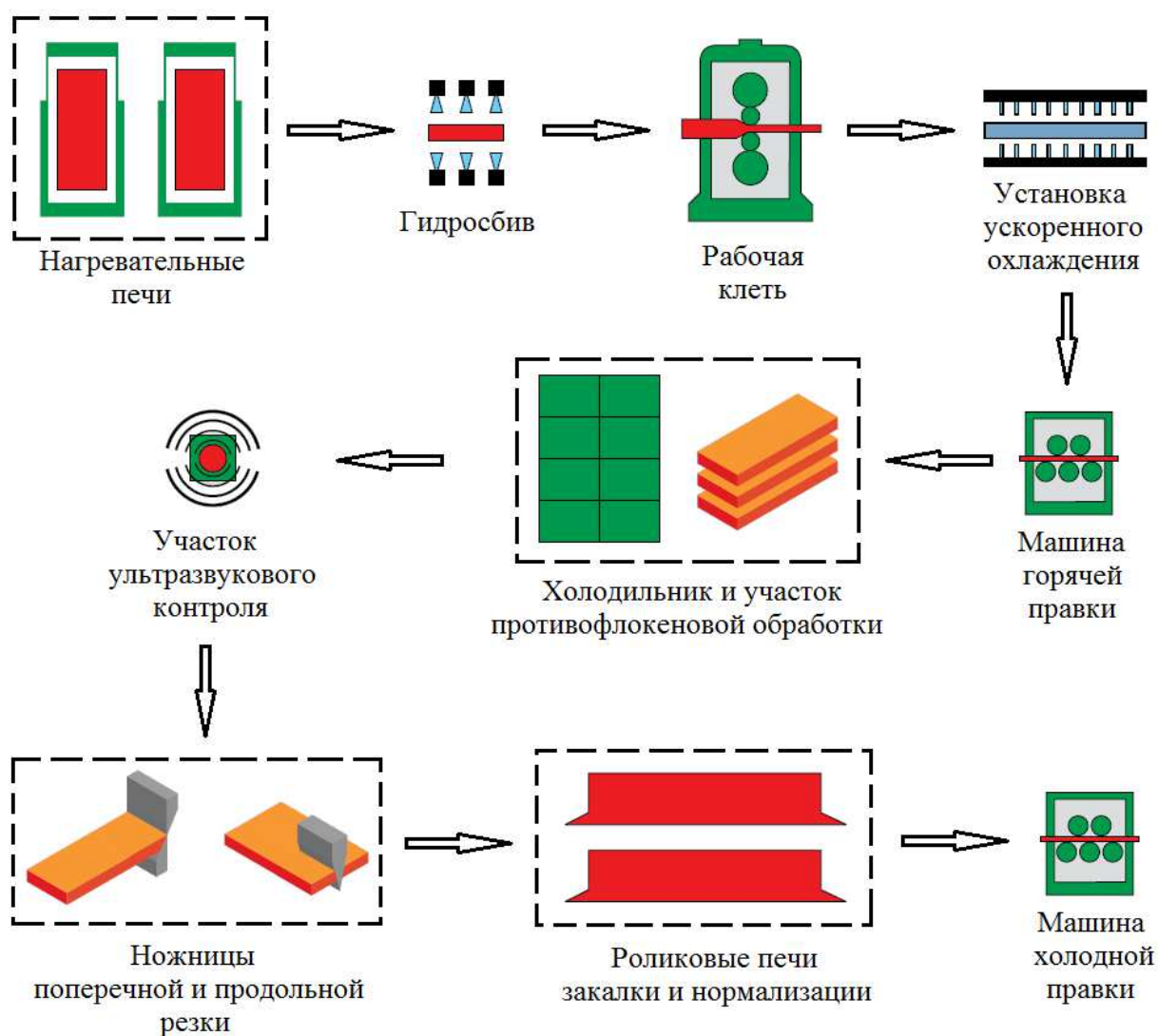


Рис. 1.14. Технологическая схема производства ТЛП

В условиях современных ТЛС возможна реализация четырёх способов горячей прокатки трубной стали [34, 67, 220-221, 225, 249-250] (табл. 1.8).

В настоящее время на отечественных ТЛС с указанным составом оборудования наибольшее распространение получила концепция термомеханической обработки «Контролируемая прокатка в сочетании с ускоренным охлаждением», технологические этапы которой представлены на рис. 1.15 [109, 219-221, 251-253].

Табл. 1.8. Способы производства ТЛП различных категорий прочности в условиях современных ТЛС

№ п/п	Способ производства СТЛ	Преобладающая микроструктура	Основной механизм упрочнения	Категории прочности
1	Традиционная горячая прокатка	Феррит и перлит	Легирование	X42-X60
2	Контролируемая прокатка	Феррит и перлит	Измельчение зерна	X60-X70
3	Контролируемая прокатка в сочетании с ускоренным охлаждением	Бейнит	Фазовое превращение	X70-X90
4	Прямая закалка с прокатного нагрева и отпуск	Мартенсит	Дисперсионное твердение	X90-X120

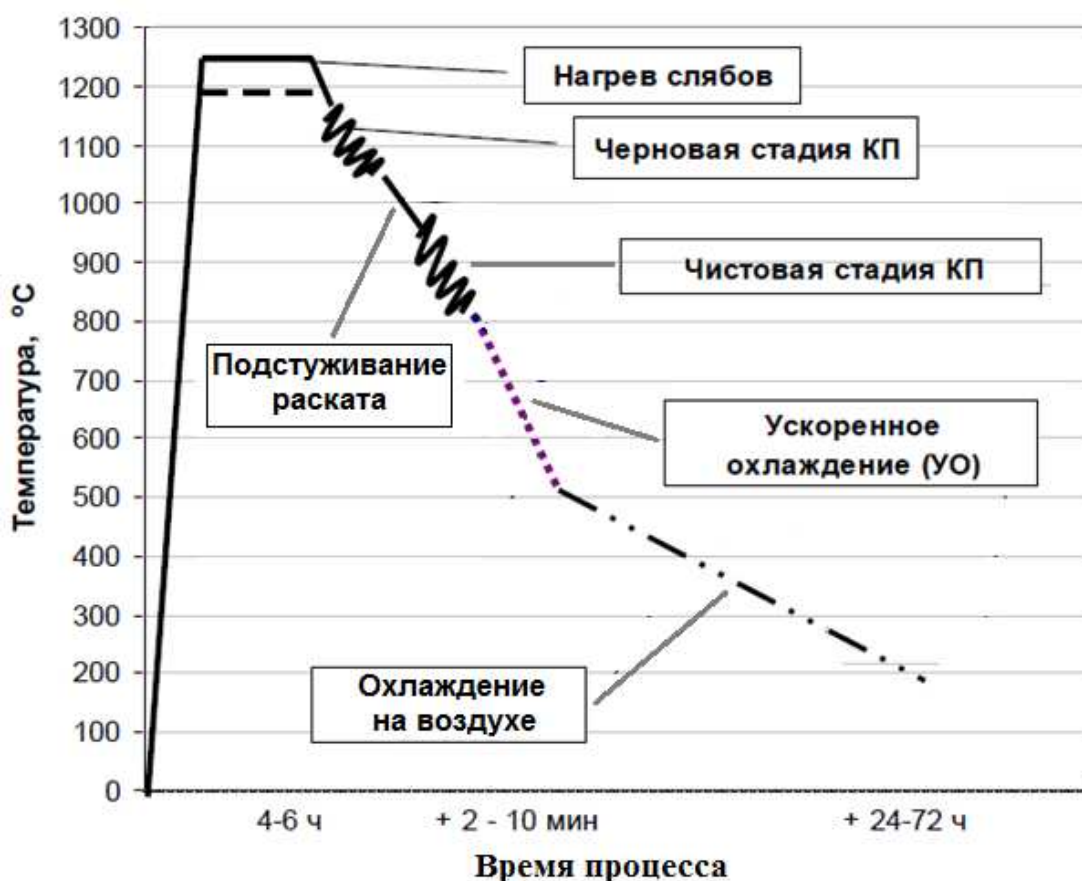


Рис. 1.15. Основные этапы процесса термомеханической обработки при производстве ТЛП для ТБД

При реализации концепции ТМО протекают основные процессы структурообразования трубной стали, направленные на формирование мелкодисперсной микроструктуры ТЛП [98-102, 143, 146]. Ключевыми составляющими такой концепции на реверсивных толстолистовых станах являются нагрев (контролируется температура и время выдержки), черновая и чистовая прокатка (деформационный и температурный режим), ускоренное охлаждение (интенсивность, температура начала и окончания процесса, скорость транспортировки листа) и вылеживание ТЛП в штабеле (температура укладки и время) [13, 34, 67, 170, 215, 248, 253].

Нагрев слябов должен осуществляться до оптимальной температуры ($1170\pm 10^{\circ}\text{C}$), обеспечивающей высокую пластичность металла, растворение микролегирующих элементов, перекристаллизацию грубой литой дендритной макроструктуры и прохождение процессов гомогенизации [254-260]. Время выдержки в методической печи выбирается исходя из требования равномерности прогрева металла по сечению и ограничивается фактором роста зерна, ухудшающего впоследствии вязкие свойства и хладостойкость ТЛП и ТБД [73-74, 105-106, 149, 205, 214].

Черновая стадия прокатки направлена на измельчение микроструктуры металла путем многократной рекристаллизации при последовательных деформациях (рис. 1.16). Наилучший эффект достигается при максимально возможном обжати в каждом проходе (более 10-12%). Общая высотная деформация на этой стадии должна быть не менее двух крат, что обеспечивается при большей исходной толщине сляба. Для прохождения полной и многократной рекристаллизации черновую прокатку необходимо осуществлять в строгом температурном интервале с нижним пределом 950°C [214, 216-217, 223, 229, 231, 261].

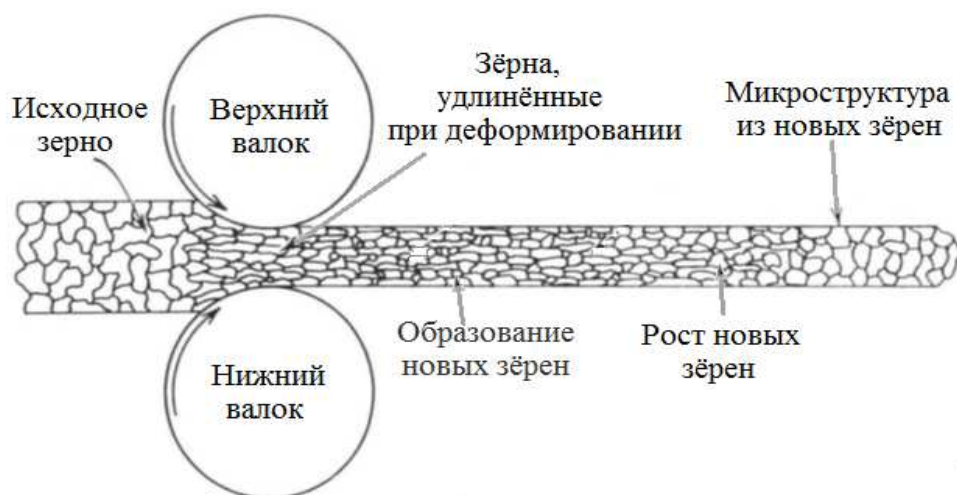


Рис. 1.16. Деформация аустенита и его рекристаллизация на черновой стадии термомеханической прокатки

Чистовая прокатка также обеспечивает измельчение микроструктуры стали путём деформационного наклёпа нерекристаллизуемого аустенита и феррита [102, 142-143, 154, 209, 211-212]. Для достаточной проработки такой структуры необходимо обеспечить толщину промежуточного раската не менее четырех крат по отношению к готовому листу [70-71, 104, 146, 213, 229-230]. Это гарантирует улучшение свойств, прежде всего, хладостойкости при ИПГ [73-74, 118, 153, 159]. Чистовая прокатка должна проводиться в области отсутствия рекристаллизации аустенита (менее 900°C) и определять фазовый состав микроструктуры перед охлаждением (γ или $\gamma+\alpha$) [215-217, 223, 231].

Ускоренное охлаждение используется для дополнительного упрочнения стали путем получения бейнитных структур и измельчения зерна в результате интенсивного теплосъёма с поверхности листа [103, 142-143, 145-146, 154, 201]. Максимальный эффект при этом достигается в случае начала охлаждения из нижней части аустенитной области [113-114, 128, 149, 165, 189, 236]. При занижении исходной температуры (смешанная $\gamma+\alpha$ область) уменьшаются прочностные свойства, а при её завышении – ухудшается пластичность и вязкие свойства ТЛП и ТБД [168, 197, 214, 253, 261]. Температура конца охлаждения отвечает за конечную микроструктуру и свойства листа: чем она ниже, тем больше прочность и меньше пластичность материала.

Типичный интервал температур конца охлаждения для трубных сталей – 450-550°С. Интенсивность охлаждения определяет дисперсность и морфологию продуктов превращения и обычно составляет 15-35°С/с [34, 159-160, 169, 193, 222].

Применение ускоренного контролируемого охлаждения при термомеханической обработке позволяет существенно повысить прочностные свойства толстолистовой трубной стали без снижения ударной вязкости и хладостойкости [98-103, 145]. При этом требуемый уровень прочности может достигаться при пониженном содержании углерода и легирующих элементов, что ведет к улучшению свариваемости, снижению полосчатости и себестоимости трубной стали, ТЛП и ТБД [109, 135, 232-234, 251-252].

Таким образом, прослеживается явная взаимосвязь и взаимозависимость составляющих технологических переделов, рассмотренных в рамках металлургической концепции получения микролегированных трубных сталей и ТЛП для нефтегазового комплекса. Есть все основания утверждать, что перед нами сложная технологическая система [175-181]. Её детальное исследование будет выполнено в рамках настоящей диссертационной работы.

1.5. Представление технологий производства микролегированных трубных сталей и толстолистового проката как элементов технологической системы «МЛТС-ТЛП»

Технологические процессы производства микролегированных трубных сталей, непрерывнолитой заготовки и ТЛП находятся в постоянном развитии [1-2, 78, 81-84]. Успешно внедряются результаты многолетних обширных теоретических и экспериментальных исследований большого числа учёных и специалистов [7, 9-10, 85, 117, 163-164]. Можно отметить, что за последние годы в этом направлении произошёл заметный прорыв и практически в одно время появились современные металлургические сталеобрабатывающие и

прокатные комплексы для производства трубной заготовки (ТЛП), а также новейшие цехи для формовки ТБД [27, 34, 75-76, 105-106, 205].

Такая синхронность развития этих инновационных процессов не является случайной. Успешность решения проблемы получения конкурентоспособной высококачественной стальной продукции для обеспечения топливно-энергетического комплекса страны трубами большого диаметра зависит от того, насколько согласованным и скоординированным является взаимодействие всех указанных выше комплексов [97]. Поэтому технологии производства микролегированных трубных сталей, непрерывнолитой заготовки и ТЛП уместно представлять и рассматривать в рамках технологической системы «МЛТС-ТЛП», укрупнённая схема которой представлена на рис. 1.17.

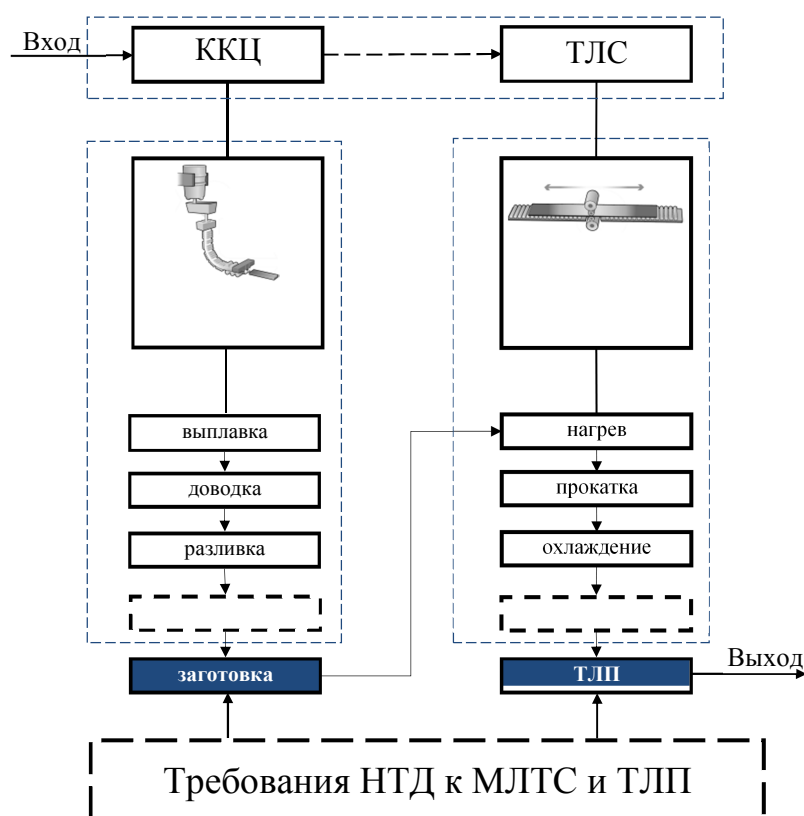


Рис. 1.17. Укрупнённая схема технологической системы «МЛТС-ТЛП»

На первом этапе в этой системе реализуется технология производства микролегированной трубной стали и непрерывнолитых заготовок [10, 82-85, 117, 132]. В процессах выплавки, внепечной обработки и доводки формиру-

ется композиция химического состава стали, чистота по неметаллическим включениям и газам [119, 133-134, 149, 186, 205, 247]. При разливке и кристаллизации образуется макроструктура сляба, зарождаются источники поверхностных и внутренних дефектов [34, 96, 105-106, 125, 141, 187].

На этапе производства ТЛП осуществляется термомеханическая обработка полученной слябовой заготовки, в результате чего формируются механические, геометрические и специальные свойства проката [98-102, 146, 226]. Окончательные свойства и эксплуатационные характеристики готовой продукции достигаются на этапе производства ТБД в процессах подгибки, формовки, сварки и др. [26, 76, 108, 205, 228, 261-262].

К настоящему времени пока ещё не разработана оптимальная технологическая система «МЛТС-ТЛП», которая позволяла бы максимально эффективно задействовать имеющееся оборудование технологических комплексов, скоординировать межцеховое взаимодействие, точно спланировать последовательность и характер обработки заготовки и полуфабриката, максимально сконцентрировать все усилия персонала на достижение поставленных целей [175-181].

В связи со сложностью и непреходящей актуальностью обозначенная проблема притягивает к себе внимание многих исследователей [6-7, 10, 78, 81-83]. Направления развития теории, техники и технологий получения МЛТС и ТЛП в конечном итоге определяются диктуемыми требованиями потребителей такой продукции. В свою очередь, развитие нефтегазовой и других смежных отраслей идёт настолько интенсивно, что влечет за собой неизбежное изменение в идейных взглядах и подходах к анализу рассматриваемой системы [6-7, 10, 17, 19, 82-83].

При изучении работ научных школ Матросова Ю.И., Морозова Ю.Д., Эфрона Л.И., Колбасникова Н.Г., Рудского А.И., Коджаспирова Г.Е., Настича С.Ю., Колесникова А.Г., Шабалова И.П., Мазура И.П., Зайцева А.И., Пышминцева И.Ю., Выдрина А.В., Хлусовой Е.И., Родионовой И.Г., Маркова С.И., Орлова В.В., Матросова М.Ю., Погоржельского В.И., Шахпазо-

ва Е.Х., Гуркалова П.И., Рыбина В.В., Горынина И.В., Малышевского В.А., Салганика В.М., Рашникова В.Ф., Песина А.М., Денисова С.В., Румянцев М.И., Хайстеркампа Ф., Хулки К. и других учёных, посвященных данной тематике, а также опыта ведущих металлургических предприятий России, СНГ и других стран мира отмечено, что одним из ключевых факторов конкурентоспособности МЛТС и ТЛП на мировом рынке является применение эффективных ресурсосберегающих технологий, позволяющих достигнуть материало-, металло- и энергосбережения. Решение таких научно-исследовательских и прикладных задач, включающих разработку новых и улучшение существующих технологий, невозможно без комплексного анализа и совершенствования технологической системы «МЛТС-ТЛП».

В общем виде рассматриваемая система позволяет реализовать совокупность взаимосвязанных и взаимозависимых технологических процессов и комплексов, обеспечивающих производство МЛТС и ТЛП в соответствии с требованиями нормативно-технической документации [175-177, 263-266]. В основе технологической системы «МЛТС-ТЛП» лежит концепция эффективного ресурсосбережения, направленная на достижение гарантированных показателей качества готовой продукции при минимальных затратах производства в условиях большого количества возмущающих воздействий, многофакторности и взаимозависимости технологических процессов [173, 174, 177-181].

Сложность создания и реализации ресурсосберегающих технологий в системе «МЛТС-ТЛП» состоит в том, что улучшение одного технологического параметра как правило ограничено ухудшением другого [172, 173-174, 178-181]. Например, применение энергосберегающей технологии горячего посада, при которой непрерывнолитой сляб непосредственно после МНЛЗ поступает в томильную печь для выравнивания температуры перед прокатным станом, позволяет существенно экономить тепловую энергию. Однако технология горячего посада не предусматривает огневую или абразивную зачистку поверхности слябов, поэтому при производстве ТЛП из микролегиро-

ванных трубных сталей, склонных к образованию трещин, потери металла из-за наличия поверхностных дефектов возрастают [238-243, 267] (рис. 1.18).



Рис. 1.18. Особенности применения технологии горячего посада в технологической системе «МЛТС-ТЛП»

При производстве ТЛП из микролегированных трубных сталей также широко применяют технологию термомеханической прокатки с ускоренным охлаждением, обеспечивающую экономию легирующих элементов на стадии выплавки [34, 105-106, 108, 228, 251-252]. Однако для ТЛП толщиной 14-50 мм такая экономия приводит к нежелательному увеличению объема брака и несоответствующей продукции по механическим свойствам. Это связано,

прежде всего, с особенностями деформационно-термической проработки [268] и охлаждения центральных слоев проката большой толщины. В результате такой металл вынуждены подвергать дополнительной термической обработке, что увеличивает себестоимость ТЛП. Кроме того, интенсификация ускоренного охлаждения приводит к возникновению высоких остаточных напряжений в металле, что является одной из причин стресс-коррозионной повреждаемости магистральных газопроводов при их эксплуатации [12, 23, 26, 72, 236] (рис. 1.19).

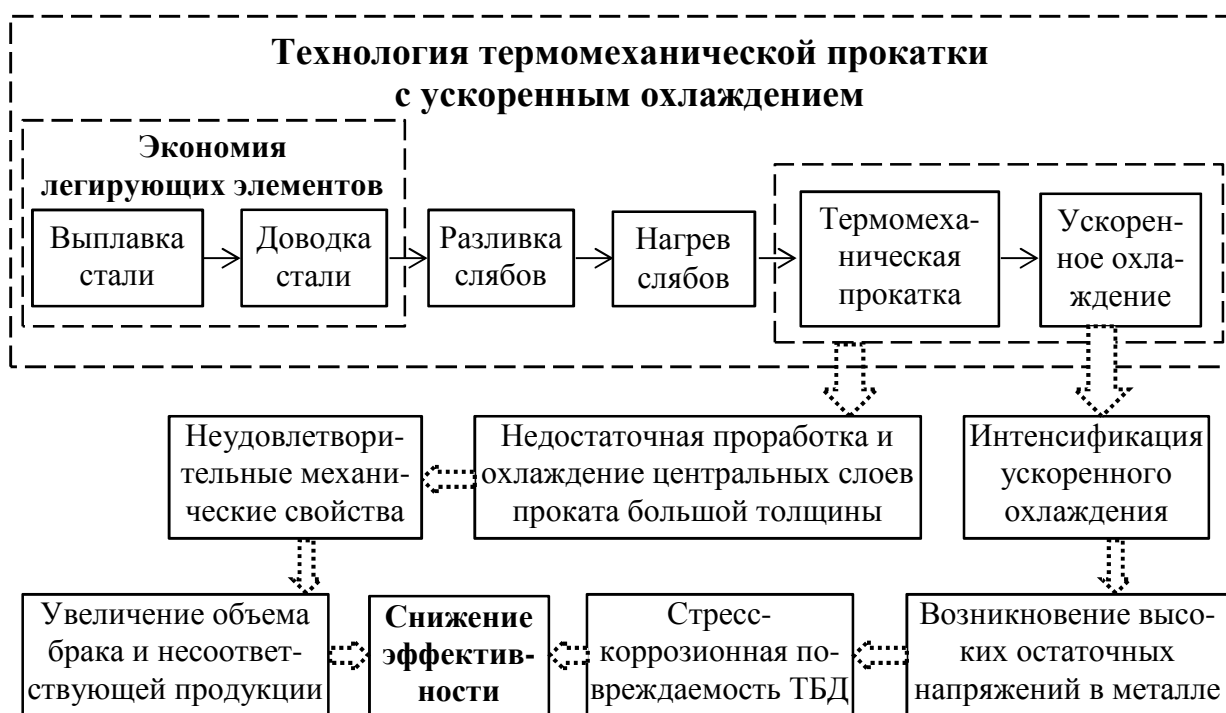


Рис. 1.19. Блок-схема причинно-следственной связи процессов снижения эффективности технологии термомеханической прокатки с ускоренным охлаждением в системе «МЛТС-ТЛП»

Противоречивая ситуация возникает и в случае, например, реализации технологии производства ТЛП, обеспечивающей минимизацию боковой обрезки из-за наличия прикромочных трещин. Известные решения этой проблемы, включающие применение поперечной схемы толстолистовой прокатки, в большинстве случаев являются достаточно эффективными. Однако формовка ТБД из листов, прокатанных по поперечной схеме, в ряде случаев является

нежелательной, поскольку может приводить к анизотропии свойств по длине. При этом увеличивается вероятность образования поверхностных и внутренних дефектов при формовке ТБД [238-243, 267] (рис. 1.20).

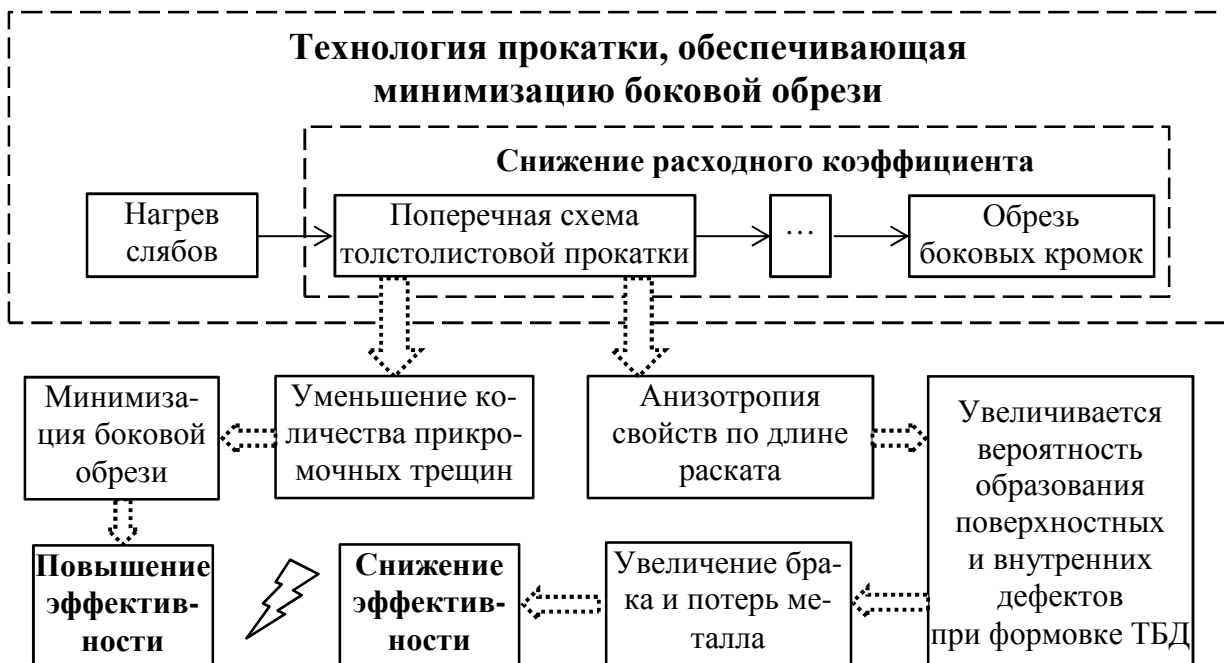


Рис. 1.20. Блок-схема причинно-следственных связей при реализации технологии прокатки с минимизацией боковой обрезки в технологической системе «МЛТС-ТЛП»

Для стабилизации процесса толстолистовой прокатки применяют рас согласование скоростей рабочих валков. Таким способом на черновой стадии деформирования компенсируют разную температуру верхней и нижней поверхности заготовки. Нижняя поверхность сляба холоднее верхней, поэтому при прокатке происходит изгиб раската вниз, что приводит к его проскальзыванию между роликами рольганга и трудностям при кантовке. Для уменьшения негативного влияния температурной асимметрии по толщине раската применяют прокатку с разными скоростями валков [269]. Для изгиба листа вверх целенаправленно увеличивают скорость нижнего валка до 3% в зависимости от марки стали и других параметров [248, 270].

Однако помимо температурного градиента на процесс прокатки оказывают влияние и другие факторы асимметрии: геометрический (неравенство диаметров рабочих валков) и фрикционный (неравенство условий трения на контакте с верхним и нижним рабочими валками) [269]. Также отрицательно влияет несоответствие уровня рольганга и линии прокатки, в результате чего передний конец раската входит в очаг деформации под некоторым углом (рис. 1.21).



Рис. 1.21. Блок-схема технологии термомеханической прокатки с вертикальным изгибом переднего участка раската

Комплексное влияние указанных негативных факторов усложняет управление процессом прокатки и приводит к повышенному загибу раската вверх («ski-эффект»). В результате происходит кратковременное «забуривание» раската в роликах отводящего рольганга или машине предварительной

правки. Даже незначительные остановки стана ведут к нарушениям температурного режима термомеханической прокатки микролегированных трубных сталей [34, 100-102, 106, 226, 235]. В итоге механические свойства ТЛП не соответствуют требованиям нормативно-технической документации (см. рис. 1.21).

Кроме того, ski-эффект приводит к неплоскостности по длине раската, что затрудняет осуществление процесса ультразвукового контроля. Это влияет на возникновение и развитие дефектов ТЛП, повышает количество брака и несоответствующей продукции и, в конечном счете, негативно отражается на эффективности технологического процесса и системы «МЛТС-ТЛП» в целом [84-85, 186, 247].

Одной из наиболее серьезных проблем в технологической системе «МЛТС-ТЛП» является снижение свойств ТЛП вследствие повышенной химической неоднородности, вызванной ликвационными процессами. В то же время снижение содержания основных ликвирующих элементов в стали также понижает уровень механических свойств проката. Возникает явно выраженное противоречие и необходимость применения системного подхода к решению этой задачи [136, 179-181, 244-246] (рис. 1.22).

Таким образом, технологические процессы производства стали и листового проката в системе «МЛТС-ТЛП» являются многофакторными со сложными противоречивыми влияниями [171-172, 237, 263-266]. Обеспечение эффективности ресурсосберегающих технологий в этой системе представляет собой сложную научно-техническую проблему [173-174, 177-181]. При этом требуется разработка технологических решений, обеспечивающих комплексное металло-, материало- и энергосбережение. Для решения указанной проблемы необходимо разработать эффективный методологический подход, разрешающий противоречия и позволяющий развивать технологическую систему «МЛТС-ТЛП».

Технология производства ТЛП со сниженной химической неоднородностью (ликвацией)

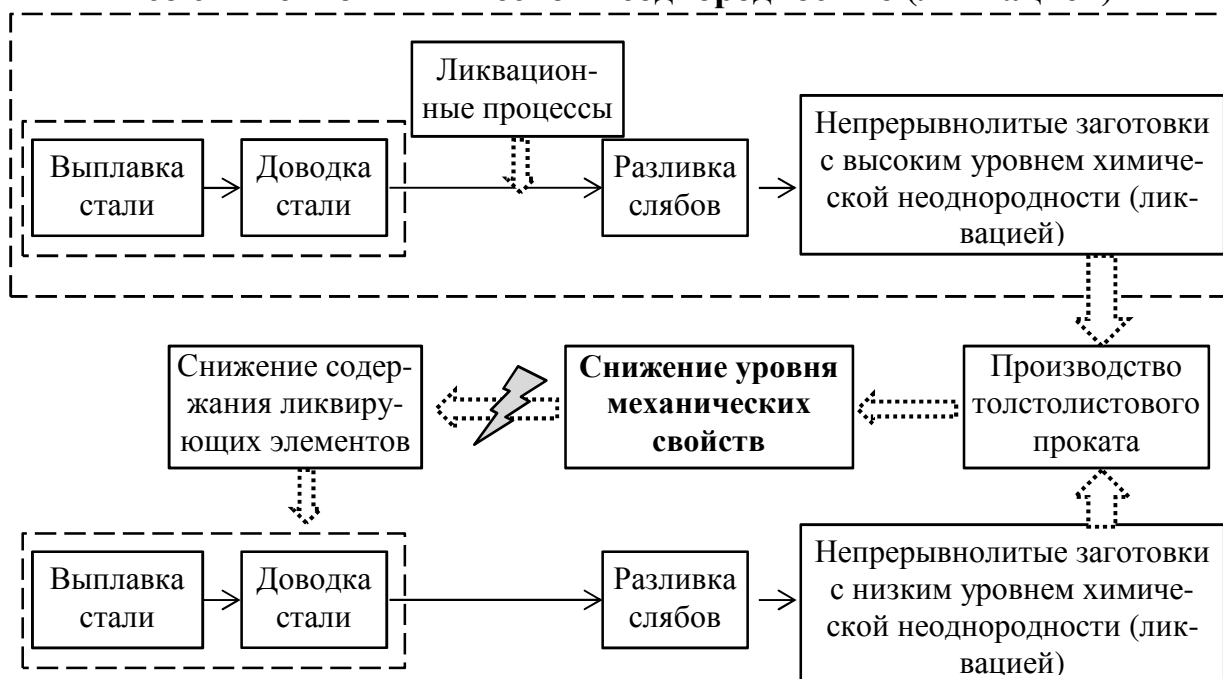


Рис. 1.22. Блок-схема причинно-следственных связей при решении проблемы снижения уровня механических свойств ТЛП вследствие химической неоднородности (ликвации)

Проанализируем некоторые известные направления и принципы решения научно-производственных задач системного характера, описывающих заключительные стадии металлургического производства.

1.6. Методологические подходы к решению системных научно-производственных задач

Решение большинства научно-производственных задач зачастую затруднено их системным характером и немалым объемом описываемых параметров и связей между ними [78, 182-185, 230, 271]. Пока не существует универсального метода, позволяющего получить наилучший результат при исследовании любых технологических систем. В каждом конкретном случае стремятся отыскать инструменты, позволяющие наиболее точно выявлять и анализировать закономерности процессов, изучать характер взаимодействия

элементов, искать пути совершенствования и развития производственных комплексов. Другими словами, разрабатывается определённый методологический подход, включающий совокупность формализованных средств, методов, способов и приёмов, используемых для достижения поставленной практической цели [272]. В качестве такой цели может приниматься, например, освоение нового сортамента продукции, достижение уникального сочетания механических и специальных эксплуатационных свойств, снижение себестоимости, повышение эффективности и т.д. [39, 97, 180-181, 264-266].

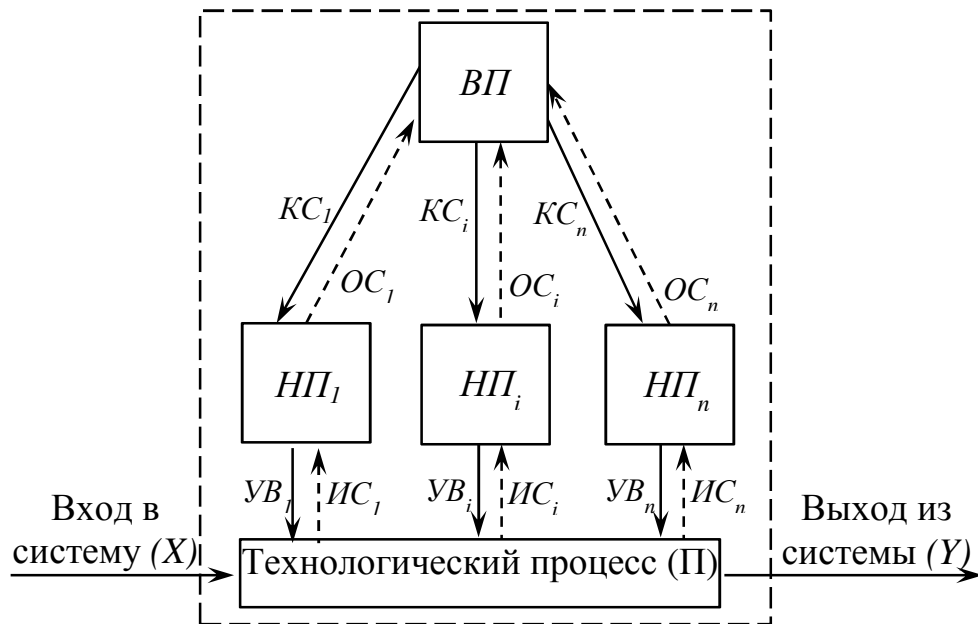
Важным этапом при решении системных научно-производственных задач является формализация самой технологической системы [263]. Под технологической системой принято понимать совокупность функционально взаимосвязанных средств технологического оснащения, предметов производства и исполнителей для реализации в регламентированных условиях производства заданных технологических процессов и операций. Другими словами технологическая система позволяет обеспечить [81-83, 182-185]:

- бесперебойное и слаженное функционирование технических систем (оборудования);
- производство и выпуск продукции требуемого сортамента с необходимым уровнем качества;
- оптимальные технологические маршруты (последовательность технологических процессов и операций), режимы, схемы обработки и т.д.;
- координацию действий персонала (руководителей всех звеньев и рабочих);
- синтез и эффективную реализацию комплекса технологий;
- организацию функционального взаимодействия всех элементов системы между собой и с внешними условиями через входные и выходные связи;
- реализацию принципа экономичности, например, снижения себестоимости за счет разработки эффективных ресурсосберегающих решений [5, 82-83, 112, 171, 174, 263].

Эффективность технологической системы во многом определяется характером её структуры – композицией формальных взаимосвязей между элементами и подсистемами, отражающими внутренний порядок и гармоничность [263]. Например, в задачах управления взаимосвязи между подсистемами реализуются через вертикальное взаимодействие: вышестоящие элементы влияют на нижестоящие посредством координирующих сигналов или управляющих воздействий на процесс (рис. 1.23). Ответной реакцией являются информационные сигналы обратной связи, по которым определяют состояние процесса и правильность координирующих действий. Таким образом, технологический процесс (П) представляет собой некоторую управляемую систему, к которой поступают воздействия (УВ) от подсистем нижнего уровня и внешних источников (X):

$$П: УВ \times X \rightarrow Y,$$

где Y – множество выходных сигналов.



ВП и НП – соответственно вышестоящая и нижестоящая управляющая системы; КС и ИС – соответственно координирующий и информационный сигналы; УВ – управляющее воздействие; ОС – сигнал обратной связи

Рис. 1.23. Двухуровневая система управления технологическим процессом

Доказано, что при решении сложных крупномасштабных производственных задач значительно эффективнее применять многоуровневый подход. Технологические системы в таком случае имеют усложняющиеся иерархические уровни (подсистемы) операций, процессов, подразделений (участков, цехов), предприятий и их отраслевых групп (рис. 1.24) [182-185, 263, 273].

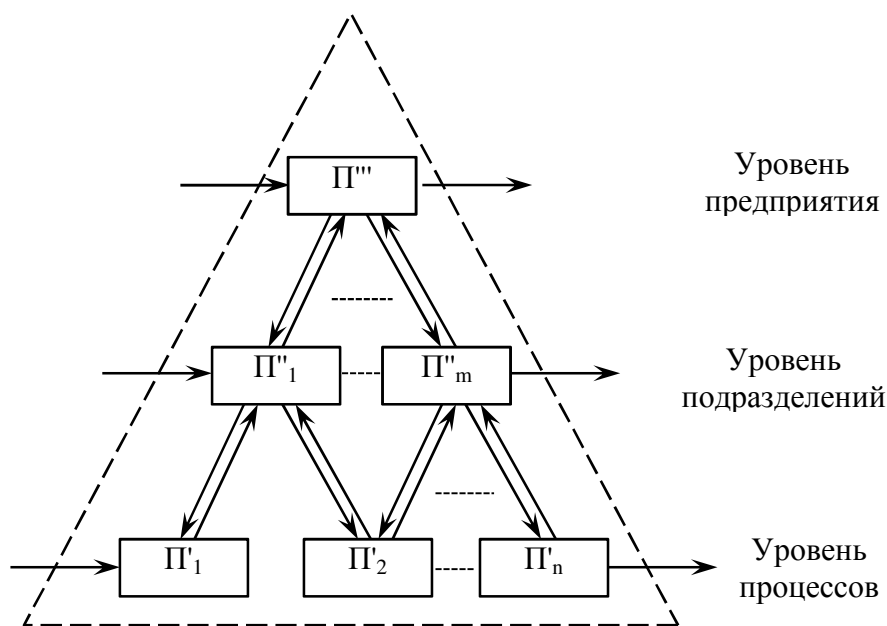


Рис. 1.24. Общий вид многоуровневой иерархической системы предприятия

Таким образом, технологическая система является некоторой моделью производства с отображением его внутренней структуры и принципов функционирования. Анализ технологических систем позволяет оценивать и улучшать качество продукции и основные производственные показатели как на стадии проектирования, так и при совершенствовании технологического процесса [97, 182-185]. Успешность и эффективность такого улучшения во многом определяется методологическим подходом к решению конкретной научно-производственной задачи [5, 81-83, 171, 263, 272].

Например, для решения проблемы обеспечения высокой эффективности широкополосной горячей прокатки (ресурсосбережения, технологической гибкости, высокого качества продукции и её конкурентоспособности)

разработана методология совершенствования системообразующих связей на разных уровнях иерархии технологической системы «Сталь – слябы – горячекатаная полоса» (рис. 1.25). Развитие таких связей позволило получить ряд масштабных научных и производственно-технологических результатов [183, 184, 282].

В частности, изучено влияние различных факторов асимметрии на особенности высотного деформирования полос с учетом поворота входного и выходного сечений в очаге деформации. При этом высокая плоскостность и требуемый профиль проката могут быть получены за счет эффективного формоизменения при боковых обжатиях непрерывнолитых слябов с оптимальной формой поперечного сечения. Кроме того успешно реализован принцип сочетания поступательного и вращательного движения полосы на промежуточном участке стана между стадиями черновой и чистовой прокатки [282].

Разработана методология совершенствования и развития сложной технологической системы «Сталь – прокат – металлопродукция» для обеспечения стабильного экономичного производства проката гарантированного качества и изделий из него. В частности, предложена информационная система анализа сквозных технологий (рис. 1.26) и на её базе определена стратегия управления качеством металлопродукции. Осуществлено совершенствование действующих технологических систем листопрокатного и сортопрокатного производства и определены перспективы их развития [182-185, 230, 271, 274].

Практическое использование принципов информационного анализа сквозных технологий позволило сформировать достоверную базу знаний для действующего технологического комплекса. Такая база способна генерировать нормативы технологии и сигналы динамической коррекции процесса при различных возмущениях. Интегрирование этой системы как ядра в трехуровневую систему сквозного управления обеспечило стабильное производство металлургической продукции (рис. 1.27) [182-185, 230, 271, 274].

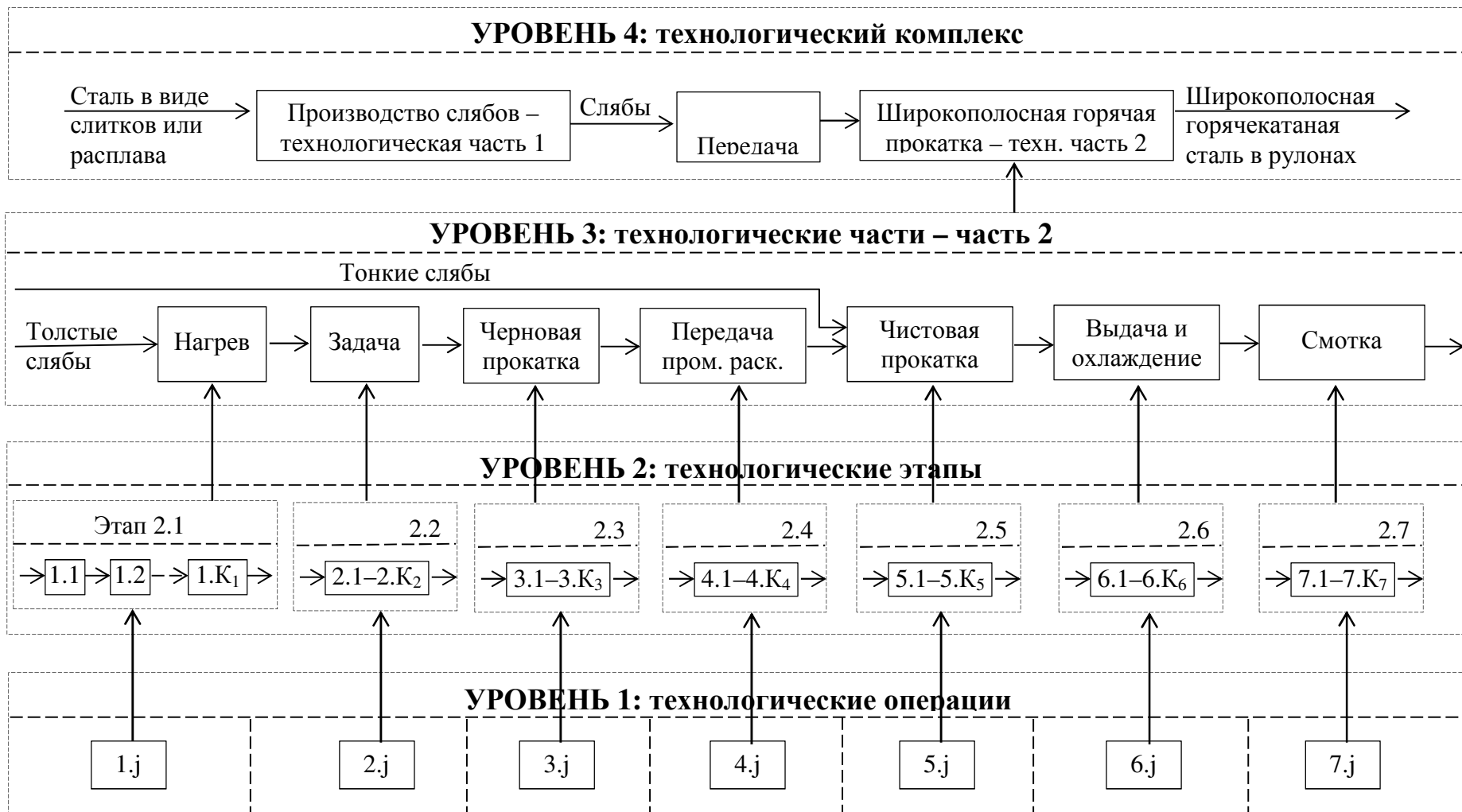


Рис. 1.25. Схема технологии широкополосной горячей прокатки как иерархической технологической системы в составе листопрокатного комплекса

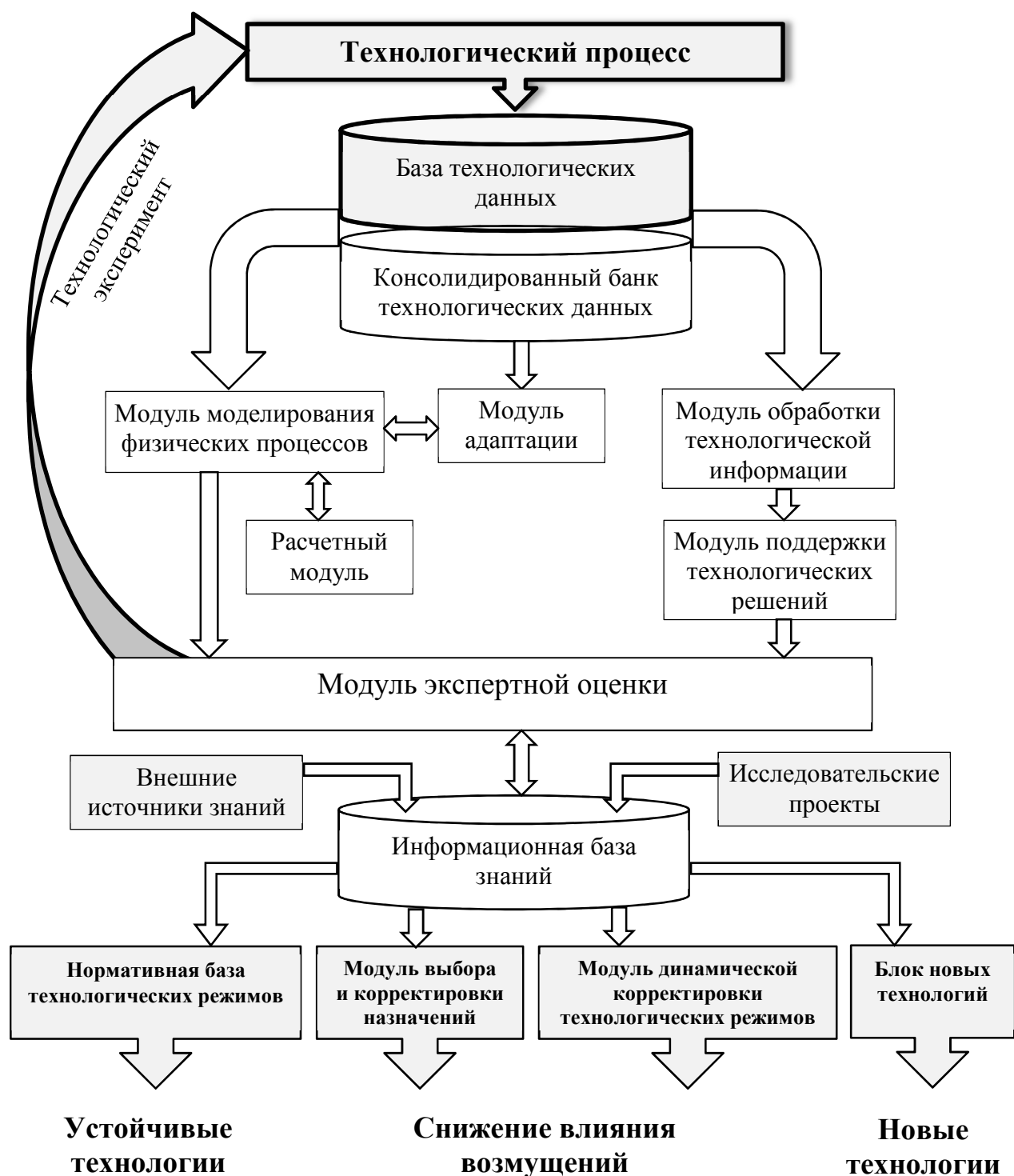


Рис. 1.26. Информационная система анализа сквозных технологий

Данная система успешно реализована в технологических комплексах «ККЦ – ЛПЦ №10 – ЛПЦ № 5», «ККЦ – ЛПЦ №10 – ЛПЦ № 11», «ЭСЦ – МНЛЗ – СЦ», на ШСГП 2000 и 2500 ОАО «ММК», при производстве гнутых профилей, прямошовных труб, штампованных изделий для автомобилестроения и высокопрочной холоднокатаной ленты [104, 182-185, 230, 271].

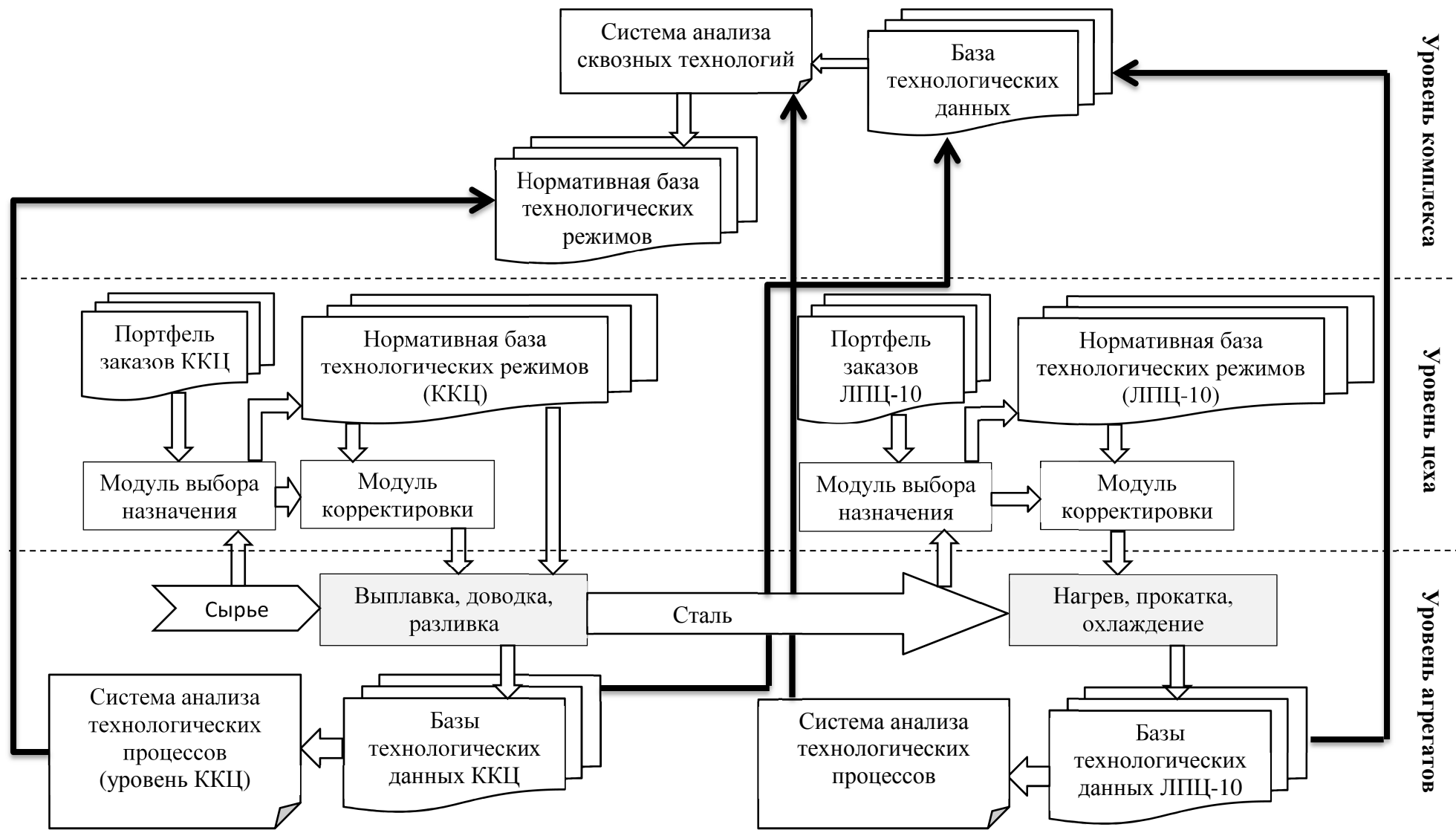


Рис. 1.27. Иерархия системы сквозного управления качеством продукции листопрокатного комплекса

Для создания и реализации эффективных деформационно-термических процессов производства низколегированных стальных полос и листов с повышенными потребительскими свойствами разработана комплексная методология проектирования новых технологий с помощью специализированной исследовательской системы, объединяющей комплекс формализованных и неформализованных моделей (рис. 1.28) [106, 199-200, 275-278].

Подсистемы ($П_i$) специализированной исследовательской системы:



Рис. 1.28. Специализированная исследовательская система проектирования новых технологий прокатки низколегированной стали

Применение данного методологического подхода позволило разработать композиции химического состава и технологии производства рулонного и листового проката для изготовления магистральных нефте- и газопроводных труб категорий прочности до К65 (X80), коррозионностойких сталей

(13ХФА, 09ГСФ и др.), автомобильных HSLA и двухфазных сталей классов прочности до 600. В общей сложности в условиях ОАО «ММК» освоено производство высококачественного проката из 40 марок сталей нового поколения объемом более 220 тысяч тонн с суммарным экономический эффектом, превышающим 160 млн рублей [199-200, 235, 275-278].

Для повышения эффективности производства конкурентоспособного стального проката и изделий из него на основе глубокой переработки металла в условиях действующего металлургического производства сформулирован единый методологический подход совершенствования процессов деформирования на всех этапах технологической системы «Сталь-прокат-изделия-узлы» (рис. 1.29) [279].

<i>Исходный, промежуточные и конечный продукты ТС</i>	Этапы ТС	<i>0. Жидкая сталь</i>	I. Горячая прокатка	<i>1. Горячекатаная сталь</i>	II. Холодная прокатка	<i>2. Холоднокатаная сталь</i>	III. Холодная штамповка	<i>3. Изделия</i>	IV. Отделка и сборка	<i>4. Узлы</i>
	Технологические комплексы этапов		Широкополосные станы горячей прокатки Тонкослябовые литейно-прокатные агрегаты		Травильно-прокатные агрегаты		Кривошипные прессы Холодновысадочные автоматы		Сборочная линия	

Рис. 1.29. Технологическая система «сталь-прокат-изделия-узлы»

Такой подход позволил выполнить системный анализ комплекса последовательных процессов горячей и холодной листовой прокатки, холодной штамповки комплектующих изделий и отдельных операций получения готовых узлов с определением эффективных направлений развития на всех технологических этапах. В частности, разработана и внедрена технология горячей прокатки с петлеобразованием раскатов на промежуточном рольганге, позволяющая существенно снизить капитальные затраты за счет сокращения длины стана, улучшить температурный режим прокатки и обеспечить высо-

кую производительность. Сформулированы новые концепции сверхкомпактных тонкослябовых литейно-прокатных и травильно-прокатных агрегатов, внедрение которых позволило существенно снизить капитальные затраты, расход тепловой энергии и сокращение концевой обрезки. В результате реализации разработанных технологических и технических решений получено снижение себестоимости готовой продукции на 6% с обеспечением высокого показателя её конкурентоспособности [279].

Для повышения конкурентоспособности высококачественной металлической проволоки разработана методология исследования и развития единой эволюционирующей технологической системы «прокатка катанки - волочение» (рис. 1.30) [280].

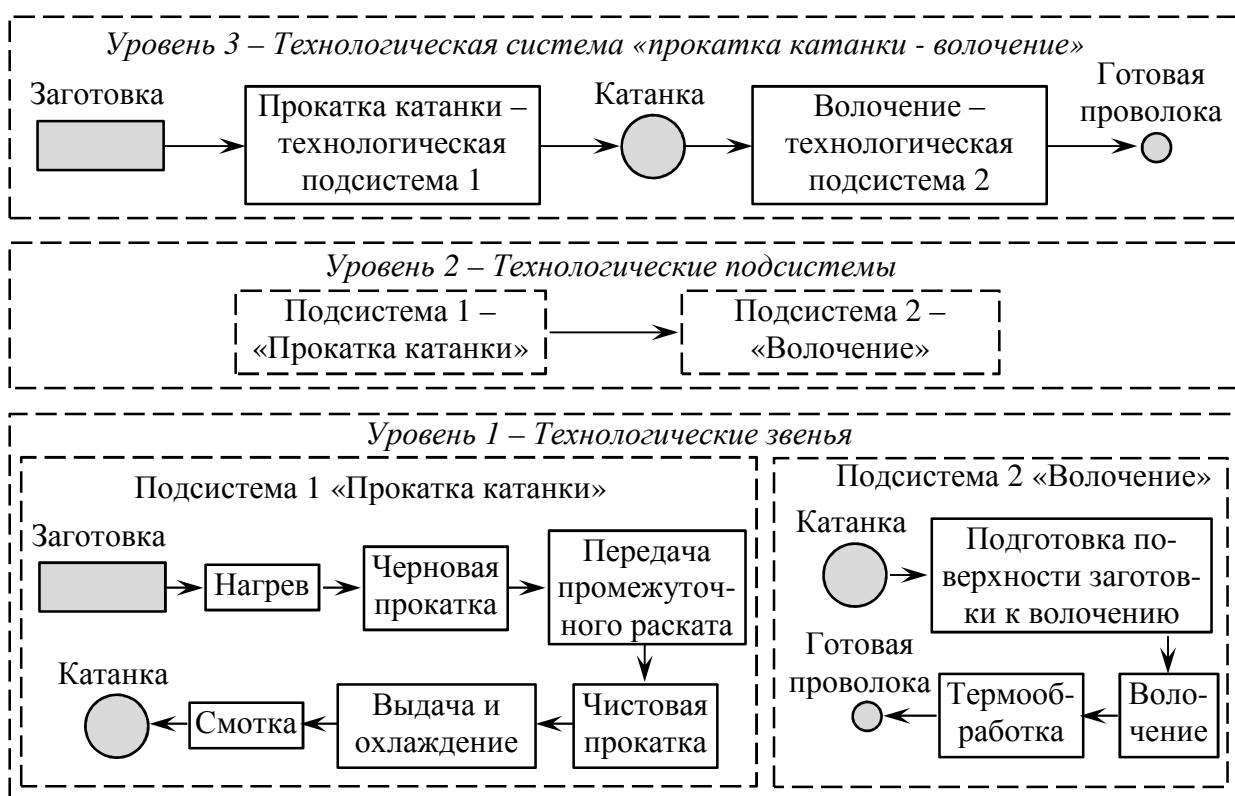


Рис. 1.30. Технологическая система «прокатка катанки - волочение»

На её основе успешно решена совокупность задач по развитию процесса бескалибровой прокатки, формированию требуемого микрорельефа поверхности катанки, управлению микроструктурой и механическими свой-

ствами проката, а также совершенствованию процесса производства проволоки. В результате удалось существенно повысить конкурентоспособность готовой продукции за счет снижения издержек производства и повышения качества металлических изделий – уменьшения количества поверхностных дефектов, улучшения структуры и комплекса свойств [280].

Применительно к многовариантным многостадийным технологическим системам разработан методологический подход, основанный на оперативной технологической адаптации показателей качества металлопродукции. На его основе успешно решены вопросы адаптивного управления качеством в процессах изготовления металлопродукции с глубокой степенью переработки, найдены механизмы повышения устойчивости взаимодействия элементов системы «производитель-потребитель» в условиях крупного металлургического предприятия [281].

Для этого построена двухуровневая двухконтурная система адаптивного управления качеством металлопродукции, реализующая в оперативном режиме возможность максимального учета и использования технологических ресурсов предприятия (рис. 1.31). На её основе сформулированы подходы к выбору рационального варианта технологической адаптации при организации процесса изготовления конкретного вида металлопродукции: холодногнутых профилей широкого размерно-марочного сортамента, холоднокатаной ленты для изготовления монетной заготовки, высокопрочной холоднокатаной упаковочной ленты с повышенными механическими свойствами, горячекатаного рулонного подката с оптимальной микроструктурой для последующего получения холоднокатаной ленты, инновационных видов металлопроката для автомобилестроения [281].



Рис. 1.31. Двухуровневая двухконтурная система адаптивного управления качеством металлопродукции

Таким образом, успех решения системных научно-производственных задач во многом определяется особенностью используемого методологического подхода. Он помогает сформировать комплексное представление об элементах системы, связях между ними и особенностях взаимодействия, структурировании подсистем, отыскании эффективных управленческих решений и рычагов воздействия на характер протекания производственных

процессов, что позволяет в конечном итоге получить продукцию нужного сортамента с требуемым комплексом свойств [81-85, 171, 184].

1.7. Формулировка цели и постановка задач диссертационной работы

Проведенный анализ современного состояния и актуальных направлений развития в области получения микролегированных трубных сталей и толстолистового проката, предназначенных для применения в топливно-энергетическом комплексе страны, позволил выявить ряд ключевых аспектов:

– топливно-энергетический комплекс играет важнейшую стратегическую роль в экономике и промышленности России и является локомотивом радикального роста технологического уровня в самых разных областях науки и техники;

– развитие нефтегазового комплекса предполагает, с одной стороны, увеличение рабочего давления транспортируемых углеводородов, а с другой – повышение надежности и безопасности эксплуатации трубопроводных магистралей;

– выполнение этих требований обуславливает повышение прочности материала, применение уникальных композиций легирования, обеспечение высокой чистоты стали по примесным элементам, снижение анизотропии, разработку прогрессивных деформационно-термических способов обработки и т.д., что неизбежно будет сопровождаться повышением стоимости микролегированных трубных сталей и толстолистового проката;

– рост комплекса свойств диктует необходимость разработки новых ресурсосберегающих технологий производства микролегированных трубных сталей и толстолистового проката;

– технологические элементы, формирующие металлургическую концепцию производства микролегированных трубных сталей и толстолистового проката, являются взаимосвязанными и взаимозависимыми, что позволяет

представить их в виде технологической системы «МЛТС-ТЛП», пронизывающей сталеплавильный и листопрокатный комплексы;

– обеспечение эффективности ресурсосберегающих технологий в этой системе представляет собой сложную научно-техническую проблему, заключающуюся в необходимости разработки эффективной совокупности технологических решений с реализацией принципа комплексного металло-, материало- и энергосбережения;

– для успешного решения указанной проблемы необходимо построить эффективный методологический подход, который позволит сформировать наиболее полное представление об элементах технологической системы «МЛТС-ТЛП», связях между ними и особенностях взаимодействия, структурировании подсистем, отыскании эффективных управленческих решений и рычагов воздействия на характер протекания технологических процессов, что позволит в конечном итоге получить продукцию нужного сортамента с требуемым комплексом свойств.

Всё вышеизложенное позволяет обоснованно сформулировать цель диссертационной работы как создание комплекса ресурсосберегающих технологических решений по получению высококачественного толстолистового проката из микролегированных трубных сталей классов прочности К56-К65 на основе разработки и применения методологии эффективной технологической компенсации.

Поставленная цель достигается путём решения совокупности следующих научно-технологических задач:

1. Разработать новый подход совершенствования технологии производства толстолистового проката из микролегированной трубной стали на основе определения компенсационного воздействия на систему через совокупность технологических параметров температурно-деформационной обработки металла;

2. Сформировать комплекс математических и физических моделей для определения компенсационных технологических воздействий в системе производства толстолистового проката из микролегированных трубных сталей;

3. Установить зависимости механических свойств толстолистового проката от химического состава микролегированных трубных сталей категорий прочности K56-K65 в диапазоне изменения технологических параметров контролируемой горячей прокатки для выявления основных принципов эффективной технологической компенсации;

4. Применить разработанный методологический подход при определении рациональных технологических параметров толстолистовой контролируемой прокатки для компенсации целенаправленного снижения содержания легирующих элементов в трубных сталях классов прочности K56-K65;

5. Разработать методику поиска ресурсосберегающих компенсирующих режимов толстолистовой прокатки непрерывнолитых слябов с поверхностными дефектами (трещинами) из микролегированных трубных сталей при условии обеспечения сокращения величины обрезки боковых кромок листов;

6. Теоретически обосновать выбор компенсирующих режимов асимметричного деформирования непрерывнолитых слябов с температурным градиентом по толщине при условии минимизации ski-эффекта на переднем участке толстолистового раската;

7. Расширить представления об интенсифицировании компенсирующего деформационного воздействия на центральные слои металла при производстве толстолистового проката из непрерывнолитых слябов с повышенным уровнем осевой химической неоднородности.

Глава 2. РАЗРАБОТКА МЕТОДОЛОГИИ ЭФФЕКТИВНОЙ ТЕХНОЛОГИЧЕСКОЙ КОМПЕНСАЦИИ ДЛЯ СОВЕРШЕНСТВОВАНИЯ ТЕХНОЛОГИЧЕСКОЙ СИСТЕМЫ «МЛТС-ТЛП»

2.1. Формирование системной концепции достижения требуемого уровня свойств и признаков выпускаемой продукции

Последние 20-25 лет существенно развиваются перспективные направления и разработки, связанные с исследованием сложных технологических систем [178, 181]. Теоретический и прикладной уровни этих разработок интенсивно прогрессируют, повышая их значимость, расширяя области применения и научное оснащение [182, 266].

Сегодня системный подход стал наиболее распространённым приёмом при создании и совершенствовании смежных производственных технологий как технологических систем [263, 175-176]. Неизбежно протекают процессы постепенного усложнения и расширения таких систем как на стадии проектирования, так и при их функционировании, что отражается на соответствующем изменении свойств и признаков выпускаемой продукции [264]. Развитие технологических систем приводит к тому, что новый комплекс свойств и признаков позволяет говорить о выпуске новой продукции [185, 265].

Значительное усложнение технологических систем и расширение областей их применения вызывает необходимость реструктуризации, в частности, переход к модульной многоуровневой (этажной) структуре [273, 179-180]. Для полного охвата и эффективного анализа всех возможных воздействий целесообразно представить производственно-технологическую структуру системы в виде трёхуровневой иерархической конструкции (рис. 2.1). Декомпозиция уровней (этажей) этой конструкции в свою очередь позволяет говорить об их внутренней структуре, включающей интеллектуальную и производственную ступени. Повторяемость ступеней от этажа к этажу приводит к преобразованию рассматриваемой иерархии в многоуровневую систему взаимодействия интеллектуально-производственных модулей (ИПМ).

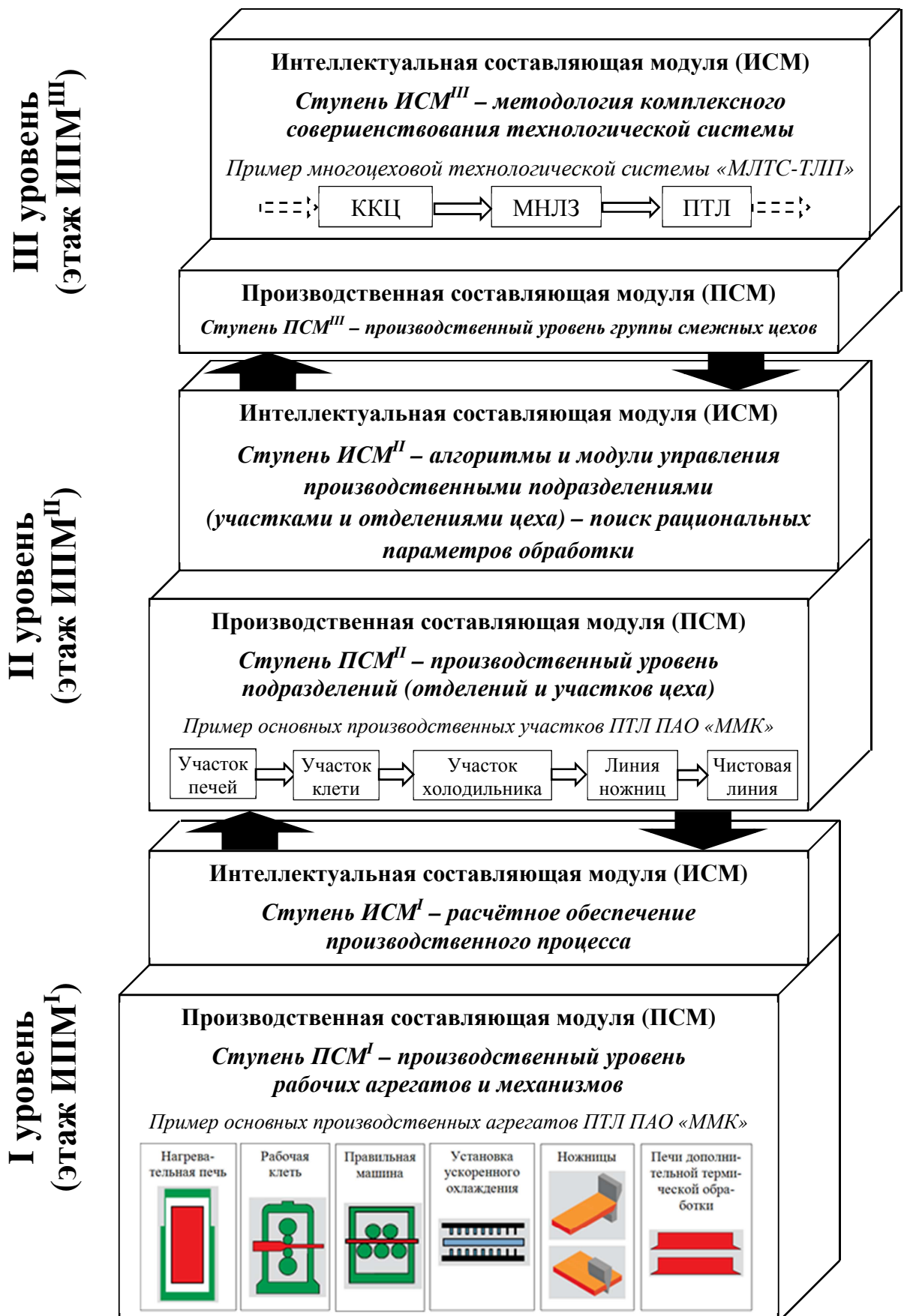


Рис. 2.1. Пример трёхуровневой (этажной) системы взаимодействия интеллектуально-производственных модулей (ИПМ)

Проявление многоуровневой (этажной) структуры состоит в усложнении управления и характера решаемых задач при подъеме от этажа к этажу, усилении и развитии интеллектуальных составляющих ИПМ технологических систем.

Под модулем в работе будем понимать самостоятельный функциональный элемент, преобразующий множество входных и выходных сигналов. На первых ступенях каждого этажа ИПМ реализуются производственные (технические) составляющие – функциональные физические компоненты технологической системы, характеризующиеся рабочими параметрами оборудования и степенью вовлечённости персонала. На вторых ступенях размещается интеллектуальное наполнение модулей, сложность которого нарастает от этажа к этажу.

Рассмотрим работу иерархической модульной структуры по её уровням. Первый этаж данной структуры ($ИПМ^I$) представляет собой уровень отдельных производственных агрегатов и механизмов, контролируемых непосредственно обслуживающим их персоналом. На этом уровне реализуются производственные и технологические операции и процессы, которые могут быть автоматизированными или полностью управляться оператором. В качестве примеров можно выделить отдельную нагревательную печь, рабочую листопрокатную клетку, установку ускоренного охлаждения и другое оборудование (ступень $ПСМ^I$ интеллектуально-производственного модуля $ИПМ^I$). Интеллектуальная составляющая обеспечивает текущую работу отдельных производственных агрегатов и реализуется с помощью пакета инструкций, указаний, схем, пультов ручного ввода и т.п. (ступень $ИСМ^I$).

Второй этаж ($ИПМ^{II}$) является уровнем производственных комплексов (технологических подсистем), выполняющих более сложные (укрупнённые) производственные операции в масштабах отделений и участков цеха с группами однотипных механизмов и производственных агрегатов (ступень $ПСМ^{II}$). В качестве примера можно выделить группы нагревательных печей, рабочих клеток и другого оборудования, скомпонованного в прокатные ста-

ны. Интеллектуальный модуль этого уровня связан с разработкой моделей, алгоритмов и программ, методик и способов согласованного управления производственными участками и отделениями, а также определением оптимальных параметров их работы на основе моделирования (ступень *ИСМ^{II}*).

Третий этаж (*ИПМ^{III}*) подразумевает наиболее мощный уровень оснащения производства техническими объектами – крупными межцеховыми комплексами со своей инфраструктурой (ступень *ПСМ^{III}*). В решении интеллектуальных задач при его реализации задействован высококвалифицированный руководящий персонал. Он осуществляет эффективное управление технологической системой на уровне группы смежных цехов (например, сталеплавильное, листопрокатное и трубоформовочное производство, включающее оборудование для выплавки стали и её разливки, прокатки металла и т.д.). Цель третьего уровня достигается путём согласованного применения современных мощных информационных средств, программных комплексов и другого обеспечения. Интеллектуальная составляющая на высшем уровне представляет собой эффективную методологию реализации соответствующих технологических систем [283] (ступень *ИСМ^{III}*).

Методология, формируемая на третьем уровне иерархии, представляет собой совокупность взаимосвязанных приёмов, методов, алгоритмов и программ для формирования системных характеристик технологических комплексов, анализа и синтеза этих характеристик и, в конечном счете, достижения требуемого уровня свойств и признаков выпускаемой продукции. Такая методология должна быть эффективной, что определяется достижением позитивного комплекса технико-экономических показателей – системных параметров технических и технологических решений с возможностью достоверных оценок их эффективности [283-284].

Таким образом, масштабность данной работы определяется иерархичностью её структуры с выделением специализированного объекта более высокого уровня – методологии эффективной технологической компенсации как инструмента комплексного развития и совершенствования технологиче-

ской системы. На этом уровне обеспечивается стабильное функционирование межцеховых комплексов и совместная работа всех соответствующих агрегатов. Глобальная цель такой структуры – это объединение всех производственных подсистем с выполнением согласующих и корректирующих действий. При этом реализуются алгоритмы работы всего производства с обеспечением его эффективности по переделам (технологическим подсистемам) [283].

Важной особенностью рассматриваемой иерархической системы является усиление и расширение функции интеллектуального сопровождения производственно-технологических структур. В результате формируется представление крупного производства (например, металлургического, прокатного, трубного и т.д.) как совокупности агрегатов в комплексе с мощной интеллектуальной частью в виде вторых ступеней каждого уровня (этажа) технологической системы [285].

Функционирование этих ступеней сводится к взаимодействию с группами входных и выходных параметров и внутрисистемных характеристик, определяемых конкретными задачами технологической системы. Приведем перечень основных интеллектуальных составляющих иерархической структуры производственно-технологической системы (рис. 2.2). Этот перечень систематизирован по уровням иерархии и функциям управления.

Проанализируем представленную тематику интеллектуальных составляющих всех уровней иерархической системы. На первом уровне происходит сбор технологической информации с помощью локальных систем автоматизации отдельных агрегатов. При этом формируются базы данных по геометрическим характеристикам (размеры, отклонения и др.), показателям механических свойств (предел прочности, относительное удлинение и др.), химическому составу и параметрам функционирования основных агрегатов (энергосиловым, кинематическим и др.).

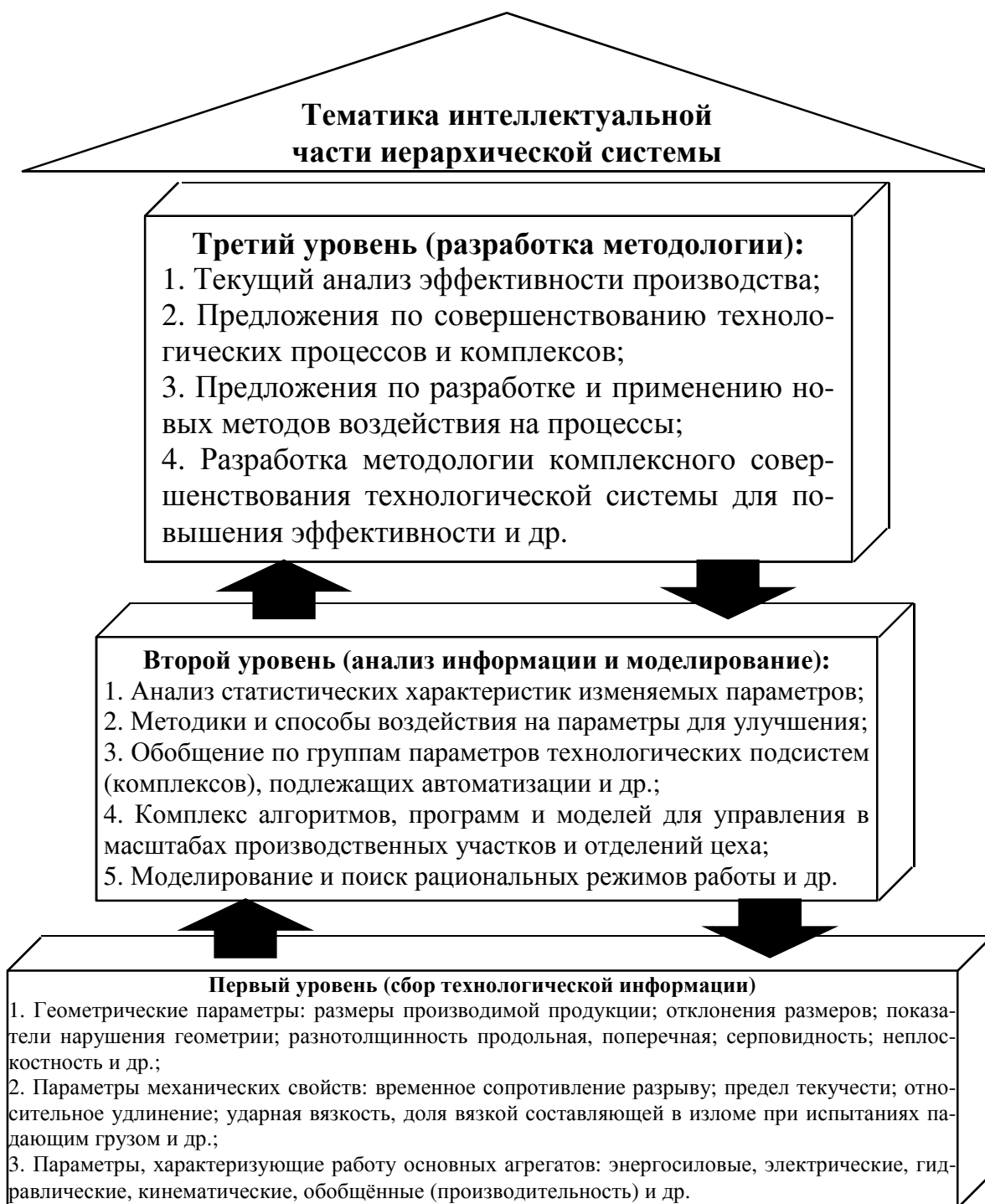


Рис. 2.2. Перечень интеллектуальных составляющих иерархической системы

На втором уровне сфера интеллектуального оснащения существенно расширяется. Она включает комплексный анализ функционирования производственных участков и отделений, объединённых в технологические подсистемы цехов. Данную ступень отличает развитая человеко-машинная интеллектуальная часть, включающая комплексы алгоритмов и программ, которые

ми наполняются компьютерные системы. На этом уровне формируется пакет нормативно-технической документации, технологических инструкций и другого интеллектуального оснащения.

И, наконец, на третьем уровне иерархии происходит обобщение разветвлённой и всеобъемлющей интеллектуальной структуры, пронизывающей все элементы технологической системы. Такое обобщение основано на оперативном анализе эффективности производства, разработке мероприятий по его совершенствованию, внедрении новых методов регулирования и контроля, что находит своё отражение в создаваемой методологической концепции [283, 285].

Представленная основа построения концепции достижения требуемого уровня свойств и признаков выпускаемой продукции может быть успешно применена для совершенствования технологической системы «МЛТС-ТЛП» с применением специализированного инструментария – методологии эффективной технологической компенсации [283-285].

2.2. Разработка методологии эффективной технологической компенсации как инструмента совершенствования технологической системы «МЛТС-ТЛП»

Технологические аспекты производства микролегированных трубных сталей и толстолистового проката, как показано в первой главе, являются взаимосвязанными и взаимозависимыми [286-288], что требует применения системного подхода к их представлению, описанию и совершенствованию. Предложенная модульная многоуровневая концепция позволяет представить производственно-технологическую структуру системы «МЛТС-ТЛП» в виде трёхуровневой (этажной) иерархической конструкции (рис. 2.3).

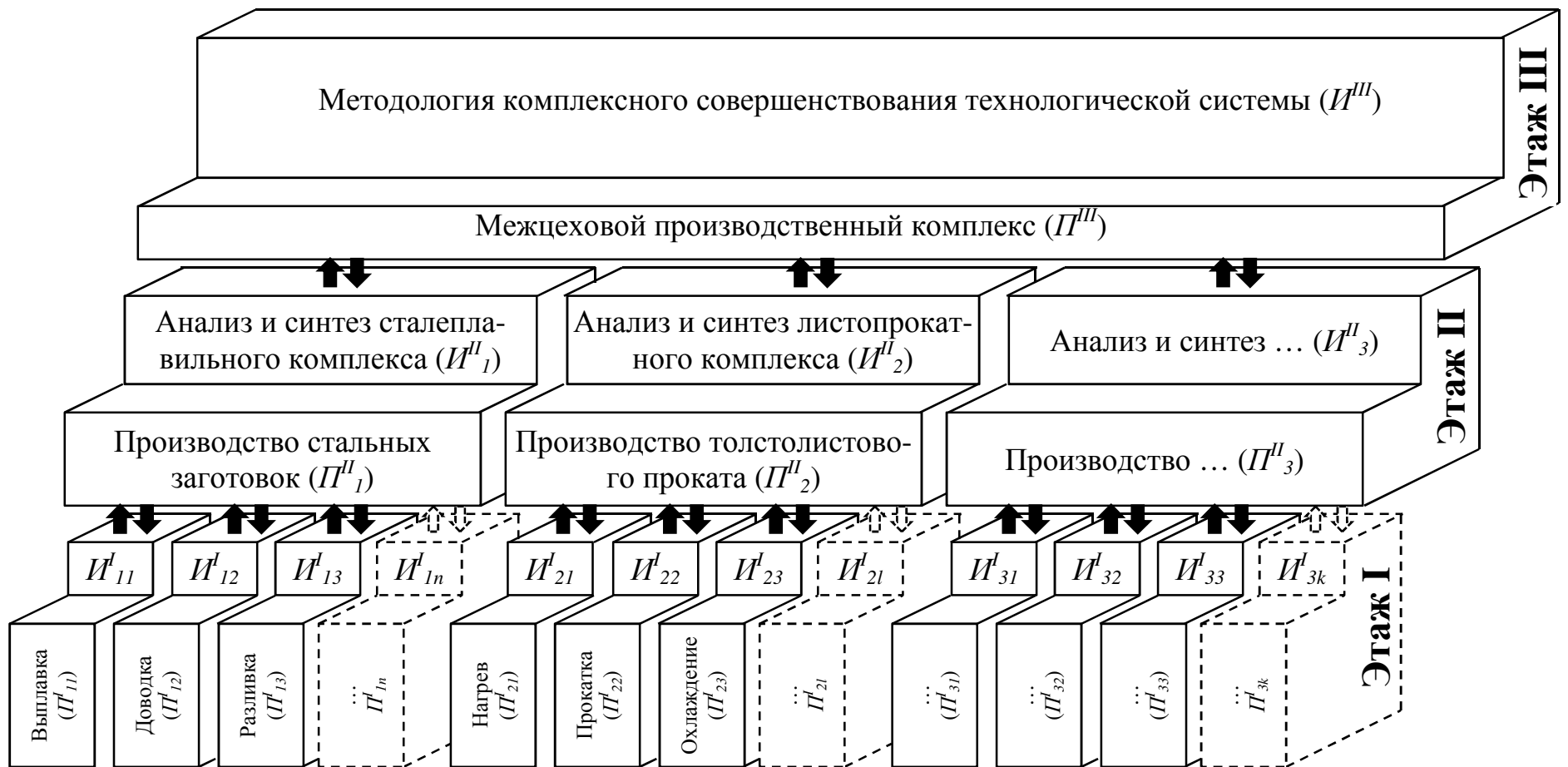


Рис. 2.3. Иерархическая схема интеллектуально-производственной структуры технологической системы «МЛТС-ТЛП»

На нижней ступени первого уровня (этажа) интеллектуально-производственной иерархии реализуются процессы, выполняемые отдельными производственными агрегатами – элементами технологической системы «МЛТС-ТЛП». Например, выплавка, доводка и разливка стали в условиях ККЦ; нагрев, прокатка и охлаждение ТЛП в условиях ЛПЦ и т.д. На втором уровне (этаже) представлена совокупность технологических процессов, объединённых в рамках одного цеха, например, производство стальных заготовок и ТЛП в условиях сталеплавильного и листопрокатного комплексов соответственно. Наконец, на нижней ступени третьего уровня (этажа) иерархии указанные производственные комплексы интегрируются в единую межцеховую структуру.

Особенностью предлагаемого концептуального подхода является применение в иерархической структуре интеллектуальной составляющей, которая усиливается и расширяется при подъёме от первого уровня (этажа) к третьему. Так, на первом уровне иерархии происходит сбор технологической информации – параметров оборудования и процессов по всем производственным комплексам, а также значений показателей качества продукции с формированием соответствующих баз данных.

На втором уровне сфера интеллектуального оснащения существенно расширяется. Она включает как локальный анализ влияния отдельных технологических параметров на показатели качества продукции, так и комплексные исследования, учитывающие совокупный вклад объединённых в рамках одного подразделения (цеха) технологических процессов. В первом случае примером может служить исследование влияния температуры нагрева сляба в печи на микроструктуру проката, во втором – параметров нагрева заготовки, режимов термомеханической прокатки и ускоренного охлаждения в комплексе на механические свойства ТЛП [289] и т.д.

На самой верхней ступени иерархической структуры разветвленная и всеобъемлющая интеллектуальная сфера реализована в виде методологии эффективной технологической компенсации как инструмента совершенство-

вания технологической системы «МЛТС-ТЛП». Она позволяет выполнять обобщённый анализ влияния параметров выплавки и разлива МЛТС, термомеханической прокатки и охлаждения ТЛП и т.д. на свойства металлопродукции, а также синтез эффективных ресурсосберегающих технологий в рассматриваемой системе [283-284].

Для выявления и анализа многочисленных связей между элементами этой иерархической конструкции построим трёхуровневую систему взаимодействия интеллектуально-производственных модулей (рис. 2.4). Интеллектуально-производственные модули (ИПМ) первого уровня представляют собой подсистемы, к которым поступают управляющие воздействия от ИПМ второго уровня и внешние возмущения (рис. 2.5). Декомпозиция этих модулей позволяет выделить в них интеллектуальную и производственную составляющие (соответственно – ИСМ и ПСМ), а также формализовать материальный поток в виде математического отображения. Например, для $ИПМ_{21}^I$ такое функциональное отображение будет иметь вид:

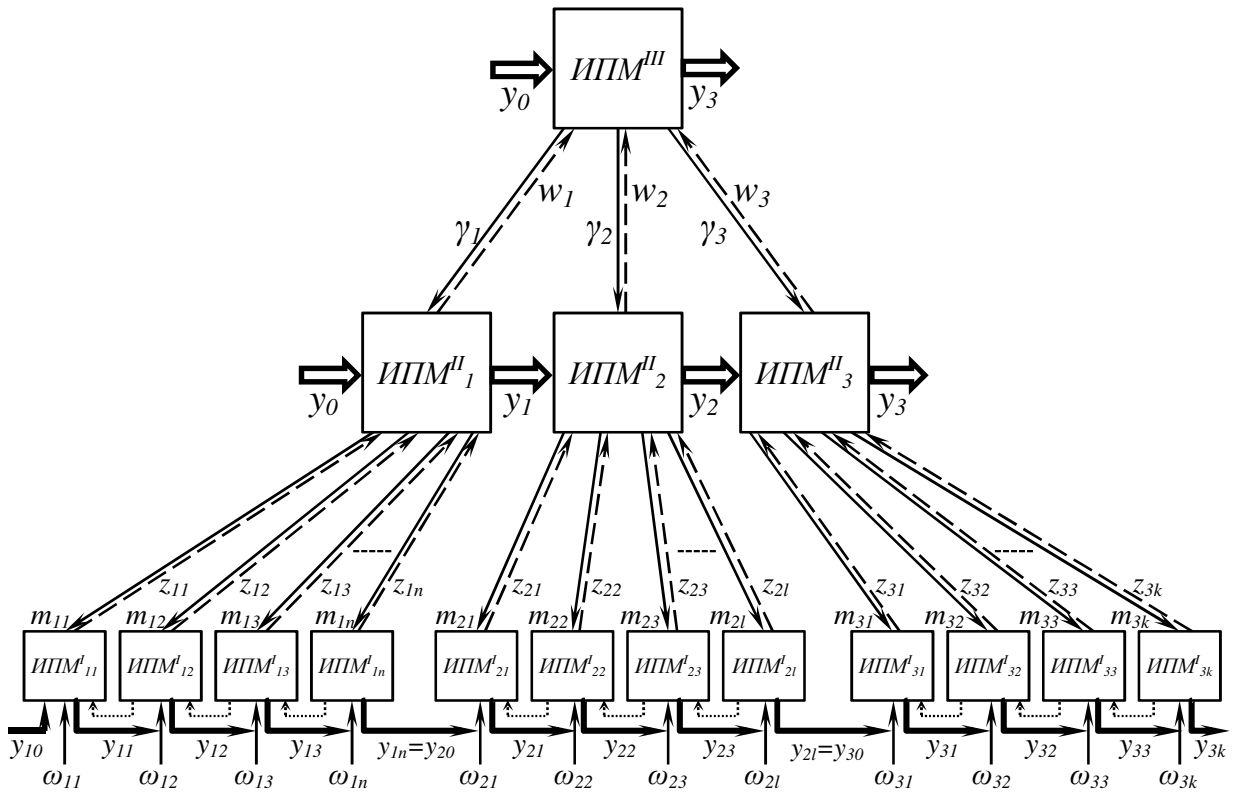
$$ИПМ_{21}^I : y_{20} \times \omega_{21}^n \times f_{21} \times ПСМ_{21}^I \rightarrow y_{21}, \quad (2.1)$$

где ω_{21}^n – внешние возмущения, влияющие на $ПСМ_{21}^I$.

В общем виде для ИПМ первого уровня можно записать:

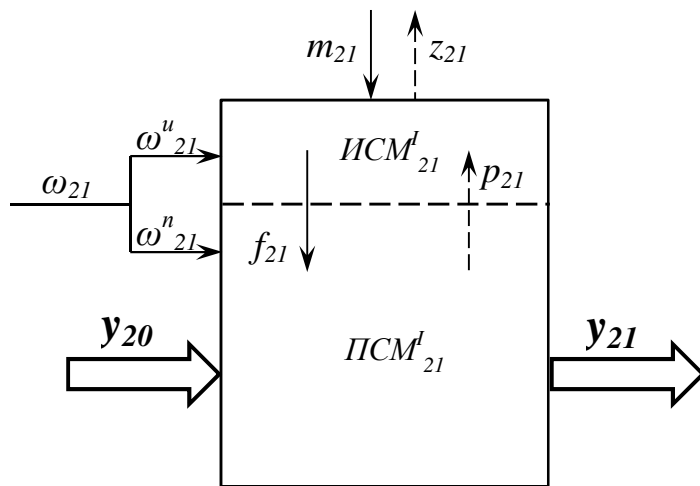
$$ИПМ_{ij}^I : y_{i,j-1} \times \omega_{ij}^n \times f_{ij} \times ПСМ_{ij}^I \rightarrow y_{ij}. \quad (2.2)$$

На втором иерархическом уровне интеллектуальная составляющая расширяется и включает в себя компоненты $ИСМ_i^{II-I}$ и $ИСМ_i^{II-III}$, обеспечивающие взаимодействие со смежными ИСМ, расположенными на первом и третьем уровнях соответственно (рис. 2.6).



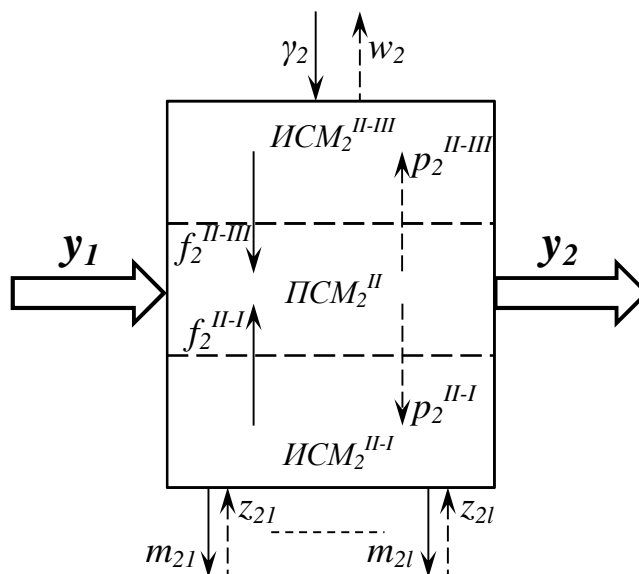
Сигналы: γ – координирующий, w – обратной связи,
 m – управляющий, z – информационный;
 ω – внешние возмущения; y – материальный поток

Рис. 2.4. Взаимодействие интеллектуально-производственных модулей
в трёхуровневой технологической системе «МЛТС-ТЛП»



f_{21} – функциональное воздействие на ПСМ;
 p_{21} – технологическая информация

Рис. 2.5. Интеллектуально-производственный модуль $ИПМ_{21}^I$
первого иерархического уровня



p_2^{II-I} и p_2^{II-III} – технологическая информация с производственного комплекса, поступающая соответственно в $ИСМ_2^{II-I}$ и $ИСМ_2^{II-III}$

Рис. 2.6. Интеллектуально-производственный модуль $ИПМ_2^{II}$

второго иерархического уровня

В общем виде материальный поток в пределах производственного комплекса можно представить следующим образом:

$$ИПМ_i^{II} : y_{i-1} \times f_i^{II-I} \times f_i^{II-III} \times ПСМ_i^{II} \rightarrow y_i, \quad (2.3)$$

где f_i^{II-I} и f_i^{II-III} – функциональное воздействие со стороны $ИСМ_i^{II-I}$ и $ИСМ_i^{II-III}$ соответственно.

На третьем уровне в рассматриваемой иерархической конструкции существует единственный ИПМ, на производственной ступени которого интегрируется межцеховой комплекс (рис. 2.7). Сквозной материальный поток в этом случае обобщённо можно представить в виде отображения:

$$ИПМ^{III} : y_0 \times f^{III} \times ПСМ^{III} \rightarrow y_3. \quad (2.4)$$

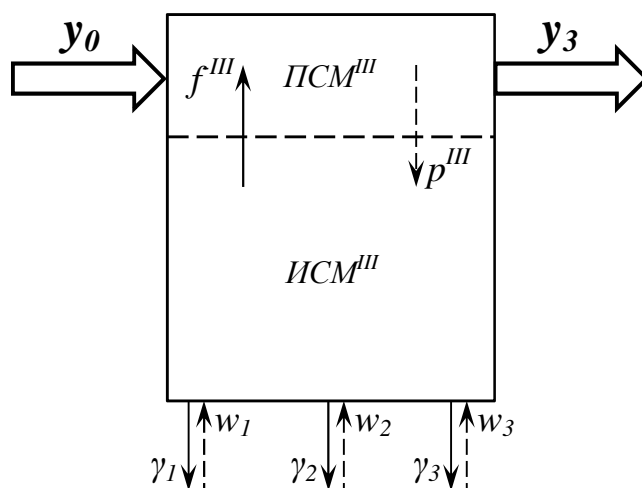


Рис. 2.7. Интеллектуально-производственный модуль $ИПМ'''$ третьего иерархического уровня

Общие принципы формализации материального потока, проходящего через интеллектуально-производственные модули технологической системы «МЛТС-ТЛП», позволяют перейти к разработке эффективных ресурсосберегающих технологий [126]. Эта цель может быть достигнута путём применения методологии эффективной технологической компенсации как инструмента совершенствования рассматриваемой технологической системы [283-284].

Данный методологический подход идейно реализуется на третьем уровне представленной иерархии – в $ИСМ'''$. В нём накапливается технологическая информация из сталеплавильного и листопрокатного комплексов через соответствующие сигналы обратной связи w_i . Состояние межцеховой производственной системы оценивается через воздействие p''' .

В свою очередь сигналы обратной связи, поступающие от интеллектуальных составляющих второго иерархического уровня, формируются на основании анализа состояния конкретного технологического комплекса с использованием разработанных алгоритмов, моделей, программ, методик и т.д.:

$$ИПМ_i'' : p_i^{n-iii} \times ИСМ_i^{n-iii} \rightarrow w_i. \quad (2.5)$$

На этом же уровне анализируется влияние различных технологических параметров на формирование свойств металлопродукции по всем производственным этапам технологической системы. Для этого используется соответствующий аналитический инструментарий, представленный в $ИСМ_i^{n-1}$. Формализованное представление такой методологической операции с применением разработанных системных характеристик будет иметь вид:

$$ИПМ_i^n : z_{ij} \times ИСМ_i^{n-1} \rightarrow f_i^{n-1}. \quad (2.6)$$

Информационный сигнал z_{ij} формируется на первом иерархическом уровне и представляет собой обобщённую технологическую информацию о процессе производства металлопродукции или её полуфабриката:

$$ИПМ_{ij}^1 : p_{ij} \times \omega_{ij}^u \times ИСМ_{ij}^1 \rightarrow z_{ij}, \quad (2.7)$$

где ω_{ij}^u – внешнее воздействие на $ИСМ_{ij}^1$.

Таким образом, одной из методологических функций ИСМ является анализ производственных составляющих системных модулей на всех уровнях рассматриваемой иерархии. Данный анализ необходим для всестороннего представления о характере протекания технологических процессов на уровне агрегатов, производственных и межцеховых комплексов, а также особенностях формирования показателей качества готовой продукции [274, 283].

Кроме того, большой научный и практический интерес вызывает синтез и преобразование элементов технологической системы «МЛТС-ТЛП». Они могут быть успешно выполнены с применением методологии эффективной технологической компенсации. При этом в качестве исходных данных принимаются результаты обобщённого анализа производственных компонентов во всех иерархических модулях [283]. В итоге определяется совокупность координирующих сигналов на высшем уровне в сталеплавильный и листопрокатный комплексы:

$$ИПМ^m : p^m \times w_i \times ИСМ^m \rightarrow \gamma_i. \quad (2.8)$$

При переходе на второй уровень эти сигналы преобразуются в исходные данные для моделирования технологических подсистем и процессов с использованием специализированного инструментария – математических и физических моделей, пакетов программ, алгоритмов, формализованных методик и другого обеспечения. На основе моделирования разрабатываются ресурсосберегающие технологии с реализацией комплексного материало-, металло- и энергосбережения во всей технологической системе «МЛТС-ТЛП».

Так, функциональные воздействия на производственные подсистемы определяются на основе моделирования на уровне $ИСМ_i^{n-m}$:

$$ИПМ_i^n : \gamma_i \times p_i^{n-m} \times ИСМ_i^{n-m} \rightarrow f_i^{n-m}. \quad (2.9)$$

Результаты осуществляемого в $ИСМ_i^{n-1}$ локального моделирования отдельных технологических операций и процессов передаются на первый уровень в виде режимов (управляющих воздействий):

$$ИПМ_i^n : p_i^{n-1} \times z_{ij} \times ИСМ_i^{n-1} \rightarrow m_{ij}. \quad (2.10)$$

Данные воздействия преобразуются в функциональные через следующее отображение:

$$ИПМ_{ij}^l : m_{ij} \times \omega_{ij}^n \times ИСМ_{ij}^l \times p_{ij} \rightarrow f_{ij}. \quad (2.11)$$

Как было указано выше, одной из характерных особенностей технологической системы «МЛТС-ТЛП» является пространственно-временное отдаление её основных элементов друг от друга, в особенности начальных (на входе) и конечных (на выходе). В таких условиях большое значение имеет как эффективность технологических воздействий, так и возможность их ком-

пенсации на последующих переделах. Представим схематическое изображение таких воздействий на примере технологической системы «МЛТС-ТЛП» (рис. 2.8).

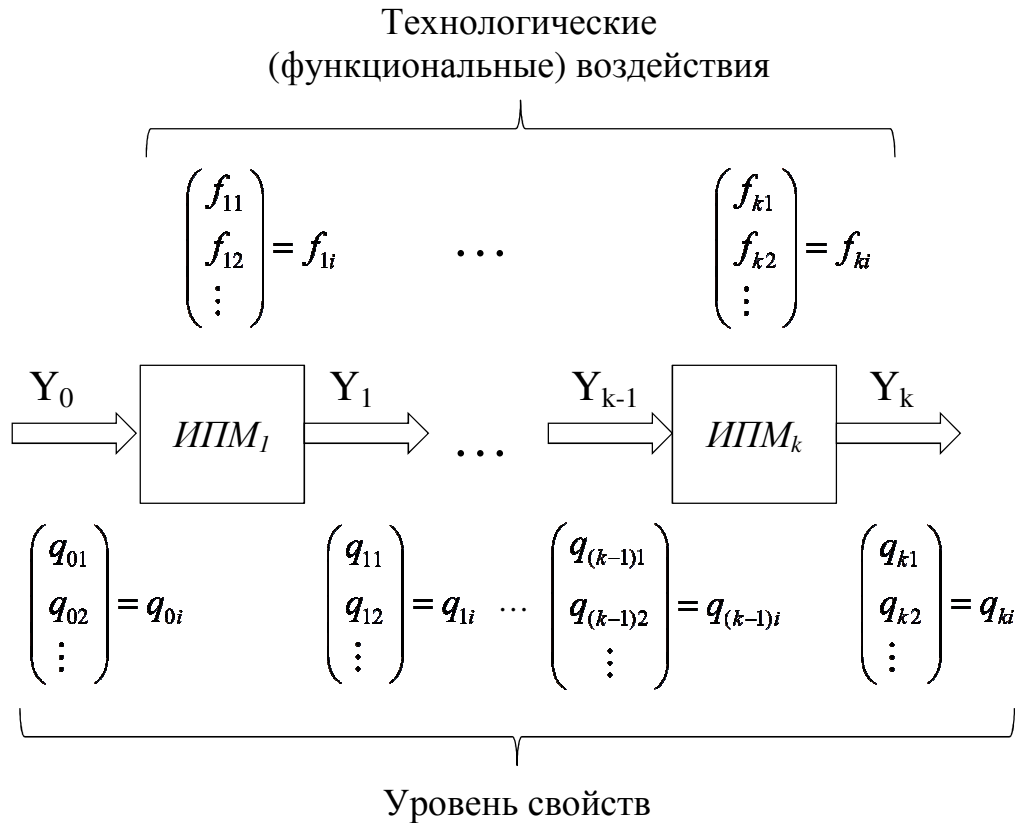


Рис. 2.8. Схематическое изображение технологических воздействий и формирования уровня свойств продукции в технологической системе «МЛТС-ТЛП»

Как известно, формирование уровня свойств готовой продукции в технологической системе происходит за счёт последовательных функциональных воздействий на всех стадиях (интеллектуально-производственных модулях) [97]. Так, уровень свойств в последнем модуле ($ИПМ_k$) формируется набором входящих характеристик полупродукта ($q_{(k-1)i}$) и комплексом технологических (функциональных) воздействий на данном модуле (f_{ki}):

$$q_{ki} = q_{(k-1)i} \times f_{ki}. \quad (2.12)$$

Формирование уровня свойств металлопродукции во всей технологической системе обобщённо можно условно представить следующим образом:

$$q_{ki} = q_{0i} \times f_{1i} \times \dots \times f_{(k-1)i} \times f_{ki}. \quad (2.13)$$

Таким образом, недостаточное функциональное воздействие на предшествующих операциях может быть компенсировано целенаправленным усилением одного из показателей f_{ki} с целью обеспечения требуемого уровня свойств q_{ki} . Более того, располагая определённым резервом мощности последующих технологических воздействий, можно целенаправленно понижать уровень некоторых труднореализуемых воздействий с предыдущих переделов.

Так, например, целенаправленное снижение содержания некоторых дорогостоящих химических элементов при микролегировании трубной стали может быть компенсировано эффективными технологическими воздействиями в подсистеме производства толстолистового проката [290-295] (см. главу 3).

Немалые трудности при производстве непрерывнолитых слябов из микролегированных трубных сталей представляет решение проблем по предотвращению образования поверхностных трещин. В работе показано, что за счёт разработки эффективных технологических решений в подсистеме производства ТЛП можно компенсировать потери качества заготовки из МЛТС на сталеплавильном переделе [296-301] (см. главу 4).

Методология эффективной технологической компенсации позволяет успешно решать задачи поиска функциональных воздействий в рамках конкретной подсистемы. Так, например, при производстве толстолистового проката эффективными режимами черновой и чистовой прокатки можно компенсировать проявление негативных факторов температурной асимметрии очага деформации [302-306] (см. главу 5).

Наконец, при выплавке, разливке и кристаллизации стальных заготовок естественным, но в то же время нежелательным явлением, является ликвация некоторых химических элементов в осевую зону сляба. Метод эффективной технологической компенсации позволяет разработать такие воздействия в подсистемах производства МЛТС и ТЛП, которые существенно снижают развитие и уровень остаточной химической неоднородности в раскате, что положительно влияет на свойства продукции [307-308](см. главу 6).

Соответственно, в технологическую систему должен быть введён особый показатель уровня функционального воздействия ξ , позволяющий управлять эффективными компенсационными воздействиями. С учётом этого показателя уровень свойств ТЛП будет формироваться следующим образом:

$$q_{ki} = q_{0i} \times f_{1i}^{\xi_{1i}} \times \dots \times f_{(k-1)i}^{\xi_{(k-1)i}} \times f_{ki}^{\xi_{ki}}. \quad (2.14)$$

Представим графическое изображение изложенного принципа регулирования эффективными компенсационными воздействиями (рис. 2.9). Примем условное допущение о линейном характере формирования уровня свойств продукции в технологической системе.

В случае, если в одном из ИПМ наблюдается недостаточное функциональное воздействие (например, $\xi'_1 < 1$) с неудовлетворительным уровнем качества полупродукта, то такое состояние системы может быть исправлено эффективным компенсационным технологическим воздействием на последующих ИПМ (например, $\xi'_{k-1} > 1$). Такой случай совершенствования технологической системы представлен на рис. 2.10.

Выбор функционального воздействия определяется на основании анализа технологической системы, включающем определение наиболее эффективных рычагов с точки зрения влияния на уровень свойств, ресурсосбережения и возможности синтеза новой (усовершенствованной) технологии производства высококачественного ТЛП.

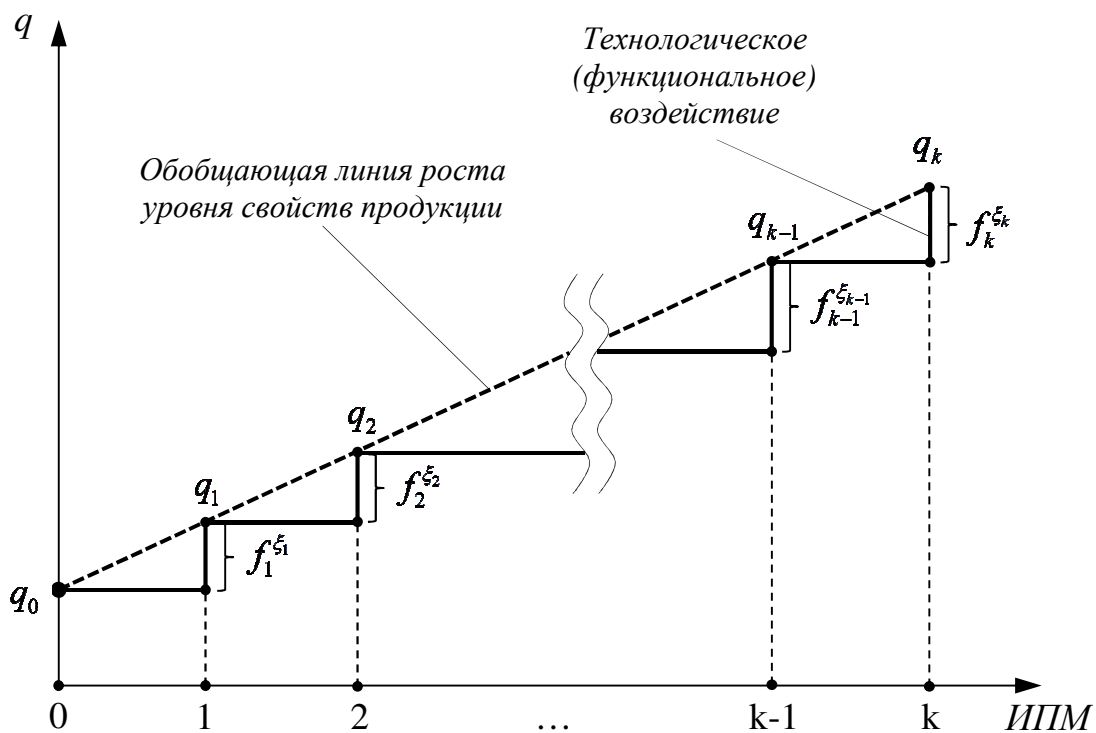


Рис. 2.9. Графическая интерпретация функциональных воздействий в технологической системе

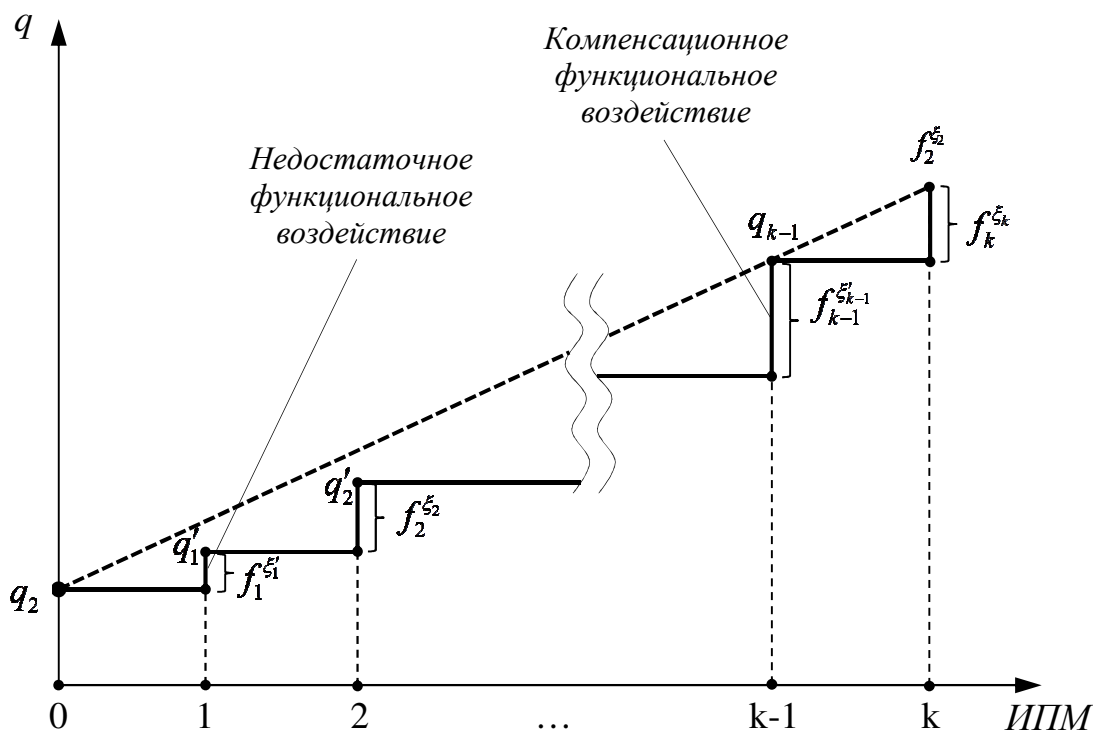


Рис. 2.10. Принцип определения необходимого уровня компенсационного функционального воздействия в технологической системе «МЛТС-ТЛП»

Таким образом, методология эффективной технологической компенсации в виде инструмента совершенствования технологической системы «МЛТС-ТЛП» позволяет анализировать и синтезировать составляющие её элементы на всех трёх иерархических уровнях интеллектуально-производственной структуры [283-284]. Рассмотрим особенности функционирования этой методологической концепции с точки зрения реализации принципа ресурсосбережения.

2.3. Принципы функционирования методологии эффективной технологической компенсации в системе «МЛТС-ТЛП»

Особенностью разработанной методологической концепции является реализация принципа комплексного материало-, металло- и энергосбережения на всех уровнях иерархической конструкции технологической системы «МЛТС-ТЛП». Для формализации этого принципа введём понятие критерия эффективности ресурсосбережения:

$$K^{PC} = \{K^{MaC}; K^{MeC}; K^{ЭнC}\}, \quad (2.15)$$

где K^{MaC} , K^{MeC} , $K^{ЭнC}$ – соответственно критерии материало-, металло- и энергосбережения технологической системы «МЛТС-ТЛП». Первый показатель характеризует сокращение исходных материалов при производстве микролегированной трубной стали и ТЛП, второй – уменьшение потерь металла и третий – снижение энергетических затрат. Например, в первом случае может учитываться сокращение легирующих элементов, во втором – уменьшение боковой обреза, а в третьем – снижение расхода топлива для нагрева металла.

Предложено рассматривать совокупность указанных критериев ресурсосбережения в виде векторной суммы, схема построения которой представлена на рис. 2.11. Такие векторные комплексы могут быть построены для

каждого ИПМ рассматриваемой системы. Например, для первого иерархической уровня K^{PC} в обобщённом виде будет выглядеть так:

$$K_{ij}^{PC} = \{K_{ij}^{MaC}; K_{ij}^{MeC}; K_{ij}^{ЭнС}\}. \quad (2.16)$$

При представлении технологической системы «МЛТС-ТЛП» в виде иерархической модульной структуры показатели материало-, металло- и энергосбережения, а также комплексный критерий эффективности ресурсосбережения будут определяться на уровне ИСМ, основываясь на фактической информации с производственных блоков ПСМ.

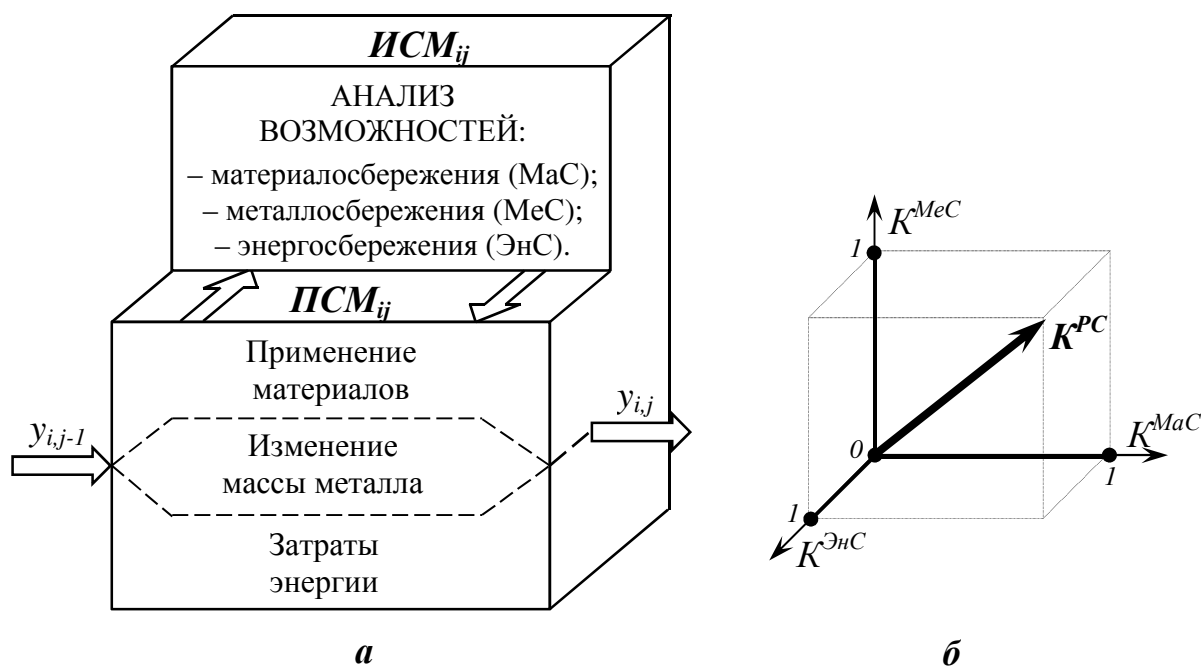


Рис. 2.11. Критерий эффективности ресурсосбережения технологической системы «МЛТС-ТЛП»: а – принцип формирования; б – векторное представление

Рассмотрим листопрокатный комплекс технологической системы «МЛТС-ТЛП» (рис. 2.12). Критерий эффективности ресурсосбережения в этом случае может быть наглядно представлен в системе координат «Металло-энергосбережение», поскольку эффективность материалосбережения

на стадии листовой прокатки относительно невысока. Тогда каждый технологический процесс будет иметь формализованные направления ресурсосбережения, обозначенные на схеме соответствующими векторами. Компоненты результирующего вектора по координатным осям соответствуют относительным величинам энерго- и металлосбережения, определяемым на основании анализа фактической информации по энергозатратам и расходному коэффициенту. Чем больше длина данного вектора, тем более эффективными могут быть ресурсосберегающие мероприятия, которые можно реализовать в рассматриваемом процессе. С увеличением угла наклона вектора относительно оси абсцисс, значимость критерия металлосбережения соответственно возрастает.

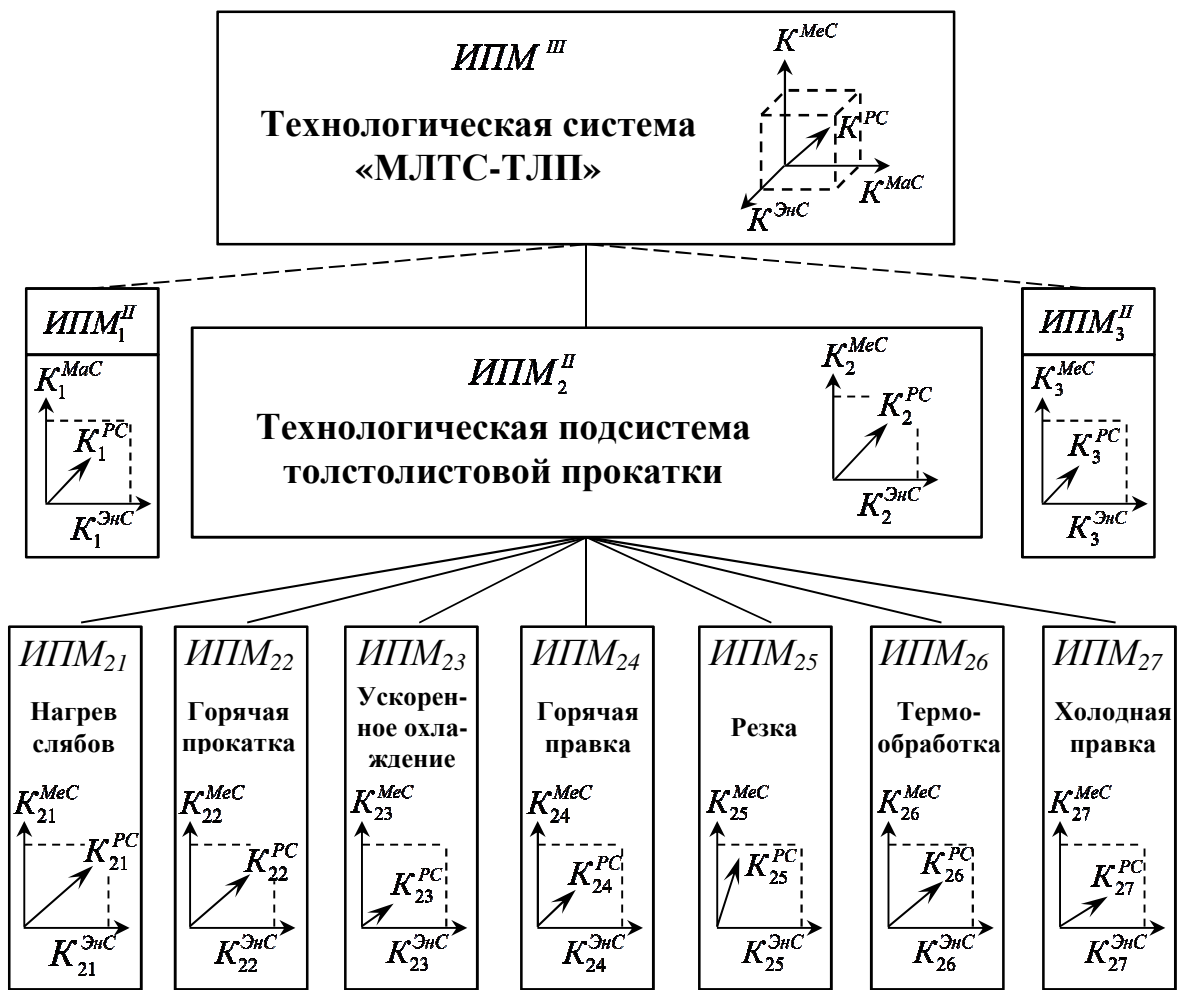


Рис. 2.12. Формирование критерия эффективности ресурсосбережения в технологической подсистеме толстолистовой прокатки

Анализ технологической подсистемы толстолистовой прокатки показывает, что наибольшее внимание с точки зрения проведения эффективных ресурсосберегающих мероприятий следует уделять процессам нагрева слэбов, их горячей прокатки, термообработки и резки. При решении конкретных производственно-технологических проблем необходимо проведение более тщательного исследования с применением методологии эффективной технологической компенсации в системе «МЛТС-ТЛП» [283] (см. главы 3-6). В этом случае анализ процессов, подсистем и системы в целом необходимо выполнять по алгоритму, представленному на рис. 2.13.

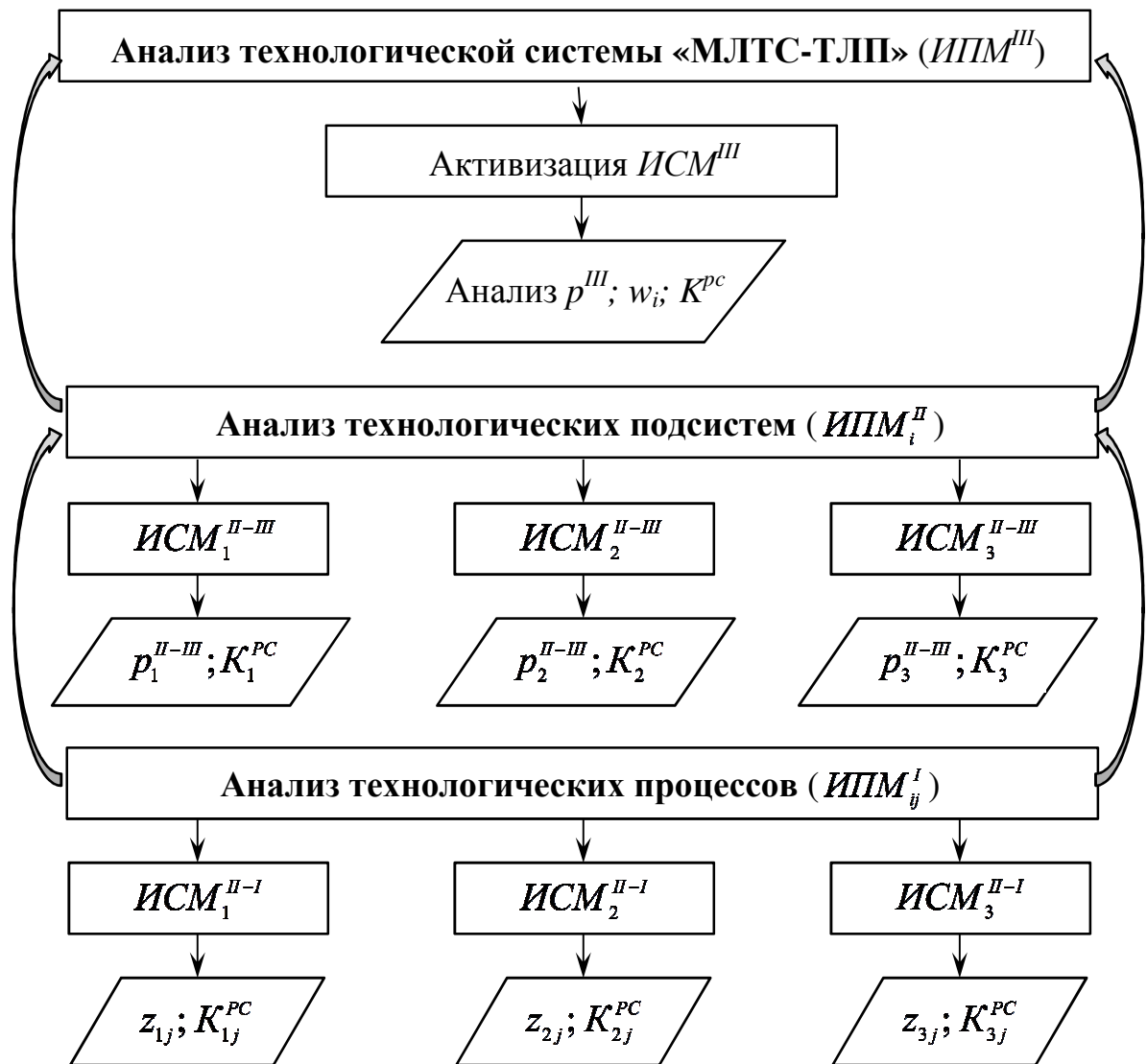


Рис. 2.13. Обобщённый алгоритм анализа технологической системы «МЛТС-ТЛП»

Согласно предложенному алгоритму, на начальном этапе выполняется анализ технологических процессов с применением интеллектуально-производственных модулей второго иерархического уровня ($ИСМ_1^{II-I}$, $ИСМ_2^{II-I}$ и $ИСМ_3^{II-I}$). С их помощью оценивается поток технологической информации от каждого процесса и строятся векторные критерии эффективности ресурсосбережения.

На уровне технологических подсистем с применением блоков $ИСМ_1^{II-III}$, $ИСМ_2^{II-III}$ и $ИСМ_3^{II-III}$ анализируется обобщённая технологическая информация с производственных комплексов (p_1^{II-III} , p_2^{II-III} и p_3^{II-III}), а также критерии достигаемого ресурсосбережения в этих подсистемах (K_1^{PC} , K_2^{PC} и K_3^{PC}).

И, наконец, осуществляется анализ всей технологической системы с активизацией интеллектуальной составляющей ИПМ^{III} высшего иерархического уровня. На этом уровне изучается технологическая информация, получаемая с подсистем производства непрерывнолитых заготовок и ТЛП (соответственно w_1 , w_2 и w_3), оценивается состояние технологической системы (p^{III}), а также строится и анализируется комплексный критерий эффективности ресурсосбережения K^{PC} .

Такой вид комплексного анализа позволяет не только подробно оценить состояние каждого процесса в отдельности, выявить наиболее эффективные рычаги воздействий, но и определить значимость и роль каждого элемента в общей структуре технологической системы «МЛТС-ТЛП».

На основании выполненного анализа технологической системы осуществляется её синтез – комплексное совершенствование с применением соответствующей методологии (рис. 2.14). Результатом этого является совокупность новых технических и технологических решений по всем иерархическим уровням интеллектуально-производственных модулей [283, 309].

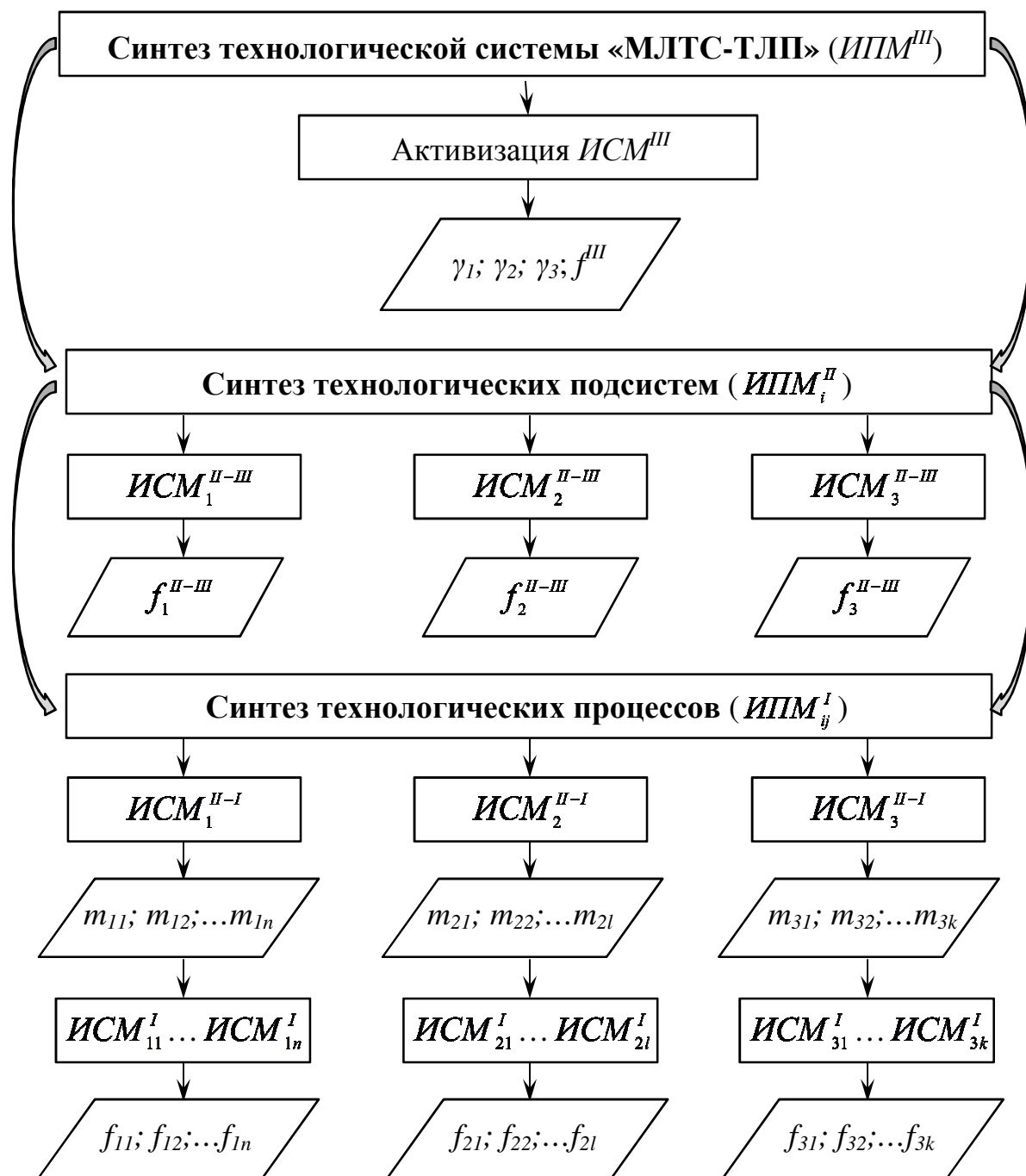


Рис. 2.14. Обобщённый алгоритм синтеза элементов технологической системы «МЛТС-ТЛП»

Эти решения можно формализовать и представить с использованием принятых системных параметров:

- на третьем иерархическом уровне – координирующие сигналы γ_1 и γ_2 , направляемые соответственно в сталеплавильную и листопрокатную подсистемы в виде стратегических решений;

– на втором – совокупность управляющих воздействий m_{ij} в виде новых технологий;

– на первом – функциональные воздействия f_{ij} на производственные составляющие (агрегаты) в виде технологических режимов.

Таким образом, предложенные алгоритмы анализа и синтеза являются мощными интеллектуальными инструментами, используемыми для совершенствования технологической системы «МЛТС-ТЛП». Анализ процессов, подсистем и межцеховых производственных комплексов позволяет перейти к выработке стратегии, созданию новых технологий и далее к разработке технологических режимов с активизацией ИСМ на всех иерархических уровнях [309].

Ключевая роль при реализации методологии эффективной технологической компенсации принадлежит моделированию. Рассмотрим аппарат математических и физических моделей процессов и объектов, составляющих основу технологической системы «МЛТС-ТЛП».

2.4. Принципы построения комплекса математических и физических моделей описания технологической системы «МЛТС-ТЛП»

Основным научным методом исследования в работе является моделирование, которое позволяет с относительно малыми затратами труда и времени описывать сложные технологические процессы в системе «МЛТС-ТЛП», определять их параметры и диапазоны изменения, выявлять влияющие факторы и их значимость. Этот метод выступает мощным инструментом не только для исследования (анализа) процессов, но и их преобразования и совершенствования (синтеза).

Моделирование наиболее широко используется при изучении сложных многофакторных процессов, в том числе металлургических –

сталеплавильных, листопрокатных, трубоформовочных и др. Классификация применяемых моделей состоит из двух больших групп [285]:

1) математических (аналитических, численных, феноменологических и др.), которые реализованы с помощью компьютерных программ;

2) физических, представляющих реальные процессы в сильно уменьшенных масштабах часто с некоторыми упрощающими преобразованиями [183, 310].

Под математической моделью далее будем понимать набор всевозможных теоретических средств (формул, таблиц, диаграмм, схем и др.), которые описывают интересующий процесс комплексно или фрагментарно. Начальный этап создания такой модели заключался в анализе имеющихся разработок и обоснованном выборе методики описания (аналитической, частично состоящей из экспериментальных данных или статистической - базирующейся на опытной информации). От выбора методики зависела адекватность и достигаемая точность построенной модели, особенности её настройки, извлечения и обработки результирующей информации. Заключительный этап моделирования состоял в численной формализации решаемой задачи. Для математического описания указанных выше сложных многофакторных металлургических процессов в работе применяли наиболее развитые методы конечно-элементного и нейросетевого моделирования.

На базе метода конечных элементов построены расчётные схемы, реализованные в программных комплексах Deform, Abaqus, Ansys и др. Их применение позволило успешно решить поставленные задачи анализа и синтеза процессов производства ТЛП из МЛТС. При этом фундаментальная система уравнений, взятая за основу в моделях описания сплошной среды при деформировании, оставалась неизменной [311]:

$$\begin{cases} \frac{\partial \sigma_{ki}}{\partial x_i} + \rho X_k = 0; \\ \varepsilon_{ik} = \frac{1}{2} \left(\frac{\partial U_i}{\partial x_k} + \frac{\partial U_k}{\partial x_i} \right); \\ \sigma_{ik} - \delta \sigma_0 = 2G(\varepsilon_{ik} - \delta \varepsilon_0); \\ p_{iv} = \sigma_{ik} l_k, \end{cases} \quad (2.17)$$

где $\sigma_{ki} = \sigma_{ik}$ – компоненты тензора напряжений; ρ – плотность тела; X_k – компоненты объёмной силы; ε_{ik} – компоненты тензора деформаций; U_i, U_k – компоненты перемещений; δ – коэффициент, равный 0 (при $i \neq k$) и 1 (при $i = k$); σ_0 – среднее гидростатическое напряжение; G – модуль упругости; ε_0 – средняя деформация; p_{iv} – проекции напряжения на граничной поверхности; l_k – направляющие косинусы.

Решение указанной системы уравнений удовлетворяло граничным условиям задачи:

- статическим: $T_\sigma(x_{zi}) = 0$;
- геометрическим: $T_\varepsilon(x_{zi}) = 0, \bar{U}(x_{zi}) = 0$;
- кинематическим: $T_{\dot{\varepsilon}}(x_{zi}) = 0, \dot{\bar{U}}(x_{zi}) = 0$ и смешанным.

Для отыскания полей напряжений, деформаций и перемещений дифференциальные уравнения статики и геометрические соотношения были интегрированы с учётом физических связей и граничных условий. Эта задача заменялась равнозначной, заключающейся в отыскании функции, доставляющей минимум некоторому интегралу:

$$I[y(x)] = \int_a^b F[x, y(x), y'(x)] dx \rightarrow \min, \quad (2.18)$$

который выражает энергию деформации и представляет собой функционал вариационного исчисления.

Для решения такого функционального уравнения применялся классический вариационный принцип минимума полной потенциальной энергии деформации (принцип Лагранжа), согласно которому сумма работ всех внутренних и внешних (поверхностных) сил на возможных (виртуальных) перемещениях приравнивалась нулю:

$$\delta A_B = \int_V (\sigma_{11} \cdot \delta \varepsilon_{11} + \dots + \sigma_{13} \cdot \delta \varepsilon_{13}) dV = \int_V \sigma_{ij} \cdot \delta \varepsilon_{ij} dV, \quad (2.19)$$

$$\delta A_{II} = \int_S (p_{v1} \cdot \delta U_1 + p_{v2} \cdot \delta U_2 + p_{v3} \cdot \delta U_3) dS = \int_S p_{vi} \cdot \delta U_i dS, \quad (2.20)$$

$$\delta A_B - \delta A_{II} = \int_V \sigma_{ij} \cdot \delta \varepsilon_{ij} dV - \int_S p_{vi} \cdot \delta U_i dS = 0. \quad (2.21)$$

Поскольку компоненты напряжений являются независимыми при варьировании деформаций и перемещений, символ вариации можно вынести за знак интеграла:

$$\delta A_B - \delta A_{II} = \delta \int_V \sigma_{ij} \cdot \varepsilon_{ij} dV - \delta \int_S p_{vi} \cdot U_i dS = \delta (A_B - A_{II}) = 0. \quad (2.22)$$

Согласно принципу Лагранжа решение достигается, если первая вариация полной потенциальной энергии деформации становится равной нулю. Достижение экстремума свидетельствовало о том, что действительные (искомые) поля напряжений, деформаций и перемещений в решаемой задаче найдены.

Для исследования процессов прокатки, правки, формовки и т.п. в технологической системе «МЛТС-ТЛП» также применяли модифицированный вариационный метод Журдена – принцип экстремума полной мощности деформации. Указанный принцип получается путём дифференцирования по времени уравнения Лагранжа:

$$\delta \left[\frac{d}{dt} (A_B - A_{II}) \right] = \delta \left(\frac{dA_B}{dt} - \frac{dA_{II}}{dt} \right) = \delta (N_B - N_{II}) = 0, \quad (2.23)$$

где N_B и N_{II} – мощность внутренних и поверхностных (граничных) сил соответственно.

Согласно принципу Журдена необходимым условием решения задачи являлось равенство нулю первой вариации полной мощности деформации. Переходя к напряжениям, скоростям деформаций и перемещений, получим выражения для определения вариации мощностей:

$$\delta N_B = \int_V (\sigma_{11} \cdot \delta \dot{\epsilon}_{11} + \dots + \sigma_{13} \cdot \delta \dot{\epsilon}_{13}) dV = \int_V \sigma_{ij} \cdot \delta \dot{\epsilon}_{ij} dV, \quad (2.24)$$

$$\delta N_{II} = \int_S (p_{v1} \cdot \delta \dot{U}_1 + p_{v2} \cdot \delta \dot{U}_2 + p_{v3} \cdot \delta \dot{U}_3) dS = \int_S p_{vi} \cdot \delta \dot{U}_i dS, \quad (2.25)$$

$$\delta N_B - \delta N_{II} = \int_V \sigma_{ij} \cdot \delta \dot{\epsilon}_{ij} dV - \int_S p_{vi} \cdot \delta \dot{U}_i dS = 0. \quad (2.26)$$

Действительное поле скоростей перемещений и деформаций отыскивалось среди кинематически возможных по признаку достижения экстремума (минимума) полной мощности деформации.

С учётом упрочнения материала вследствие пластической деформации функциональное уравнение приобретает вид:

$$\int_V T \cdot \delta H dV - \int_S (p \cdot \delta v_p + \tau \cdot \delta v_\tau) dS = 0, \quad (2.27)$$

где T – упрочнение материала; δH – вариация интенсивности скоростей деформации сдвига; p и τ – нормальные и касательные напряжения, действующие со стороны инструмента; δv_p и δv_τ – вариации скоростей перемещений деформируемого металла на контактной поверхности.

При отыскании распределения напряжений внутри деформируемого тела и на контактной поверхности с инструментом применяли вариационный

принцип возможных изменений напряжённого состояния (принцип Кастильяно):

$$\int_V H \cdot \delta \Gamma dV - \int_S (v_p \delta p + v_\tau \delta \tau) dS = \delta(A'_B - A'_H) = 0, \quad (2.28)$$

где A'_B и A'_H – дополнительная работа внутренних и поверхностных сил, полученная вследствие варьирования напряжений.

Согласно этому принципу, основным условием нахождения действительного (искомого) поля напряжений являлось равенство нулю первой вариации полной дополнительной работы.

Для корректного использования рассмотренных вариационных принципов при решении задач анализа и синтеза технологической системы «МЛТС-ТЛП» требовалось адекватное описание реологических свойств деформируемой среды, которое вносилось в математические модели с помощью физических уравнений [216, 312-314]. Связи между напряжениями и деформациями представлялись через обобщённые величины (интенсивности напряжений и деформаций). Для упруго-пластического и вязко-пластического состояний эти зависимости соответственно имели вид [315]:

$$I_\sigma = \Phi_\varepsilon(I_\varepsilon), \quad (2.29)$$

$$I_\sigma = \Phi_{\dot{\varepsilon}}(I_{\dot{\varepsilon}}). \quad (2.30)$$

Данные реологические соотношения позволили перейти к варьируемым величинам и однозначно разрешить исходную систему уравнений. В результате решение поставленных задач выполнялось согласно следующему алгоритму:

- 1) описание реологии деформируемой среды и граничных условий;
- 2) назначение искомых (варьируемых) величин, выбор вариационного принципа и составление вариационного уравнения;

- 3) представление выбранного вариационного принципа для конкретной деформируемой среды с помощью физических уравнений;
- 4) решение вариационного уравнения методом конечных элементов.

Используя метод Ритца для задания искомой функции (экстремали) при поиске минимума функционала получим следующий ряд:

$$y(x) \cong a_0 + a_1 \cdot \varphi_1(x) + a_2 \cdot \varphi_2(x) + \dots + a_n \cdot \varphi_n(x) = a_0 + \sum_{i=1}^n a_i \cdot \varphi_i(x), \quad (2.31)$$

где $\varphi_1, \varphi_2, \dots, \varphi_n$ – это специально подбираемые из известных (подходящие) функции, удовлетворяющие граничным условиям; a_0, a_1, \dots, a_n – неизвестные варьируемые числовые коэффициенты (коэффициенты Ритца).

Подставляя данный ряд в функционал, упростим его до функции, зависящей от неизвестных коэффициентов:

$$I = I(a_0, a_1, \dots, a_n). \quad (2.32)$$

Воспользовавшись условием экстремума функции многих переменных, получим систему дифференциальных уравнений:

$$\frac{\partial I}{\partial a_i} = 0. \quad (2.33)$$

В итоговой системе количество уравнений равно числу неизвестных, поэтому из неё однозначно находим искомые коэффициенты функции a_0, a_1, \dots, a_n .

В отличие от классического метода Ритца, где подходящие функции определяются на всей исследуемой области тела, в нашем случае они выбирались локально в пределах малых конечных элементов. Внутри каждого элемента они совпадали с функциями формы и равнялись нулю за его пределами.

Точность решения задачи зависела от применяемой модели описания деформируемой среды. Использование метода вязко-пластических слабо сжимаемых конечных элементов, предложенного Кудо, Мори, Осакада и усовершенствованного Песиным А.М., позволяет рассчитать напряжения в зависимости от скорости деформации [269]:

$$\begin{cases} \{\sigma\} = [D]\{\dot{\epsilon}\}, \\ \frac{3}{2}\sigma'_{ij}\sigma'_{ij} + g\sigma_0^2 - \bar{\sigma}^2 = 0, \\ \{\dot{\epsilon}\} = \frac{2}{3}\dot{\epsilon}'_{ij}\dot{\epsilon}'_{ij} + \frac{1}{g}\dot{\epsilon}_0^2, \end{cases} \quad (2.34)$$

где $[D]$ – матрица жёсткости конечного элемента; σ'_{ij} – девиатор напряжений; g – малая положительная константа (0,01-0,0001); σ_0 – гидростатическое напряжение; $\bar{\sigma}$ – интенсивность напряжений; $\dot{\epsilon}'_{ij}$ – девиатор скоростей деформации; $\dot{\epsilon}_0$ – объёмная скорость деформации.

Имитация состояния слабого сжатия конечных элементов во время пластической деформации, реализуемая благодаря введению в модель коэффициента g , позволяет приблизительно выполнить условие несжимаемости сплошной среды. В рамках этой методики узловые компоненты сил рассчитывались следующим образом:

$$\{P\} = \left[\int_{V_e} [B]^T \cdot [D] \cdot [B] dV \right] \{v_e\}, \quad (2.35)$$

где $[B]$ – матрица производных функций формы; $\{v_e\}$ – вектор узловых скоростей.

Применяя подход Ли-Кобаяши для математического описания вязко-пластической среды, получили вариационный принцип минимума мощности пластической деформации, дополненный штрафной функцией:

$$\int_V \bar{\sigma} \cdot \delta \dot{\epsilon} dV - \int_{S_F} F_i \cdot \delta \dot{U}_i dS + K \int_V \dot{\epsilon}_v \cdot \delta \dot{\epsilon}_v dV = 0, \quad (2.36)$$

где F_i – силы, действующие на поверхности S_F ; $\delta \dot{U}_i$ – виртуальное поле скоростей перемещений; K – константа с большим положительным значением («штраф»).

В представленном функциональном выражении дополнительное слагаемое $K \int_V \dot{\epsilon}_v \cdot \delta \dot{\epsilon}_v dV$ характеризует изменение объема в процессе пластической деформации материала. При решении задачи отыскания векторных полей скоростей перемещений и деформаций соблюдение условия несжимаемости среды контролировалось штрафной функцией.

В результате геометрия деформируемого материала определялась по координатам узлов конечных элементов:

$$\begin{cases} x_i(t + \Delta t) = x_i(t) + \dot{U}_{xi} \cdot \Delta t, \\ y_i(t + \Delta t) = y_i(t) + \dot{U}_{yi} \cdot \Delta t, \\ z_i(t + \Delta t) = z_i(t) + \dot{U}_{zi} \cdot \Delta t, \end{cases} \quad (2.37)$$

где x_i, y_i, z_i – координаты узла i ; t – начальное время; Δt – приращение времени; $\dot{U}_{xi}, \dot{U}_{yi}, \dot{U}_{zi}$ – скорости перемещений i -го узла по оси x, y и z соответственно.

Для оценки теплового состояния материала при пластической деформации использовали следующее определяющее уравнение:

$$\{Q\} = [C] \cdot \{\dot{T}\} + [K_C] \cdot \{T\}, \quad (2.38)$$

где $\{Q\}$ – тепловой поток; $[C]$, $[K_C]$ – соответственно характеристики теплоёмкости и теплопроводности материала; $\{T\}$ и $\{\dot{T}\}$ – узловые температуры и скорости их изменения.

Возможность образования и развития трещин в процессе пластической деформации оценивали по критерию вязкого разрушения Кокрофта [316-317]:

$$\int_{\varepsilon} \frac{\sigma_{\max}}{\bar{\sigma}} d\bar{\varepsilon} \geq C, \quad (2.39)$$

где σ_{\max} – максимальное главное растягивающее напряжение; C – критическое значение критерия разрушения.

Для статистического анализа большого объёма технологических данных в работе применяли метод нейросетевого моделирования [318-319]. В искусственной нейронной сети каждый элемент (нейрон) отождествлялся с набором входных сигналов, весомостей синаптических связей и активационной функцией. Модель активационной функции в общем виде описывалась следующей формулой [320-322]:

$$y_j = \varphi \left(\sum_{i=1}^n w_{ij} \cdot x_i \right), \quad (2.40)$$

где n – количество входов (входных данных) нейрона; w_{ij} – синаптический вес на i -м входе j -го нейрона; x_i – входные данные нейрона.

Для решения задач прогнозирования в работе строились нейронные сети на основе многослойного персептрона [320]. При этом обеспечивался максимальный охват выборками всех возможных вариаций технологических факторов [323]. С целью достижения высокой точности прогнозирования проводилась процедура обучения нейронной сети на массиве достоверных фактических данных. Такой массив включал достаточное количество произ-

водственных данных об исходном полуфабрикате (заготовке), технологических параметрах процессов и достигаемых при этом свойствах продукции [318].

На основе нейросетевого моделирования в работе решались задачи двух типов – прямые и обратные [320, 324-325]. В прямых задачах изучалось воздействие технологических параметров на механические свойства, а в обратных – определялись необходимые технологические режимы для достижения требуемого комплекса механических свойств при заданном химическом составе стали и геометрических параметрах изделия [318].

Для исследования технологических процессов в системе «МЛТС-ТЛП» наряду с математическим применялось фрагментарное физическое моделирование, с помощью которого имитировались самые важные технологические операции. Результатом такого моделирования являлось производство опытной продукции для изготовления проб и образцов в объёме, достаточным для проведения оценки механических свойств. В диссертационной работе использовались результаты фрагментарного физического моделирования основных процессов технологической системы «МЛТС-ТЛП» в условиях инжинирингового центра «Термодеформ-МГТУ» [326-329] (рис. 2.15).



Рис. 2.15. Инжиниринговый центр «Термодеформ-МГТУ»

На основе описанных теоретических принципов разработан комплекс математических и физических моделей, позволяющих адекватно анализировать и синтезировать элементы технологической системы «МЛТС-ТЛП» для реализации методологии эффективной технологической компенсации с обеспечением принципа комплексного ресурсосбережения (рис. 2.16).

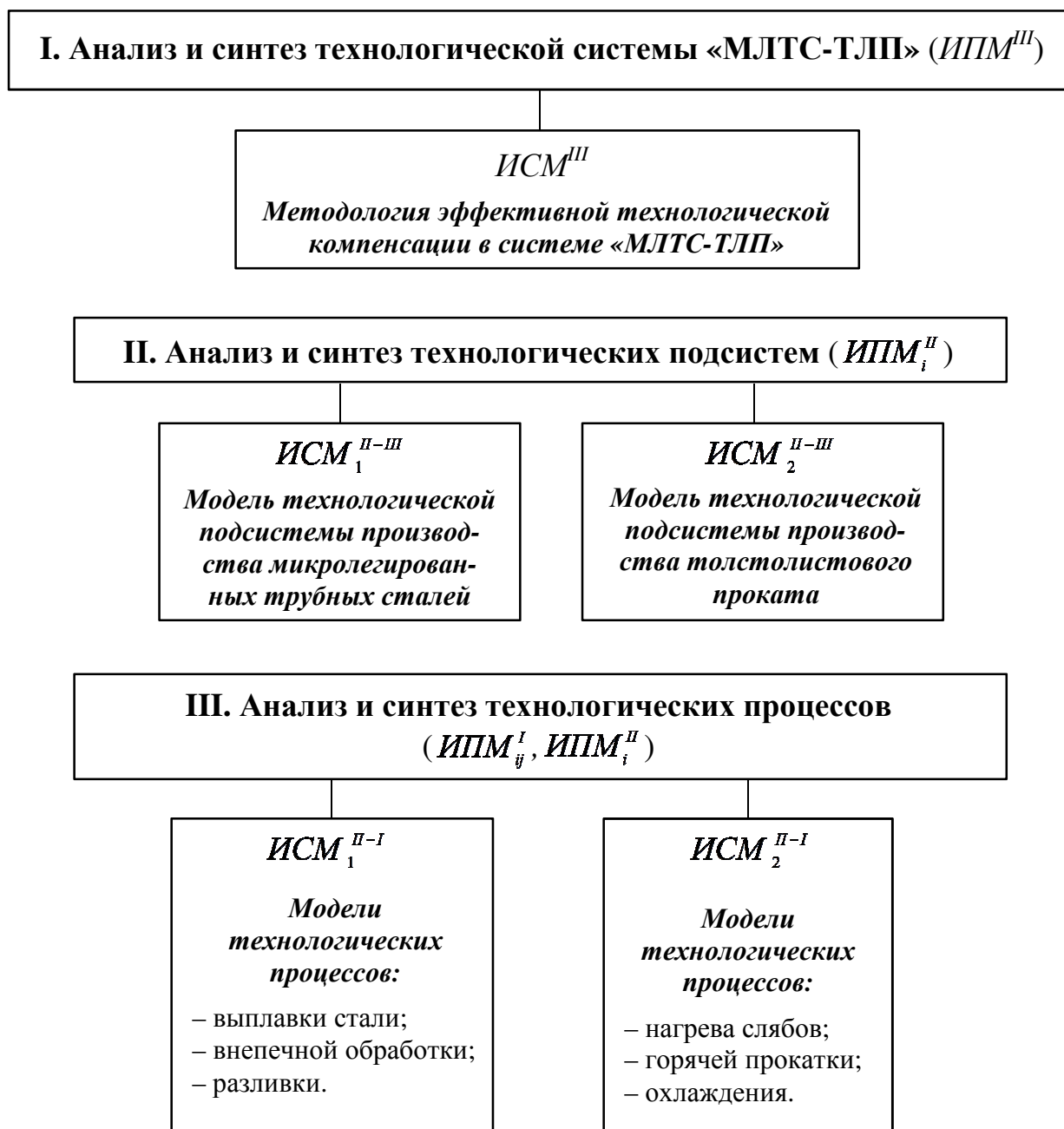


Рис. 2.16. Аппарат моделей для анализа и синтеза элементов технологической системы «МЛТС-ТЛП»

Например, для физического моделирования основных металлургических процессов в технологической подсистеме производства микролегированных трубных сталей использовали оборудование, имитирующее реальные производственные процессы, – индукционную (ИСТ-0,03/0,05 И1) и вакуумную (ZG-0,06L) плавильные печи (выплавка и доводка стали), промежуточный ковш и машину непрерывного литья (получение заготовок МЛТС) [329] (рис. 2.17).

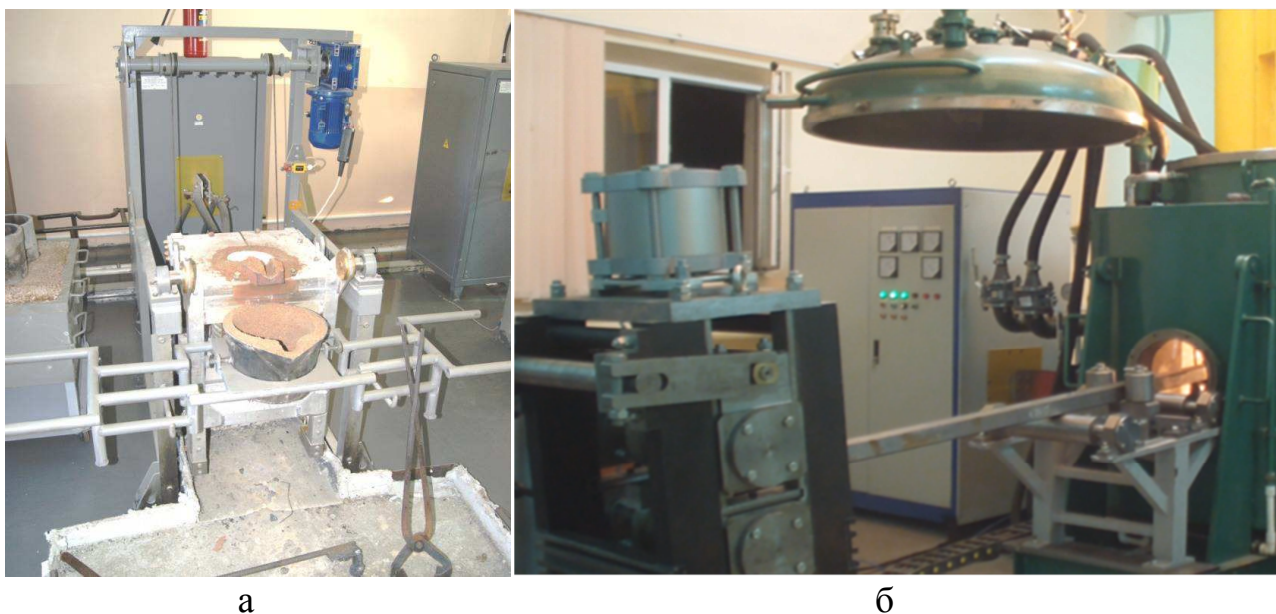


Рис. 2.17. Физические модели выплавки, доводки и разливки МЛТС:
а – плавильная печь ИСТ-0,03/0,05 И1; б – вакуумная индукционная плавильная печь ZG-0,06L с машиной непрерывного литья заготовок

В качестве основных шихтовых материалов для выплавки МЛТС применяли чистый металлический лом известного химического состава, раскислители и легирующие элементы (в сплавленном или чистом виде) – ферросилиций, ферромарганец, ферросиликомарганец, феррохром, ферромolibден, феррованадий, феррониобий, ферротитан, ферробор, ферровольфрам, алюминий, никель и др. Необходимое количество ферросплавов определяли по зависимости:

$$g_{FeE} = \frac{U'_E \cdot [E]_{zom} - [E]_{шух}^{\Sigma}}{10^6 \cdot [E]_{FeE}}, \quad (2.41)$$

где U'_E – коэффициент, пропорциональный величине угара; $[E]_{zom}$ – требуемое содержание элемента в готовом расплаве, %; $[E]_{шух}^{\Sigma}$ – суммарное содержание элемента в шихтовых материалах, %; $[E]_{FeE}$ – содержание элемента в ферросплаве, %.

Для моделирования основных технологических процессов в подсистеме производства ТЛП применяли камерную печь ПКМ 3.6.2/12.5, гидравлический пресс П6334 и одноклетевой реверсивный стан «Дуо 500» горячей прокатки, совмещённый с установкой ускоренного контролируемого охлаждения, соответственно для нагрева заготовок перед обработкой металла давлением, имитации процессов черновой и чистовой прокатки, ускоренного контролируемого охлаждения, а также различных видов термической обработки [329] (рис. 2.18).

С использованием указанного оборудования осуществлён поиск новых композиций химического состава МЛТС и технологических режимов производства ТЛП при решении задач ресурсосбережения в технологической системе «МЛТС-ТЛП». В каждом эксперименте выплавлялось по несколько килограмм стали с последующей разливкой в заготовки и деформационно-термической обработкой металла, а также оценкой физико-механических свойств изготовленных проб и образцов [329]. Это позволило отказаться от многочисленных затратных производственных экспериментов и избежать необоснованных расходов при разработке новых технологических решений, представленных в диссертации.

Таким образом, научные исследования включали в себя проведение математического и физического моделирования, промышленных экспериментов, разработку новых технических и технологических решений, реализованных при совершенствовании технологической системы «МЛТС-ТЛП» [309, 329-332] (рис. 2.19).



а



б



в



г

Рис. 2.18. Физические модели нагрева заготовок перед обработкой металла давлением (а), имитации процессов черновой (б) и чистовой (в) прокатки, ускоренного контролируемого охлаждения (г)

Генерация новых решений, осуществляемая с применением методологии эффективной технологической компенсации в интеллектуально-производственных модулях системы «МЛТС-ТЛП», проводилась на всех иерархических уровнях по предложенным алгоритмам анализа и синтеза. Такой подход позволил выявить ключевые рычаги управления технологическими процессами в рассматриваемой системе с точки зрения реализации имеющихся резервов ресурсосбережения для достижения требуемого уровня свойств выпускаемой продукции [283, 333].

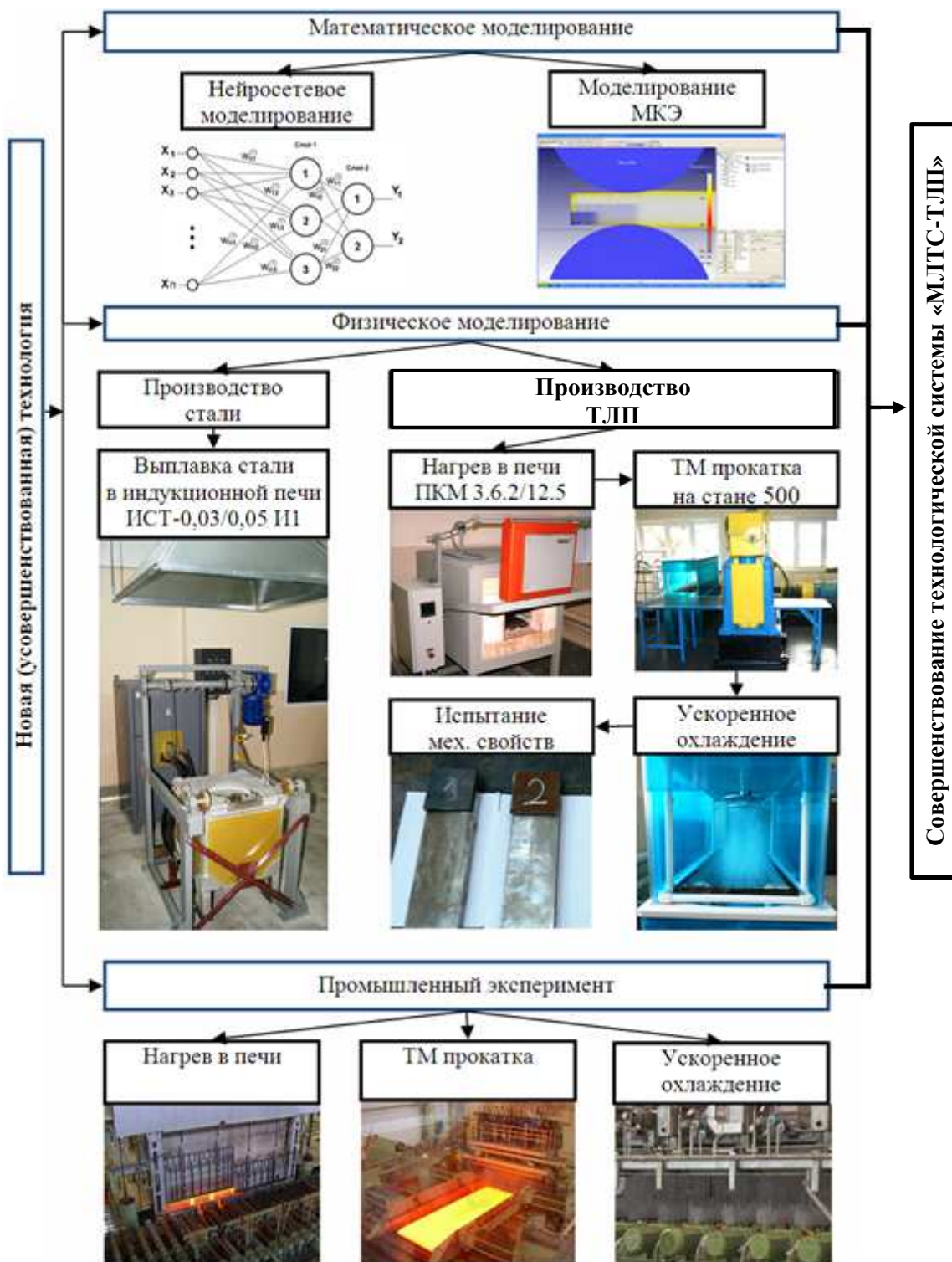


Рис. 2.19. Алгоритм совершенствования технологической системы «МЛТС-ТЛП»

Рассмотрим применение методологии эффективной технологической компенсации при решении ключевых задач ресурсосбережения в технологической системе «МЛТС-ТЛП» (прил. 1) [334]:

- разработки ТЛП из экономнолегированных трубных сталей с требуемым комплексом механических свойств (глава 3);
- создания эффективных системных решений по предотвращению образования и развития прикромочных трещин ТЛП (глава 4);
- минимизации негативного проявления ski-эффекта при контролируемой прокатке МЛТС (гл. 5);
- создания комплекса технологических решений по производству высококачественных МЛТС и ТЛП со сниженной ликвационной неоднородностью (гл. 6).

Выводы по главе 2

1. Представлена иерархическая концепция модульной многоуровневой (этажной) структуры технологической системы «МЛТС-ТЛП», включающей интеллектуальную и производственную ступени на каждом иерархическом уровне. Предложенная структура отличается усложнением управления и характера решаемых задач при переходе на более высокие уровни с усилением и развитием интеллектуальных составляющих модулей.

2. Разработана методология эффективной технологической компенсации, формируемая на высшей ступени иерархии и представляющая собой особый научно-технологический инструментарий, включающий совокупность взаимосвязанных научных приёмов, методов, алгоритмов и программ для анализа и совершенствования технологической системы «МЛТС-ТЛП».

3. Выполнена алгоритмизация методологического подхода, позволяющая структурировать и формализовать процедуры анализа и синтеза интеллектуально-производственных модулей технологической системы «МЛТС-ТЛП» для поиска эффективных компенсирующих воздействий на возможные отклонения основных характеристик полупродукта.

4. Построен обобщённый алгоритм выработки эффективных системных решений, позволяющий разрабатывать и внедрять инновационные способы

технологической компенсации при рассмотрении задач ресурсосбережения в технологической системе «МЛТС-ТЛП».

5. Разработаны основные принципы эффективной технологической компенсации в интеллектуально-производственных модулях технологической системы «МЛТС-ТЛП» с применением комплексного критерия эффективности ресурсосбережения и понятия формализованного материального потока.

6. Построен комплекс математических моделей, основанных на применении методов конечно-элементного и нейросетевого моделирования, а также разработана методика фрагментарного физического моделирования основных процессов технологической системы «МЛТС-ТЛП», отличающихся возможностью анализа и синтеза взаимосвязи элементов рассматриваемой технологической системы на различных иерархических уровнях.

Глава 3. ПРИМЕНЕНИЕ РАЗРАБОТАННОЙ МЕТОДОЛОГИИ ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ ТЛП ИЗ ЭКОНОМНОЛЕГИРОВАННЫХ ТРУБНЫХ СТАЛЕЙ С ВЫСОКИМ КОМПЛЕКСОМ ПРОЧНОСТНЫХ, ПЛАСТИЧЕСКИХ И ВЯЗКИХ СВОЙСТВ

3.1. Алгоритм применения методологии эффективной технологической компенсации для решения задачи получения ТЛП из экономнолегированных трубных сталей с высоким комплексом свойств

Задача получения ТЛП из экономнолегированных трубных сталей с высоким комплексом прочностных, пластических и вязких свойств представляет собой сложную научно-техническую проблему, решение которой возможно только с использованием системного подхода [291, 319, 330-331, 335]. Достижение необходимого результата в этом случае осуществимо на основе применения разработанной методологии эффективной технологической компенсации в системе «МЛТС-ТЛП». Сформируем её интеллектуально-производственную иерархию для анализа и синтеза ресурсосберегающей технологии с реализацией принципа материалосбережения и разработки возможного компенсационного воздействия на систему (рис. 3.1).

Анализ возможностей ресурсосбережения в технологической системе «МЛТС-ТЛП» показывает, что существенная экономия материалов может быть достигнута при выплавке и доводке стали, где критерий материалосбережения достигает наибольших значений. При этом компенсационные воздействия следует отыскивать в процессах разливки стали (формообразования заготовки), её нагрева, черновой и чистовой прокатки, междеформационного и ускоренного охлаждения [208, 289, 319, 331, 335]. Таким образом, при решении этой задачи активно задействованы подсистемы производства МЛТС и ТЛП.

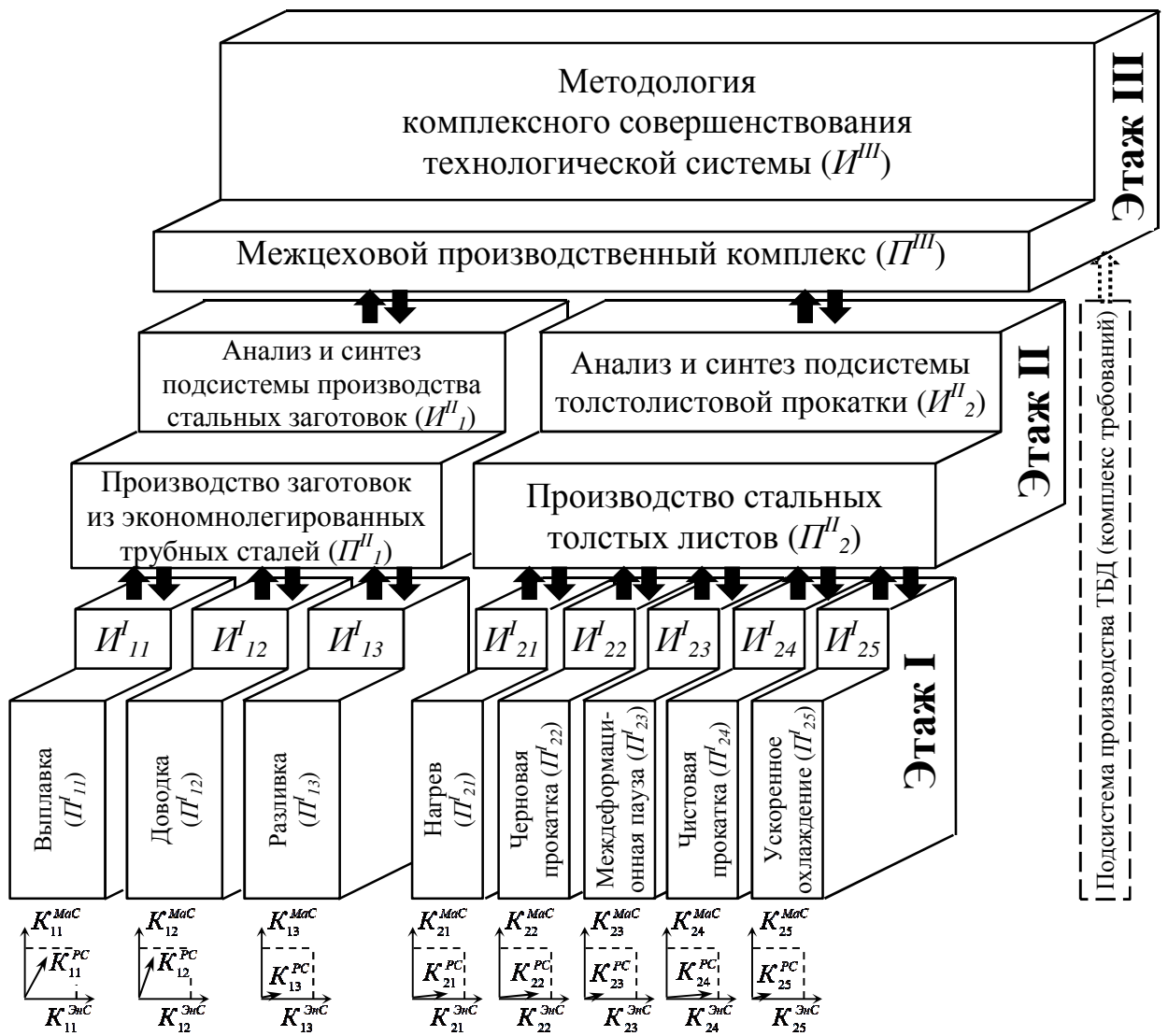


Рис. 3.1. Иерархическая схема технологической системы «МЛТС-ТЛП» для решения задачи материалосбережения

Рассмотрим взаимодействие интеллектуально-производственных модулей в построенной иерархической схеме (рис. 3.2). В ней подсистема производства ТБД представлена в виде модуля $ИПМ''_3$, оказывающего влияние на технологическую систему «МЛТС-ТЛП» посредством комплексного сигнала w_3 . Интеллектуально-производственные модули первого этапа указанной подсистемы на схеме не отображены, поскольку при решении задачи производства высокопрочного ТЛП из экономнолегированных трубных сталей было принято допущение о ключевой значимости анализа и синтеза только первых двух подсистем [319, 331, 335].

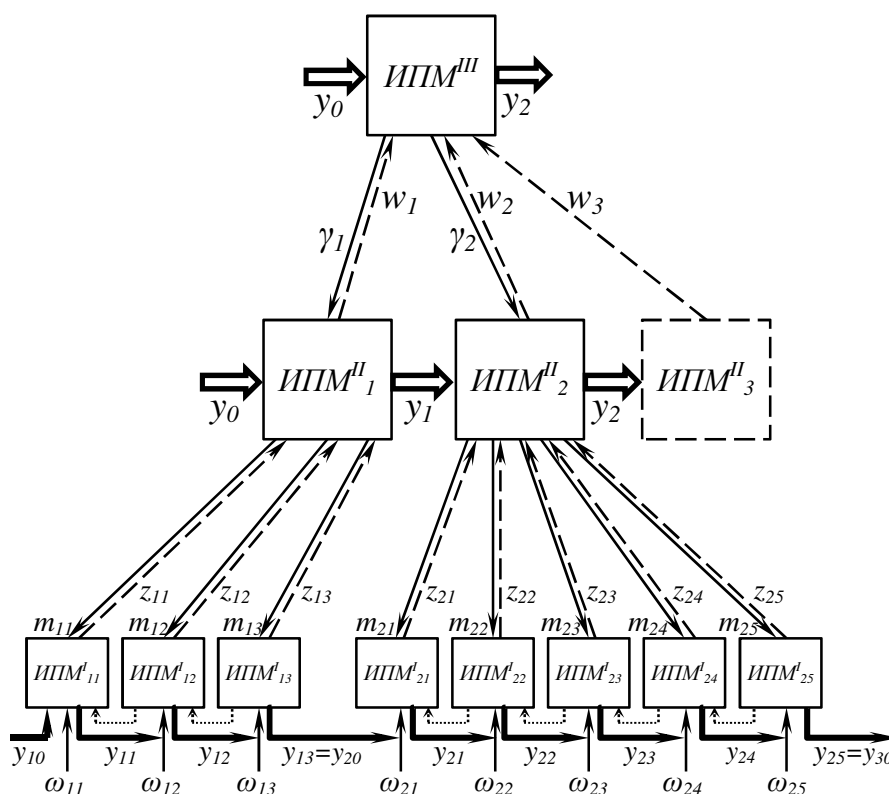


Рис. 3.2. Взаимодействие интеллектуально-производственных модулей в системе «МЛТС-ТЛП» при решении задачи материалосбережения

Алгоритмизация методологического подхода позволяет структурировать и формализовать процедуры анализа и синтеза технологической системы «МЛТС-ТЛП». Так, при её анализе для решения сформулированной проблемы большое значение имеет исследование процессов выплавки и доводки стали в аспекте выявления ключевых механизмов и особенностей материалосбережения [289, 331] (рис. 3.3). Для этого были задействованы соответствующие аналитические инструменты интеллектуальной составляющей $ИСМ_1^{II-1}$, входящей в интеллектуально-производственный модуль $ИПМ_1^{II}$ подсистемы производства стальных заготовок. С помощью этого модуля анализировали информационные потоки $z_{11} - z_{13}$.

На основании анализа информационного потока z_{13} первой подсистемы, а также потоков $z_{21} - z_{25}$, описывающих операции листопрокатного комплекса, оценивалась технологическая значимость последних при решении задачи поиска эффективных способов компенсации понижения свойств при ре-

ализации материалосберегающих мероприятий, а также возможностей использования технологического резерва имеющегося оборудования ($PCM_{13}^I, PCM_{21}^I - PCM_{25}^I$) для дополнительного повышения уровня свойств производимого ТЛП [289, 331, 336-337]. Это оказалось возможным на основе применения пакета моделей, наполняющих $ИСМ_2^{II-I}$.

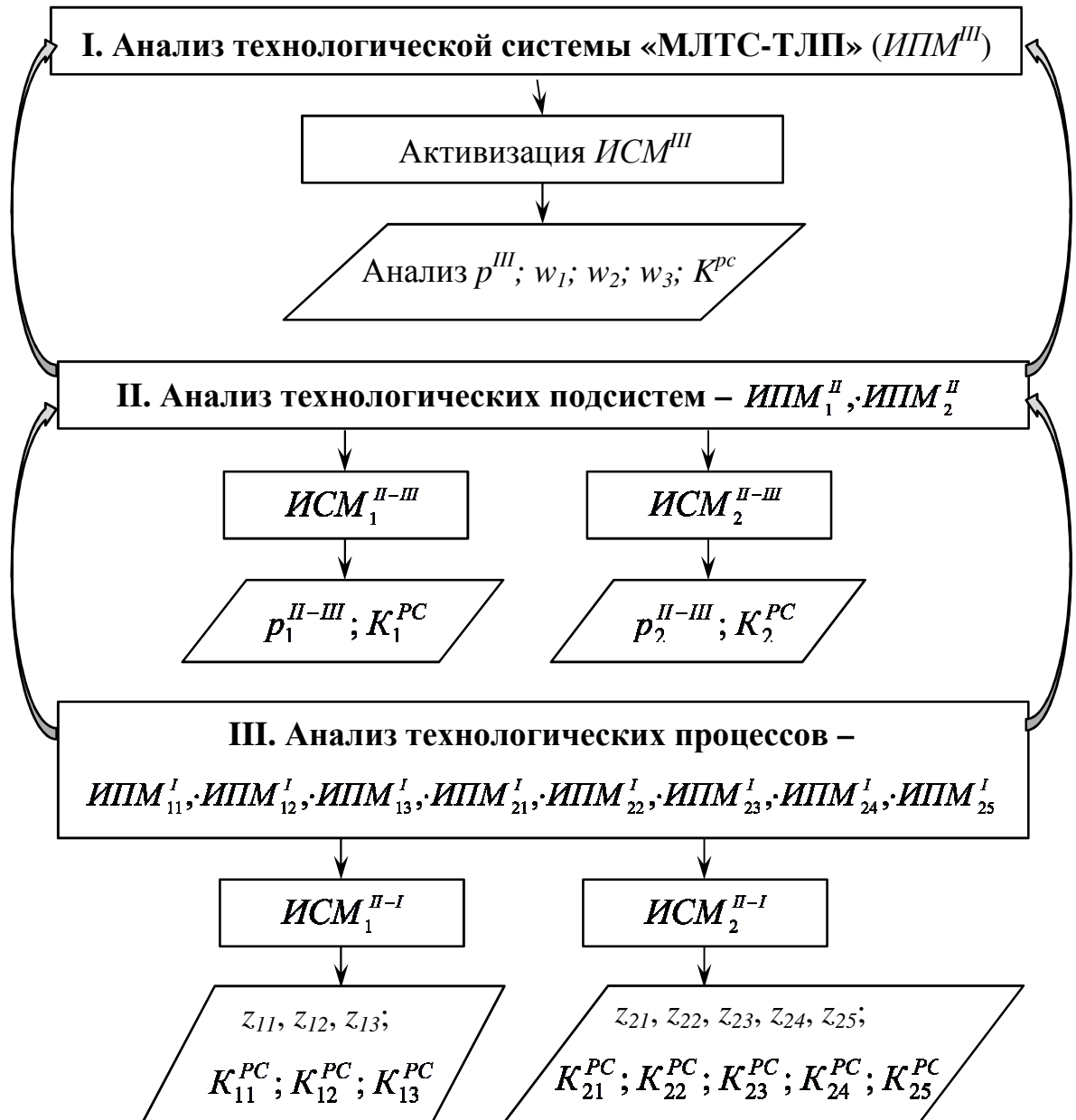


Рис. 3.3. Алгоритм анализа технологической системы «МЛТС-ТЛП» при решении задачи материалосбережения

Большое значение имеет комплексный анализ всей технологической системы и составляющих её подсистем производства стальных заготовок и ТЛП, выполняемый с помощью $ИСМ^{III}$, $ИСМ_1^{II-III}$ и $ИСМ_2^{II-III}$, располагающихся на более высоких иерархических уровнях и включающих определённые сочетания инструментария с $ИСМ^I$ и $ИСМ^{II-I}$.

Выполненный анализ послужил основой для разработки новых технологических решений с использованием методологии эффективной технологической компенсации [289, 331] (рис. 3.4).

Согласно предложенному алгоритму синтез таких решений осуществлялся на всех уровнях построенной иерархии с разработкой координирующих, управляющих сигналов и функциональных воздействий на процессы и подсистемы с использованием интеллектуальных составляющих рассматриваемых ИПМ. С практической точки зрения особую важность приобретает разработка управляющих воздействий на процессы $m_{11} - m_{13}$ подсистемы производства стальных заготовок, а также $m_{21} - m_{25}$ листопрокатной технологической подсистемы и соответствующих им локальных функциональных воздействий на процессы $f_{11} - f_{13}$ и $f_{21} - f_{25}$, преобразуемых с помощью моделей интеллектуальных модулей $ИСМ_{11}^I - ИСМ_{13}^I$ и $ИСМ_{21}^I - ИСМ_{25}^I$.

Как показано далее, применение разработанной методологии позволило в условиях ПАО «ММК» реализовать производство экономнолегированных трубных сталей различных категорий прочности [291, 319, 330-331, 335]. Снижение содержания дорогостоящих легирующих элементов было компенсировано созданием новых режимов контролируемой прокатки и ускоренного охлаждения, внедрённых в условиях ТЛС 5000. В результате был получен ТЛП с заданным комплексом механических свойств, отвечающим требованиям трубопрокатных заводов [309, 319, 330-332, 335, 338].

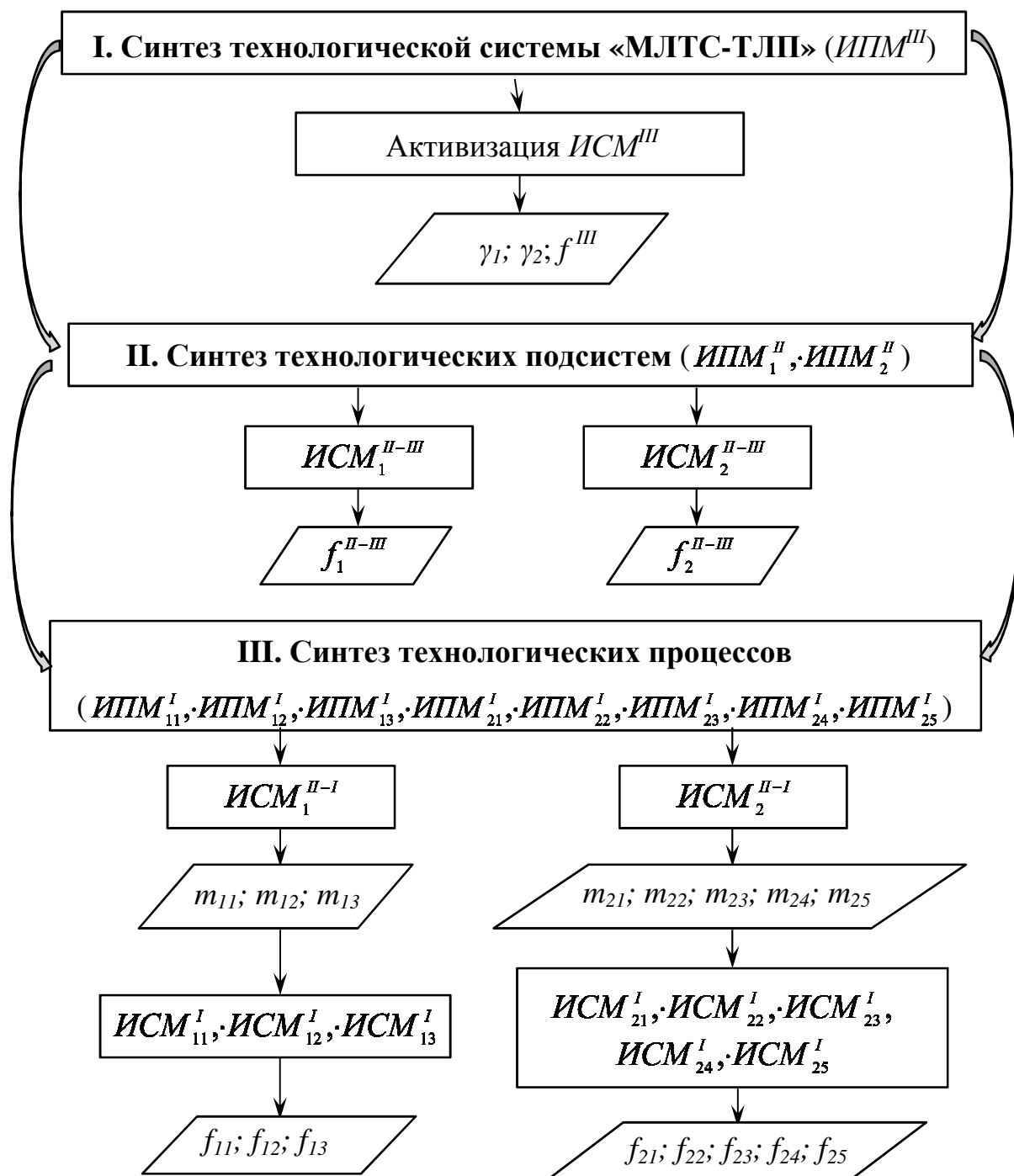


Рис. 3.4. Алгоритм синтеза технологической системы «МЛТС-ТЛП» при решении задачи получения ТЛП из экономнолегированных трубных сталей

Проанализируем возможности материалосбережения при разработке экономнолегированных трубных сталей в технологической системе «МЛТС-ТЛП».

3.2. Анализ возможностей материалосбережения при разработке экономнолегированных трубных сталей

На первом этапе решения поставленной задачи необходимо проанализировать существующие возможности материалосбережения при разработке экономнолегированных трубных сталей. Это может быть реализовано в направлении получения определённого химического состава (композиции) стали. Применение интеллектуальных составляющих $ИСМ_1^{II-I}$ и $ИСМ_1^{II-III}$ позволяет выполнить исследование различных способов снижения содержания химических элементов, прежде всего легирующих [294, 319, 330-331, 335-337].

Анализ технологической системы «МЛТС-ТЛП» с использованием $ИСМ^{III}$ позволяет осуществить обоснованный выбор низколегированных трубных сталей для анализа и совершенствования их химического состава. Доля таких сталей в марочном сортаменте, например, толстолистового стана 5000 ПАО «ММК» может достигать более 90%, из них микролегированные трубные стали составляют более 80%. При этом наибольший объем за анализируемый период приходился на трубные стали категории прочности К56-К65 [291, 294, 309, 331] (рис. 3.5).

При производстве МЛТС класса прочности К56-К65 существенное влияние на себестоимость ТЛП оказывает содержание и стоимость микролегирующих добавок (в виде ферросплавов или чистых металлов). Анализ норм ферросплавов и содержания легирующих элементов в стали показывает, что наибольшие затраты приходятся на FeMo, FeNb и FeV [291, 331] (табл. 3.2).

Верхняя граница содержания химических элементов в МЛТС ограничена требованиями нормативно-технической документации (табл. 3.3).

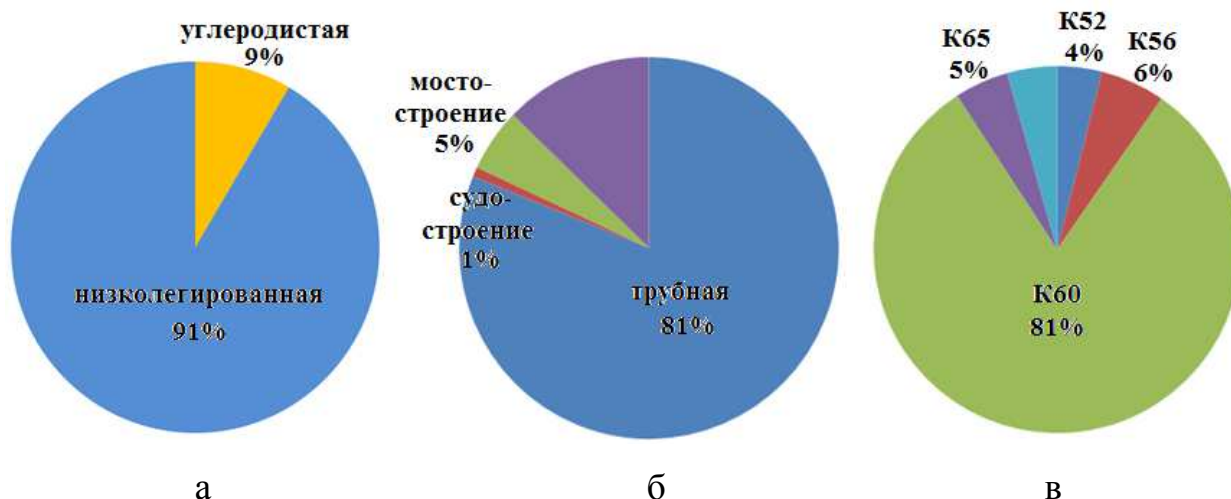


Рис. 3.5. Сортамент сталей, прокатываемых на стане 5000 ПАО «ММК»:
 а – по химическому составу; б – по назначению (низколегированные стали);
 в – по классу прочности (трубные стали)

Табл. 3.2. Затраты на ферросплавы (материалы) при выплавке МЛТС классов прочности K56-K60

Ферросплав (материал)	Ni	FeMo	FeV	FeNb	FeTi	Cu	FeCr
Норма, кг/т	2,1-2,6	3,2-4,3	1,5-2,0	0,8-1,7	0,7-0,8	1,6-2,1	2,8
Содержание элемента в стали, %	0,21-0,26	0,16-0,21	0,048-0,100	0,048-0,100	0,025-0,028	0,16-0,21	0,17
Сумма, руб./т	1523-1885	2952-3966	700-1489	1001-2127	137-156	500-656	303

Нижняя граница при этом определяется параметрами технологии, обеспечивающими требуемый класс прочности и уровень механических свойств ТЛП (табл. 3.4). В ряде случаев диапазоны изменения свойств зависят от параметров ТБД и толщины ТЛП, а ударная вязкость может нормироваться и при отличных от указанных температуре [130, 156, 206, 235, 291, 330-331].

Табл. 3.3. Массовая доля основных микролегирующих элементов

Класс прочности стали (нормативный документ)		Массовая доля элементов, % (не более)						
		Ni	Mo	V	Nb	Ti	Cu	Cr
К56	ТУ 14-1-5586-2009	0,30	-	0,08	0,08	0,035	0,3	0,3
	ТУ 14-101-763-2010	0,25	-	0,09	0,09	0,050	0,3	0,25
	ТУ 14-101-771-2010	0,25	-	0,08	0,09	0,050	0,3	0,25
	ТУ 14-1-5511-2005	0,30	-	0,08	0,08	0,035	0,3	0,3
	ТУ 14-1-5576-2009	0,30	-	0,08	0,08	0,040	0,3	0,3
К60	ТУ 14-101-782-2010	0,30	0,35	0,12	0,10	0,035	0,3	0,3
	ТУ 14-1-5574-2009	0,30	0,30	0,11	0,09	0,035	0,3	0,3
	ТУ 14-101-725-2009	0,30	0,35	0,11	0,11	0,045	0,3	0,3
	ТУ 14-101-855-2011	0,30	0,30	0,08	0,08	0,030	0,3	0,3
	ТУ 14-1-5582-2009	0,30	0,35	0,12	0,10	0,035	0,3	0,3
К65	ТУ 14-101-878-2011	0,35	0,35	0,10	0,10	0,030	0,3	0,3
	ТУ 14-101-805-2011	0,35	0,15-0,35	0,10	0,10	0,030	0,3	0,3

Табл. 3.4. Механические свойства ГЛП из трубных сталей

Класс прочности стали		σ_T , МПа	σ_B , МПа	δ_5 , %	KCV^{20} , Дж/см ²	KCU^{60} , Дж/см ²
К56	ТУ 14-1-5586-2009	440-560	550-660	23,0	90	80
	ТУ 14-101-763-2010	430	550	22,0	98	-
	ТУ 14-101-771-2010	440	550	22,5	130	-
	ТУ 14-1-5511-2005	430	550	22,0	58,8-98,0	53,9-68,6
	ТУ 14-1-5576-2009	430	550	22,0	49-89	-
К60	ТУ 14-101-782-2010	510-610	590-700	22,5	70-140	90
	ТУ 14-1-5574-2009	500	590-700	22,0	49-127	49-78
	ТУ 14-101-725-2009	500	590	22,0	59-127	68,6-78,4
	ТУ 14-101-855-2011	515-615	590-700	22,5	100	-
	ТУ 14-1-5582-2009	510-610	590	23,0	70-140	70-90
	ТУ 14-1-5586-2009	490-610	590-710	22,5	90	80
К65	ТУ 14-101-878-2011	515/570	615/640	20,0	275	-
	ТУ 14-101-805-2011	510/565	630/640	20,0	260	-

Проанализировано фактическое содержание микролегирующих элементов при выплавке МЛТС объемом около 15 тысяч тонн [331] (табл. 3.5).

Табл. 3.5. Фактическое содержание микролегирующих элементов в МЛТС

Класс прочности	Массовая доля элементов, %						
	Ni	Mo	V	Nb	Ti	Cu	Cr
K56	0,02-0,22	0,000-0,022	0,002-0,055	0,027-0,060	0,016-0,023	0,03-0,17	0,02-0,06
K60	0,02-0,27	0,001-0,209	0,002-0,056	0,043-0,059	0,016-0,025	0,03-0,20	0,02-0,05
K65	0,16-0,25	0,159-0,222	0,013-0,029	0,077-0,095	0,012-0,020	0,12-0,20	0,16-0,22

При введении указанных микролегирующих элементов в сталь происходит изменение свойств ТЛП на основе различных микроструктурных механизмов, подробно рассмотренных в первой главе работы [73, 105, 151-152, 156, 191, 206]. Существенную роль на выбор системы легирования в МЛТС класса прочности K56-K65 оказывает конечная толщина ТЛП. В частности, при производстве листов толщиной менее 15 мм сталь легируется только ниобием, а при изготовлении ТЛП толщиной более 15 мм в сталь дополнительно добавляются по отдельности или совместно Nb, V, Ni, Cr, Cu, Mo, что безусловно увеличивает себестоимость продукции [73, 105, 191, 206, 291, 330-331].

Поэтому для анализа и синтеза композиций химического состава и технологии производства были выбраны наиболее востребованные МЛТС класса прочности K56-K65 толщиной от 15 до 25 мм. Целенаправленное снижение содержания микролегирующих элементов в них может компенсироваться за счёт выбора рациональных технологических параметров контролируемой прокатки [41, 119, 145, 150, 156, 201, 206]. При этом улучшение свойств ТЛП будет обеспечиваться по механизму зернограничного, дисперсионного и дислокационного упрочнения [289, 319, 324-325, 332, 335, 339]. Для условий толстолиствого стана 5000 ПАО «ММК» в качестве возможных замещающих технологических воздействий исследовались режимы нагрева, обжаты на черновой и чистовой стадиях прокатки, направленные на улучшение деформационной проработки рекристаллизующегося аустенита, а также режи-

мы ускоренного контролируемого охлаждения [42, 289, 309, 319, 335, 338-339].

Проанализирована возможность допустимого снижения содержания некоторых легирующих элементов. Ванадий, например, упрочняет сталь на основе механизма дисперсионного твердения ферритной матрицы выделяющимися карбонитридами. Однако он может быть полностью исключён из композиции, а его роль при этом скомпенсирована за счет обеспечения деформирования в двухфазной аустенитно-ферритной области на чистой стадии прокатки. Применение такой схемы контролируемой прокатки для ниобийсодержащих МЛТС категорий К56-К65 обеспечивает требуемый уровень прочностных свойств [119, 319, 324-325, 331-332, 335]. Однако процесс деформации в двухфазной области, как правило, снижает величину энергии удара.

Прогрессивным является вариант дислокационного упрочнения, связанный с увеличением объёмной доли бейнита и дальнейшим измельчением зерна [73, 151-152, 191, 193, 251-252]. Энергосберегающим способом его реализации является применение ускоренного охлаждения после деформации в аустенитной области [113-114, 143-145, 147, 201]. Высокие скорости охлаждения обеспечивают больше зародышей новых зёрен в переохлажденном аустените, что приводит к дальнейшему измельчению микроструктуры [113-114, 144-145, 147, 336-337]. При очень высокой интенсивности охлаждения эффективность ванадия как упрочняющего элемента может несколько снижаться, в то время как никель и медь, например, могут проявлять данное свойство в полной мере только в таких условиях [193, 206, 330-331, 336-337].

Таким образом, с точки зрения возможности эффективного применения замещающих технологических воздействий наиболее перспективным является снижение ванадия, как одного из дорогостоящих микролегирующих элементов, добавляемых в МЛТС при её получении.

Научный и практический интерес представляет также исследование возможности взаимозамены легирующих элементов. В качестве альтернати-

вы дорогостоящим легирующим добавкам в трубных сталях может использоваться бор. Этот элемент в достаточно малых количествах (0,0005-0,0025%) резко повышает прокаливаемость низкоуглеродистых сталей, способствуя образованию упрочняющих структур бейнита и мартенсита с одновременным подавлением появления мягких ферритных и перлитных фаз во время ускоренного охлаждения ТЛП. Избыток бора (сверх 0,0025%) ведёт к образованию охрупчивающих частиц в форме борокарбида железа. Следовательно, максимальное влияние на закаливаемость достигается при указанной выше концентрации [73, 151-152, 191, 193, 336-337].

Использование такого свойства бора позволяет дополнительно повышать эффективность молибдена, ниобия и других элементов при решении подобных задач. Кроме этого, добавляемый в сталь бор обеспечивает возможность сочетания высокого предела прочности, хорошей свариваемости и стойкости к холодному растрескиванию. Он повышает прочность границ зёрен, увеличивая стойкость к внутризёрённому водородному растрескиванию. По степени влияния на прокаливаемость бор намного превосходит такие традиционные материалы, как Cr, Ni, Mn, Mo и значительно усиливает их действие при одновременном введении в сталь [206, 291, 330-331, 337].

Таким образом, в качестве альтернативы дорогостоящим легирующим добавкам (Nb, V, Ni, Cr, Cu, Mo) может применяться бор, добавки которого обеспечивают существенное повышение прочностных свойств ТЛП [291, 330-331, 337] (прил. 2).

Для проведения комплексного исследования необходим соответствующий аппарат моделей, которые содержатся в интеллектуальных составляющих ИСМ на первых двух уровнях сформированной иерархической конструкции технологической системы «МЛТС-ТЛП» [295, 340].

3.3. Построение комплекса математических и физических моделей процесса термомеханической прокатки ТЛП при снижении содержания легирующих элементов в МЛТС

Снижение содержания легирующих элементов в МЛТС, реализуемое в подсистеме $П_1$ приводит к снижению предела текучести, временного сопротивления разрыву и других характеристик ТЛП и ТБД (подсистемы $П_2$ и $П_3$). Поэтому необходимо разработать комплекс эффективных технологических мероприятий, компенсирующих такое снижение. Наиболее эффективным механизмом повышения прочностных характеристик стали (при сохранении требуемой пластичности и вязкости) является зернограничное упрочнение [99, 143-144, 150-152, 156]. Поэтому необходимо проанализировать все этапы термомеханической обработки ТЛП для оценки их влияния на характер протекания микроструктурных процессов и достигаемый уровень свойств [191, 193, 206, 289, 291, 330-331].

Классическая схема эволюции микроструктуры, протекаемой при контролируемой прокатке МЛТС, представлена в табл. 3.6 [109, 191, 209-210, 292-293, 332].

При этом весь процесс можно разделить на пять основных этапов: нагрев сляба, черновая прокатка, подстуживание промежуточного раската, чистовая прокатка, ускоренное охлаждение, особенности которых подробно рассмотрены в первой главе [99, 113-114, 143-144, 154, 208]. Рассмотрим математическую формализацию в виде моделей структурных процессов, протекающих на каждом этапе термомеханической обработки МЛТС [73, 151-152, 191, 208, 295, 340]. Эти модели наполняют модули $ИПМ'_{21}$ – $ИПМ'_{25}$ и $ИПМ''_2$, располагающиеся соответственно на первом и втором уровнях иерархической конструкции технологической системы [289, 295, 340].

Табл. 3.6. Эволюция микроструктуры при контролируемой прокатке МЛТС

<i>Стадия контролируемой прокатки</i>	<i>Микроструктурный процесс</i>	<i>Качественное изображение микроструктуры</i>
Нагрев сляба	Рост зерна аустенита, растворение карбонитридов	
Черновая прокатка	Деформация аустенита	
	Рекристаллизация аустенита	
Подстуживание	Рост зерна во время паузы	
Чистовая прокатка	Деформация нерекристаллизующегося аустенита	
Ускоренное охлаждение	Образование зародышей новых зёрен	
	Превращение аустенита	
	Дисперсионное твердение	

а) Нагрев сляба перед прокаткой МЛТС

Целью нагрева сляба перед прокаткой с точки зрения микроструктурных процессов является перевод микролегирующих элементов в твёрдый раствор [73, 143-144, 151-152, 208, 235]. Это предотвращает существенный рост аустенитного зерна [73, 105, 151-152, 191, 208, 235]. Необходимая для полного растворения карбонитридов температура нагрева слябов может определяться по следующей зависимости:

$$T_a = \frac{1371[Mn] - 923[Si] - 8049}{\lg\left\{[Nb] \cdot \left[C + \frac{12}{14}N\right]\right\} - 0,35[Si] + 0,91[Mn] - 3,14} - 273, \quad (3.1)$$

где Mn , Si , Nb , C , N , – содержание элементов в стали, %.

При нагреве сляба происходит рост зерна аустенита, описываемый моделью [295, 340]:

$$d = \left[d_0^m + a_9 \cdot t \cdot e^{\left(\frac{-Q_9}{RT}\right)} \right]^{\frac{1}{m}}, \quad (3.2)$$

где d_0 – начальный размер зерна; Q_9 – энергия активации; m , a_9 – эмпирические коэффициенты.

Анализ показал, что при нагреве сляба до температуры 1250°C размер зерна аустенита, как правило, не превышает 200-300 мкм [73, 144, 208, 151-152, 214, 230]. Температура аустенизации МЛТС влияет на ряд ключевых показателей – величину аустенитного зерна перед прокаткой, состояние избыточной фазы карбонитридов, дальнейшую структуру аустенита и кинетику его превращения [73, 130, 152, 191, 214, 235, 331]. Повышение температуры и продолжительности нагрева слябов способствует повышению прочностных и снижению пластических характеристик ТЛП, что обусловлено полным растворением карбонитридов и появлением крупных аустенитных зёрен [130, 143, 147, 150, 201, 208, 214]. Снижение температуры нагрева, наоборот, способствует повышению пластических характеристик стали с понижением её прочности [235, 291-292, 293, 331, 336-337].

б) Черновая стадия контролируемой прокатки

Целью черновой прокатки является максимальное измельчение зерна аустенита при многократном прохождении рекристаллизации [99, 154, 201, 209-212] (см. главу 1). Процессы образования зародышей рекристаллизации и

их роста моделировали на основе метода «Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov» (JMAK). С его помощью также исследовали динамическую, метадинамическую и статическую рекристаллизации. При этом необходимо учитывать начальный размер зёрен, термомеханические параметры обработки металла (деформация, её скорость и температура) и другие характеристики исследуемого материала [217, 229-230, 251-252, 332, 340].

Модель динамической рекристаллизации (DRX) позволяет определять рекристаллизованный объем X_{DRX} через экспоненциальное соотношение [295, 340]:

$$X_{DRX} = 1 - \exp\left(-B_d \left(\frac{\varepsilon - a_{10}\varepsilon_p}{\varepsilon_{0,5}}\right)^{K_d}\right), \quad (3.3)$$

где B_d – коэффициент роста зерна при динамической рекристаллизации; ε – деформация; a_{10} – эмпирический коэффициент; ε_p – критическая деформация; $\varepsilon_{0,5}$ – деформация до 50% рекристаллизации; K_d – экспоненциальный коэффициент образования зародышей при динамической рекристаллизации.

При этом деформация $\varepsilon_{0,5}$ рассчитывается так:

$$\varepsilon_{0,5} = a_5 d_0^{h_5} \varepsilon^{n_5} \dot{\varepsilon}^{m_5} \exp\left(\frac{Q_5}{RT}\right) + c_5, \quad (3.4)$$

где d_0 – начальный средний размер зерна; ε – деформация; $\dot{\varepsilon}$ – скорость деформации; Q_5 – энергия активации; R – универсальная газовая постоянная; T – температура; a_5 , h_5 , n_5 , m_5 , c_5 – эмпирические коэффициенты.

Динамическая рекристаллизация наступает после достижения критического порога деформации [217]. Размер рекристаллизованного зерна d_{DRX} будет определяться по следующей зависимости:

$$d_{DRX} = a_8 d_0^{h_8} \varepsilon^{n_8} \dot{\varepsilon}^{m_8} \exp\left(\frac{Q_8}{RT}\right) + c_8, \quad (3.5)$$

где Q_8 – энергия активации; a_8 , h_8 , m_8 , n_8 , c_8 – эмпирические коэффициенты.

Используя модель статической рекристаллизации (SRX), рекристаллизованный объем X_{SRX} будет определяться так [295, 340]:

$$X_{SRX} = 1 - \exp\left(-B_s \left(\frac{t}{t_{0,5}}\right)^{K_s}\right), \quad (3.6)$$

где B_s – коэффициент роста зерна при статической рекристаллизации; t – время; $t_{0,5}$ – время до 50% рекристаллизации; K_s – экспоненциальный коэффициент образования зародышей при статической рекристаллизации.

Время $t_{0,5}$ до наступления 50% рекристаллизации рассчитывается по следующей зависимости:

$$t_{0,5} = a_3 d_0^{h_3} \varepsilon^{n_3} \dot{\varepsilon}^{m_3} \exp\left(\frac{Q_3}{RT}\right), \quad (3.7)$$

где Q_3 – энергия активации; a_3 , h_3 , n_3 , m_3 – эмпирические коэффициенты.

Размер рекристаллизованного зерна d_{SRX} изменяется согласно эмпирическому соотношению:

$$d_{SRX} = a_6 d_0^{h_6} \varepsilon^{n_6} \dot{\varepsilon}^{m_6} \exp\left(\frac{Q_6}{RT}\right) + c_6, \quad (3.8)$$

где Q_6 – энергия активации; a_6 , h_6 , c_6 , m_6 , n_6 – эмпирические коэффициенты.

Метадинамическая рекристаллизация моделируется аналогично статической, но с константами, определенными для нулевого периода времени [295, 340].

После термомеханической прокатки МЛТС может иметь различный объём рекристаллизованных зёрен разного типа с соответствующими размерами [99, 147, 201, 210-212, 229]. Окончательный размер зёрен вычисляется по правилу смеси:

$$d_{avg} = X_{DRX} d_{DRX} + X_{MRX} d_{MRX} + X_{SRX} d_{SRX} + (1 - (X_{DRX} + X_{MRX} + X_{SRX})) d_0. \quad (3.9)$$

в) Подстуживание раската перед чистой стадией прокатки

Температурная разница между черновой и чистой стадиями контролируемой прокатки достигает 150-250⁰С, при этом время подстуживания на воздухе составляет от 4 до 15 минут. Чем короче время межстадийного охлаждения (МСО), тем более мелким будет получено зерно аустенита перед чистой прокаткой и, как следствие, зерно феррита после окончательной обработки. Поэтому целесообразнее стремиться к сокращению времени МСО раската, следовательно, к повышению температуры начала чистой стадии прокатки [41, 109, 130, 214, 235, 332]. При этом рост зерна можно оценивать с помощью уравнения, используемого для описания процесса нагрева сляба (3.1)-(3.2) [332].

г) Чистовая стадия контролируемой прокатки

Целью чистой стадии контролируемой прокатки является получение деформированных зёрен аустенита. При этом повышается их эффективная поверхность и создаются благоприятные условия для формирования большого числа мест зарождения феррита, что ведёт к его существенному измельчению [143-144, 147, 151, 152, 214, 229]. Для такой проработки аустенитной структуры стали необходима достаточно высокая (75-80%) суммарная деформация нерекристаллизующегося аустенита [41, 73, 109, 191, 214, 235,

332]. Важным параметром в этом случае является температура торможения рекристаллизации аустенита, определяемая в зависимости от содержания химических элементов [294, 332]:

$$T_{рекр} = 887 + 464 [C] - 357 [Si] + 363 [Al] + 890 [Ti] + (6645 [Nb] - 664 \sqrt{[Nb]}) + (732 [V] - 230 \sqrt{[V]}). \quad (3.10)$$

д) Ускоренное охлаждение

Целью применения ускоренного охлаждения МЛТС является дополнительное измельчение зерна и переход от феррито-перлитной к феррито-бейнитной структуре ТЛП [113-114, 143-144, 151-152, 201]. Важнейшими параметрами являются температуры фазовых превращений Ar_3 и Ar_1 , начала и конца ускоренного охлаждения, а также его скорость [130, 191, 235, 251-252, 292-293].

Температуру аустенит-ферритного превращения МЛТС с учётом деформации и температурного градиента между центром и поверхностью раската определяли по следующей зависимости [292-293]:

$$Ar_3 = 762,7 + 180,1(C + Cr) + 1206,9(S + P) - 10,9(Si + Mn + Ni + Cu + Mo) + (3.11) \\ + 755,3(Al + N) - 328,8(V + Nb + Ti) - 1,08h.$$

Температуру перлитного превращения рассчитывали из соотношения [292-293]:

$$Ar_1 = 588,9 + 195,7(C + Cr) + 3022,6(S + P) + 17,5(Si + Mn + Ni + Cu + Mo) + (3.12) \\ + 1040(Al + N) - 440,6(V + Nb + Ti) - 1,08h.$$

Использовали модель расчета приращения прочности МЛТС по механизму дисперсионного твердения, основанную на закономерности [291, 295, 340]:

$$\Delta\sigma_{ppt} = 57(\lg U_{охл}) + 700V + 7800N_{sol} + 19, \quad (3.13)$$

где $U_{охл}$ – скорость охлаждения, $^{\circ}\text{C}/\text{с}$; V – содержание в стали ванадия, %; N_{sol} – свободный азот, %.

После аустенит-ферритного превращения размера зерна феррита прогнозировали с помощью зависимости:

$$d_{\alpha} = (1 - 0,8\varepsilon^{0,15}) \left(29 - 5\sqrt{U_{охл}} + 20(1 - e^{-0,015d_{\gamma}}) \right), \quad (3.14)$$

где d_{γ} – размер зерна аустенита перед аустенит-ферритным превращением, мкм; ε – суммарная степень деформации на чистой стадии прокатки.

Достижимый уровень предела текучести при этом рассчитывали с помощью модели [290, 292-293, 295, 340]:

$$\sigma_T = 62,6 + 26,1 Mn + 60,2 Si + 759,0 P + 212,9 Cu + 3286,0 N_{sol} + \frac{19,7}{\sqrt{d_{\alpha}}} + \Delta\sigma_{ppt}. \quad (3.15)$$

Временное сопротивление разрыву определяли по зависимости [290, 292-293]:

$$\sigma_B = 164,9 + 634,7 C + 53,6 Mn + 99,7 Si + 651,9 P + 472,6 Ni + 3339,4 N_{sol} + \frac{11,0}{\sqrt{d_{\alpha}}} + \Delta\sigma_{ppt}. \quad (3.16)$$

В качестве физической модели процесса термомеханической обработки ТЛП из МЛТС использовали оборудование инжинирингового центра «Термодеформ-МГТУ», описание которого представлено во второй главе.

Применение представленного комплекса моделей, наполняющих ИСМ₁^{II} и ИСМ₂^{II} на различных уровнях обобщения, позволило осуществить анализ и синтез подсистемы производства ТЛП [295, 331, 340]:

- определить температуру нагрева сляба, обеспечивающую полное растворение карбонитридов;
- спрогнозировать рост зерна аустенита при нагреве сляба под прокатку, во время междеформационных пауз и межстадийного охлаждения;
- оценить размер зерна аустенита после прохождения статической, динамической и метадинамической рекристаллизации на черновой стадии прокатки;
- оценить прочностные характеристики стали (предел текучести, временное сопротивление разрыву и др.) [291].

Рассмотрим результаты применения данного комплекса моделей для анализа технологических воздействий на структуру МЛТС и свойства ТЛП при термомеханической обработке и ускоренном охлаждении [289, 330-331, 340].

3.4. Моделирование и анализ возможных технологических воздействий на структуру МЛТС и свойства ТЛП при термомеханической обработке и ускоренном охлаждении

Численное моделирование эволюции зерна аустенита при контролируемой прокатке проводили методом конечных элементов в программном комплексе “DEFORM”. В расчетах учитывали деформационный разогрев, а также теплообмен заготовки с окружающей средой и валками. Для случая прокатки МЛТС комплекс зависимостей, формирующих математические модели в модулях $ИПМ'_{21}$ – $ИПМ'_{23}$, выглядел следующим образом [295, 332, 340]:

$$d = \left[d_0^3 + 5,47 \cdot 10^{20} t \exp\left(-\frac{460000}{RT}\right) \right]^{\frac{1}{3}}, \quad (3.17)$$

$$X_{DRX} = 1 - \exp\left(-4,6052\left(\frac{\varepsilon - 0,77\varepsilon_p}{\varepsilon_{0,5}}\right)^{1,5}\right), \quad (3.18)$$

$$\varepsilon_{0,5} = 1,31 \cdot 10^{-3} d^{0,26} \dot{\varepsilon}^{0,197} \exp\left(\frac{65010}{RT}\right), \quad (3.19)$$

$$\varepsilon_p = 6,9 \cdot 10^{-4} d_0^{0,5} \dot{\varepsilon}^{0,25} \exp\left(\frac{82500}{RT}\right), \quad (3.20)$$

$$d_{DRX} = 580 \dot{\varepsilon}^{-0,13} \exp\left(\frac{-42900}{RT}\right), \quad (3.21)$$

$$X_{SRX} = 1 - \exp\left(-0,693\left(\frac{t}{t_{0,5}^{SRX}}\right)\right), \quad (3.22)$$

$$t_{0,5}^{SRX} = 2,1 \cdot 10^{-16} \dot{\varepsilon}^{-0,43} \varepsilon^{-3,1} d_0^2 \exp\left(\frac{264000}{RT}\right), \quad (3.23)$$

$$d_{SRX} = 1,4 d_0^{0,56} \varepsilon^{-1}, \quad (3.24)$$

$$X_{MDRX} = 1 - \exp\left(-0,693\left(\frac{t}{t_{0,5}^{MDRX}}\right)^{1,06}\right), \quad (3.25)$$

$$t_{0,5}^{MDRX} = 8,4 \cdot 10^{-9} \dot{\varepsilon}^{-0,84} \exp\left(\frac{186000}{RT}\right), \quad (3.26)$$

$$d_{MDRX} = 812 \dot{\varepsilon}^{-0,13} \exp\left(\frac{-24180}{RT}\right). \quad (3.27)$$

С помощью представленного комплекса моделей выполнен анализ влияния температуры нагрева сляба (1160-1220°С) и режима обжатий на размер зерна аустенита. Оценили также изменение микроструктуры МЛТС во время межстадийного охлаждения [295, 331-332, 340] (рис. 3.6-3.13).

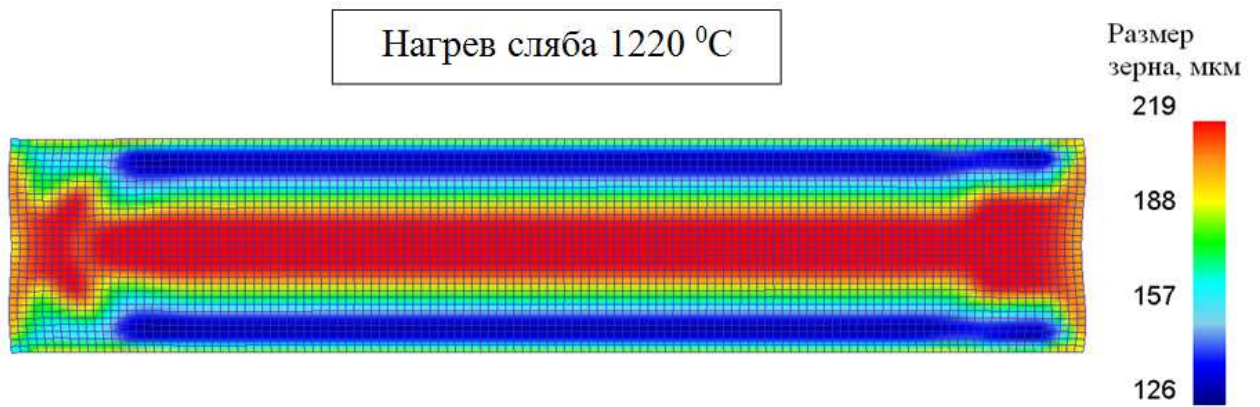


Рис. 3.6. Размер зерна аустенита после первого чернового прохода
(толщина раската 271,5 мм; обжатие 9,5%)

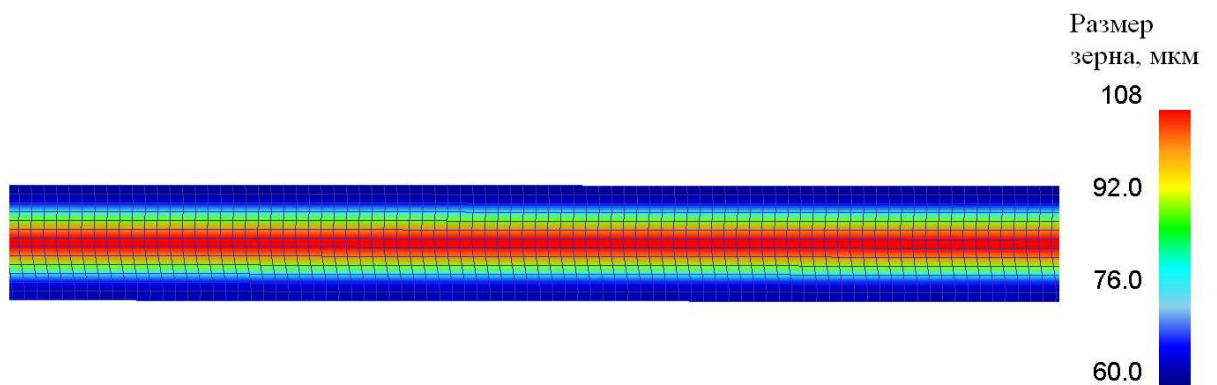


Рис. 3.7. Размер зерна аустенита после черновой стадии прокатки
за 8 проходов (толщина раската 110 мм)

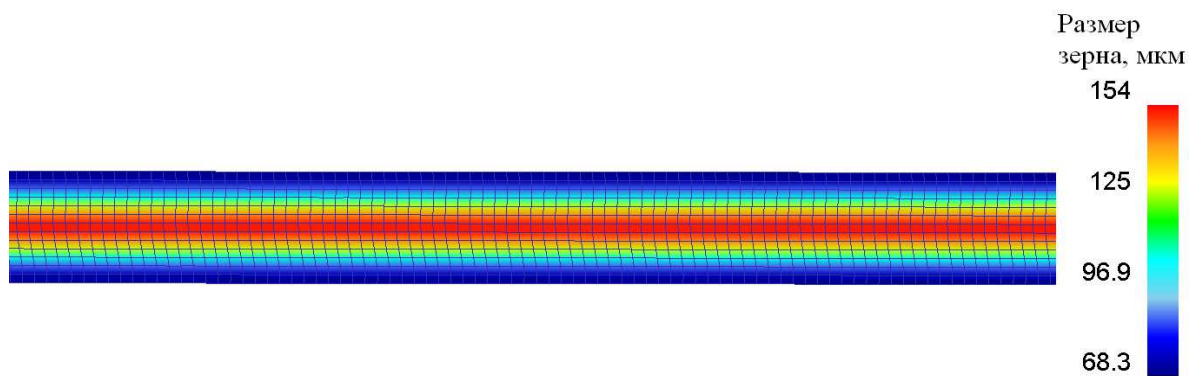


Рис. 3.8. Размер зерна аустенита после МСО (время охлаждения 450 с)

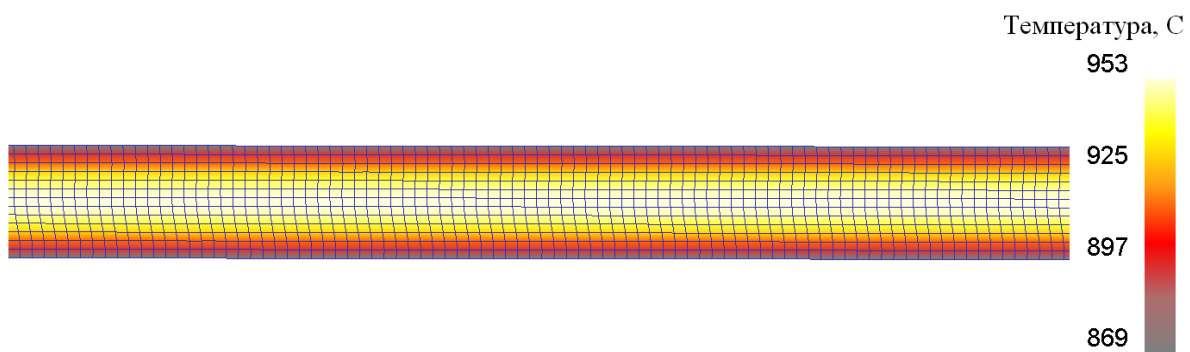


Рис. 3.9. Температурное поле после МСО (время охлаждения 450 сек)

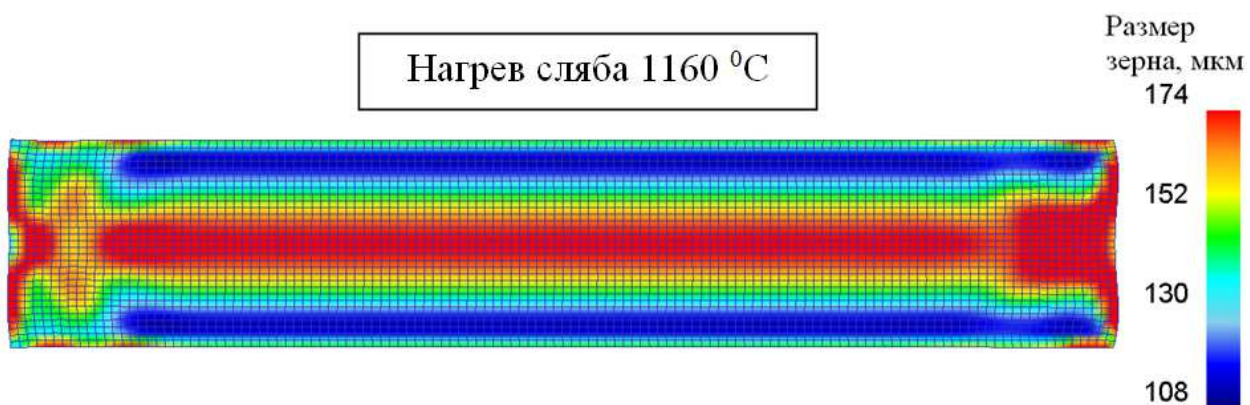


Рис. 3.10. Размер зерна аустенита после первого чернового прохода
(толщина раската 262 мм; обжатие 12,7%)

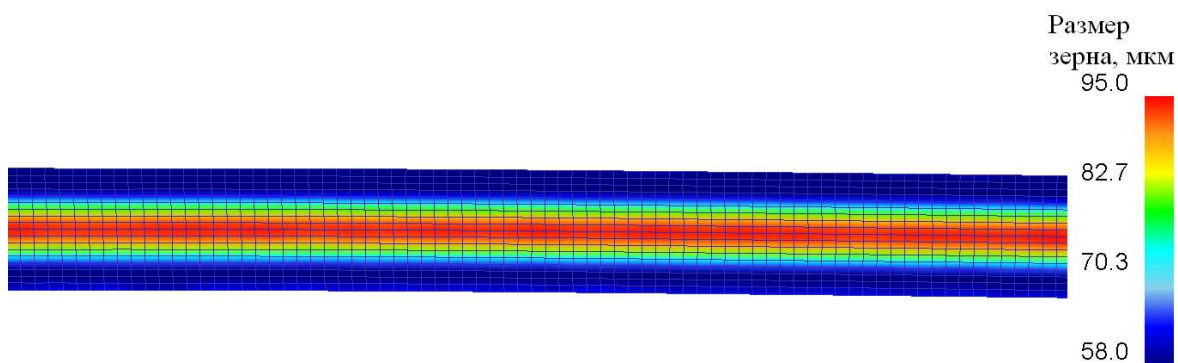


Рис. 3.11. Размер зерна аустенита после черновой стадии прокатки
за 6 проходов (толщина раската 110 мм)

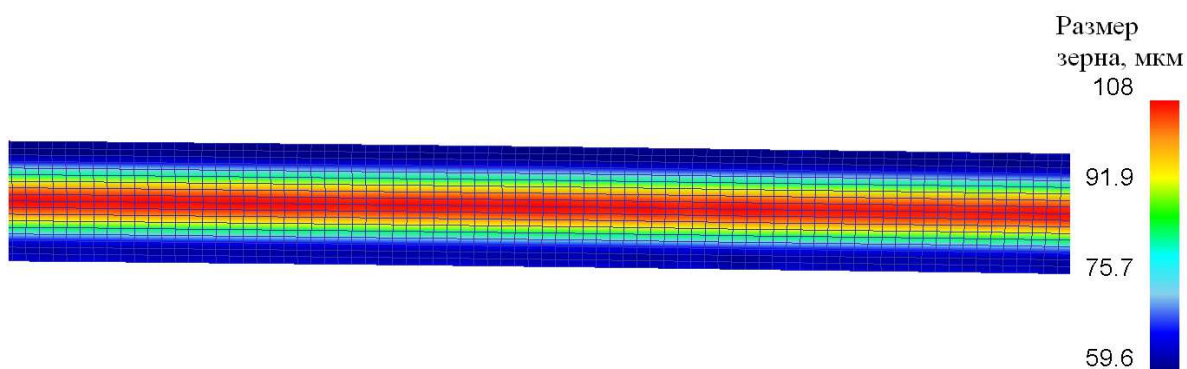


Рис. 3.12. Размер зерна аустенита после МСО (время охлаждения 450 сек)

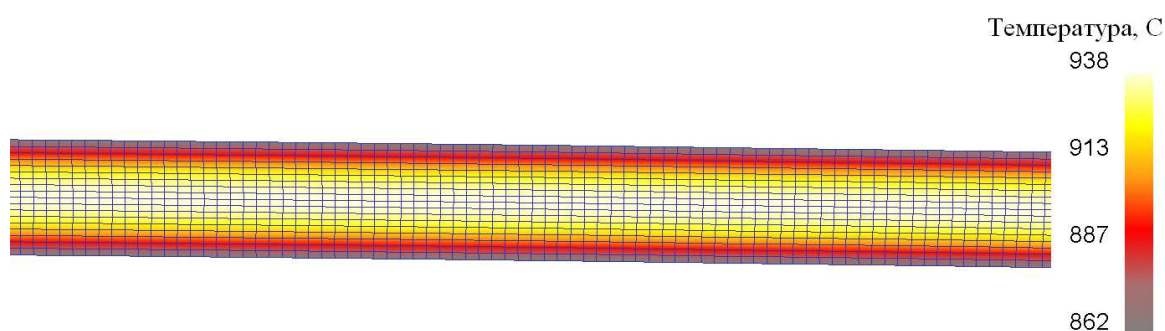


Рис. 3.13. Температурное поле после МСО (время охлаждения 450 сек)

Результаты моделирования показывают, что для эффективного измельчения зерна аустенита на черновой стадии прокатки необходимо снижать температуру нагрева сляба до 1160°C, а прокатку проводить за 4-6 проходов с частными обжатиями не менее 17-18%. Это позволяет получить в центре раската зерно размером 60-80 мкм, а на поверхности – 30-40 мкм. При этом рекомендуется также минимизировать продолжительность межстадийного охлаждения (МСО) раската после черновой стадии прокатки [295, 340].

При разработке технологических рекомендаций следует учитывать то, что в условиях стана 5000 ПАО «ММК» реализовать высокие частные обжатия (17-18% и выше) при черновой прокатке широких листов (шириной более 3200 мм) практически невозможно из-за ограничений по крутящим моментам [289, 309, 338] (прил. 3).

С учетом ограничивающих факторов, для более эффективного измельчения зерна аустенита предложено черновую прокатку проводить за большее количество (7-8) проходов, но с невысокими частными обжатиями (12-13%)

при пониженной температуре нагрева сляба (1160-1170⁰С). При этом в качестве исходной заготовки необходимо применять сляб максимально возможной толщины – 300 (350) мм. Это позволит более эффективно измельчать зерно за счет многократного прохождения статической рекристаллизации во время пауз между проходами [209, 230] (см. рис. 3.6-3.13).

С использованием модели $ИПМ'_{25}$ выполнен анализ влияния размера зерна аустенита МЛТС на размер зерна феррита в структуре ТЛП после $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения на основе базового уравнения (3.14). Результаты моделирования можно представить в виде графика [295, 331, 340] (рис. 3.14).

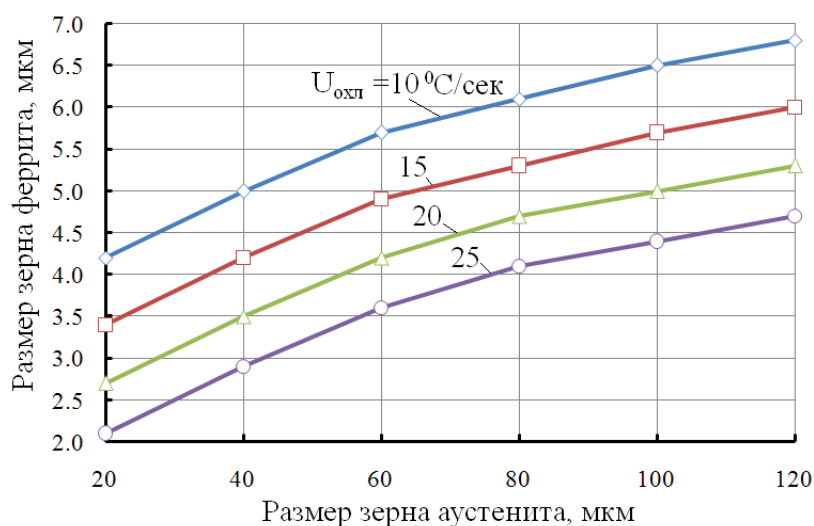


Рис. 3.14. Влияние размера зерна аустенита и скорости охлаждения на размер зерна феррита после $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения

Для оценки возможности материалосбережения при производстве ТЛП из микролегированных трубных сталей выполнили расчёты в модулях второго уровня иерархической конструкции ($ИПМ''_1 - ИПМ''_2$) технологической системы «МЛТС-ТЛП». При этом установлено, что снижение содержания ванадия в МЛТС с 0,05 до 0,02% негативно отражается на прочности ТЛП – её прирост уменьшается соответственно со 105-140 до 85-120 МПа в зависимости от скорости охлаждения (рис. 3.15) [289, 291].

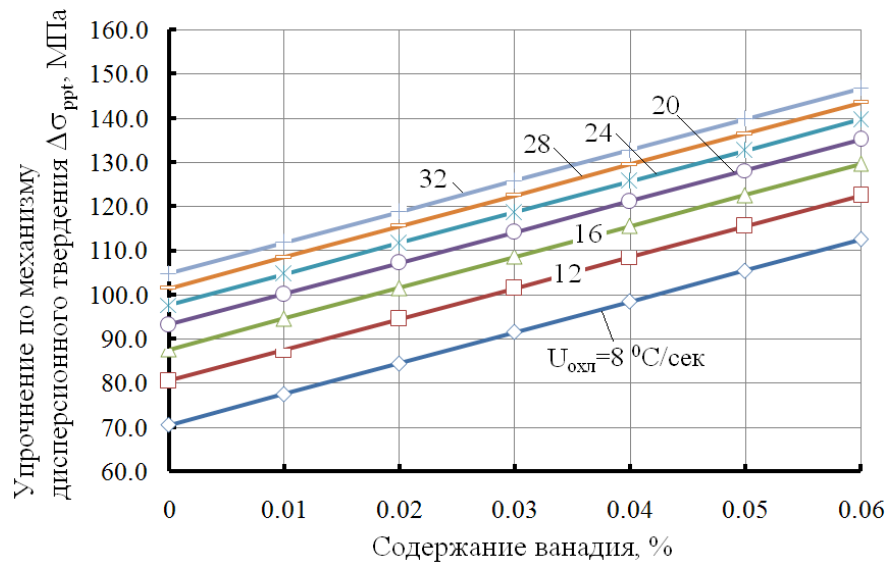


Рис. 3.15. Влияние содержания ванадия и скорости охлаждения на приращение прочности стали по механизму дисперсионного твердения

Результаты моделирования с применением базового уравнения (3.15) позволяют утверждать, что для получения МЛТС с пределом текучести не менее 510 МПа необходимо, чтобы размер зерна феррита в ТЛП был не более 7 мкм (11 балл), а величина приращения $\Delta\sigma_{ppt}$ составляла более 110 МПа [295, 340] (рис. 3.16).

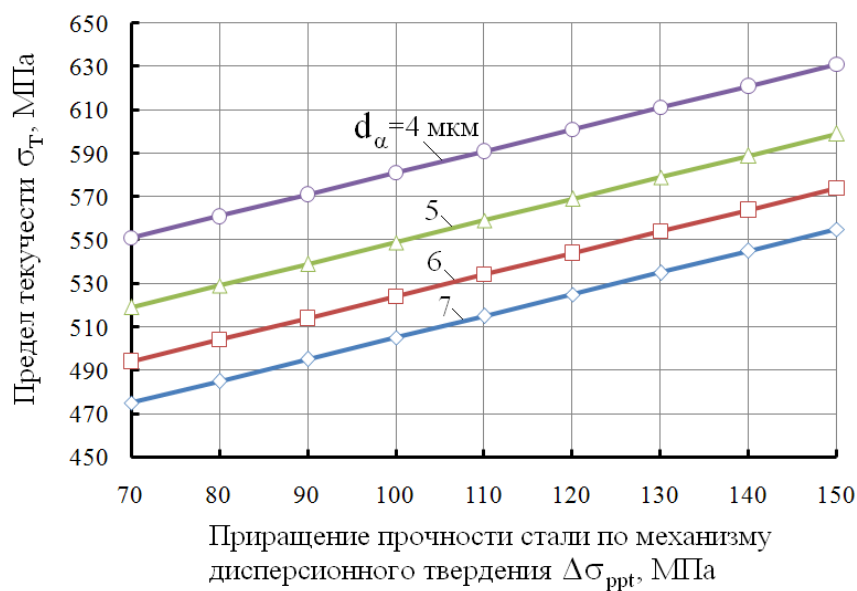


Рис. 3.16. Влияние размера зерна феррита d_α ТЛП и приращения прочности $\Delta\sigma_{ppt}$ по механизму дисперсионного твердения на предел текучести МЛТС

Падение приращения $\Delta\sigma_{\text{ppt}}$ в результате снижения содержания ванадия в стали можно компенсировать измельчением зерна феррита до 5-6 мкм (12 балл). В случае прокатки листа большой толщины скорость охлаждения его центральных областей снижается, что сопровождается ростом зерна, поэтому данный эффект учитывался при моделировании соответствующими расчётными поправками [268, 295, 340].

Таким образом, комплекс моделей на основе базовых уравнений (3.1)-(3.16), наполняющих ИПМ первого и второго уровней иерархической конструкции технологической системы «МЛТС-ТЛП», позволяет спрогнозировать прочностные характеристики ТЛП с учётом влияния химического состава МЛТС, размера зерна и скорости охлаждения [289, 291, 294-295, 340].

Для более детального изучения влияния содержания микролегирующих элементов на механические свойства ТЛП в работе применяли один из эффективных способов решения прикладных задач – метод нейросетевого моделирования [318-319, 330-331, 340]. Были разработаны нейросетевые модели на основе статистических данных, полученных в промышленных условиях ПАО «ММК» (ККЦ, МНЛЗ, стан 5000). Модели учитывали влияние следующих параметров технологической системы «МЛТС-ТЛП» [289, 295, 309, 319, 330-331, 340]:

- химический состав МЛТС (C, Si, Mn, S, P, Cr, Ni, Cu, Al, N, V, Ti, Nb, Mo, B);

- параметры процесса термомеханической обработки и ускоренного охлаждения ТЛП (температуру нагрева сляба, толщину сляба, температуру начала и конца первой стадии прокатки, количество проходов на черновой стадии, толщину промежуточного раската, температуру начала и конца второй (чистой) стадии прокатки, толщину ТЛП, температуру начала и конца ускоренного охлаждения, скорость охлаждения).

С помощью моделей рассчитаны основные механические свойства проката – предел текучести, временное сопротивление разрыву и относительное удлинение [290, 295, 318-319, 330-331, 340]. Анализ влияния содержания

микролегирующих элементов на механические свойства ТЛП проводили следующим образом: в нейросеть задавали базовый химический состав (табл. 3.7) и базовые параметры процесса (табл. 3.8), а затем варьировали один из химических элементов (Nb, V, Ti, Cr, Ni, Cu, Mo или B) при неизменных условиях процесса [294-295, 318-319, 330-331, 340]. Представим результаты такого моделирования на примере МЛТС класса прочности К60 [291, 294-295, 319, 330-331, 340].

Табл. 3.7. Базовый химический состав МЛТС

C	Si	Mn	S	P	Cr	Ni	Cu	Al	N	V	Ti	Nb	Mo	B
0.07	0.32	1.67	0.002	0.009	0.05	0.26	0.14	0.038	0.005	0.045	0.019	0.048	0	0.0004

Табл. 3.8. Базовые технологические параметры процесса производства ТЛП

Температура нагрева сляба, °С	Толщина сляба, мм	Толщина листа, мм	Количество проходов на 1 стадии	Температура начала 1 стадии, °С	Температура конца 1 стадии, °С	Толщина раската, мм
1210	300	20	10	1050	1030	90

Окончание табл. 3.8

Температура начала 2 стадии, °С	Температура конца 2 стадии, °С	Температура начала ускоренного охлаждения, °С	Температура конца ускоренного охлаждения, °С	Скорость охлаждения, °С/сек
860	855	820	600	16

Как показали результаты исследований, изменение содержания химических элементов не всегда однозначно отражается на уровне механических свойств ТЛП. В частности [294, 319, 330-331, 337]:

- ниобий повышает предел текучести ТЛП на 35-40 МПа и временное сопротивление разрыву на 15-20 МПа (рис. 3.17) с увеличением относительного удлинения на 1,5-2%;
- ванадий увеличивает предел текучести на 20-25 МПа и временное сопротивление разрыву на 60-65 МПа (рис. 3.18), но снижает относительное удлинение на 1%;

- титан увеличивает предел текучести на 10-15 МПа и временное сопротивление разрыву на 25-30 МПа (рис. 3.19) со снижением относительного удлинения на 1%;
- хром увеличивает предел текучести на 20-25 МПа и временное сопротивление разрыву на 40-45 МПа (рис. 3.20), при этом относительное удлинение снижается на 3%;
- никель также увеличивает предел текучести на 30 МПа и временное сопротивление разрыву на 10-15 МПа (рис. 3.21) при понижении относительного удлинения на 1,5%;
- медь увеличивает предел текучести на 20-25 МПа, временное сопротивление разрыву на 20 МПа (рис. 3.22) и относительное удлинение на 1,5-2,0%;
- молибден увеличивает предел текучести на 30-35 МПа и временное сопротивление разрыву на 60-65 МПа (рис. 3.23), но существенно понижает относительное удлинение на 4%;
- бор увеличивает предел текучести на 25-30 МПа и временное сопротивление разрыву на 35-40 МПа (рис. 3.24), но также снижает относительное удлинение приблизительно на 4%.

Таким образом, при прокатке ТЛП из МЛТС класса прочности К60 наибольшее влияние на предел текучести оказывает ниобий, способный повышать этот показатель на 40 МПа. Временное сопротивление разрыву существенно зависит от содержания таких элементов как ванадий и молибден, повышающих данную прочностную характеристику на 60 МПа [291].

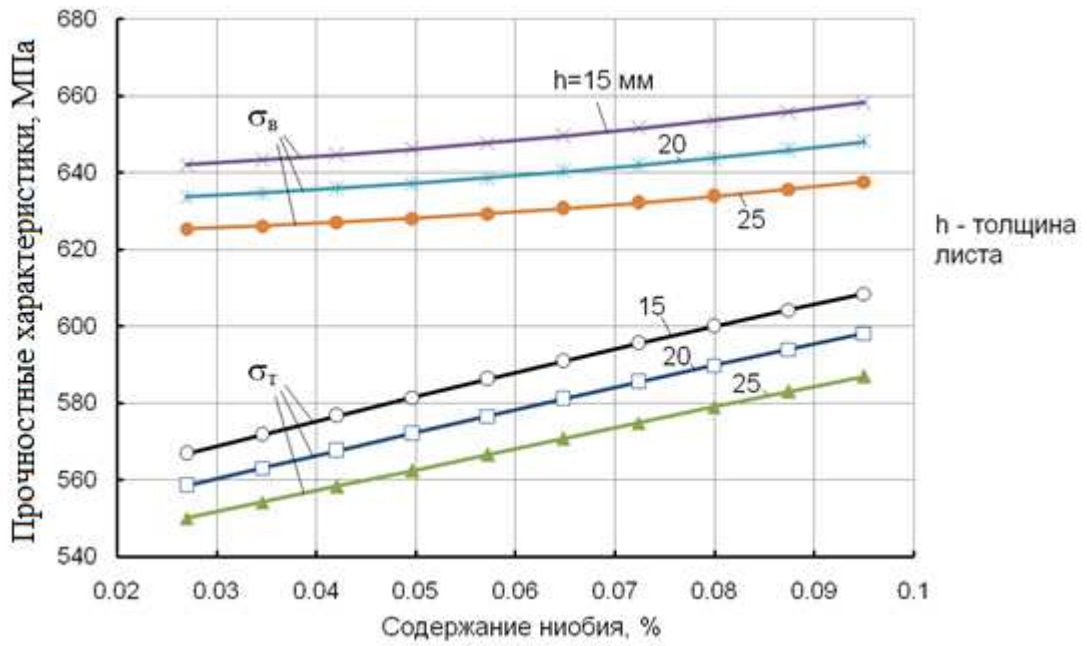


Рис. 3.17. Влияние содержания ниобия на предел текучести и временное сопротивление разрыву с учетом толщины ТЛП

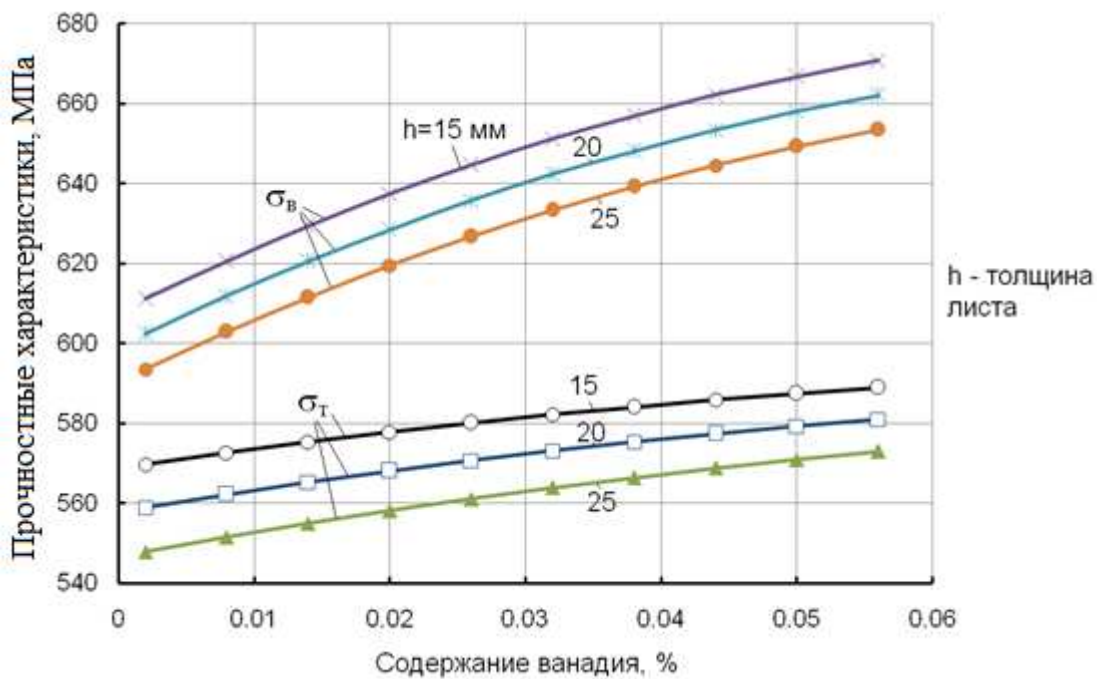


Рис. 3.18. Влияние содержания ванадия на предел текучести и временное сопротивление разрыву с учетом толщины ТЛП

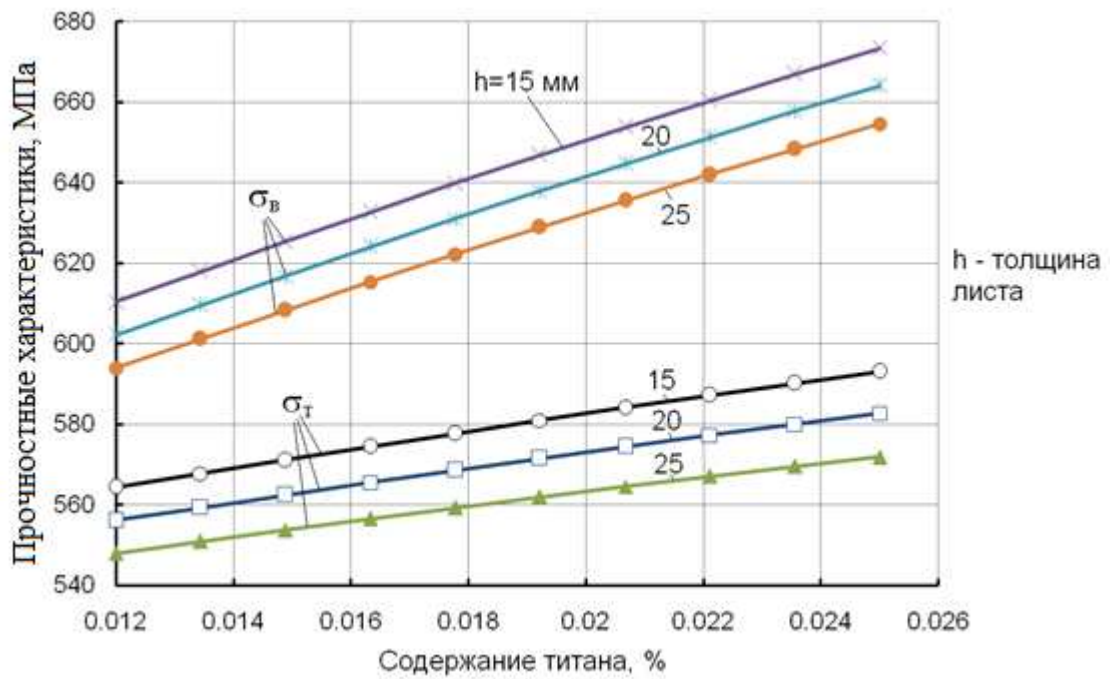


Рис. 3.19. Влияние содержания титана на предел текучести и временное сопротивление разрыву с учетом толщины ТЛП

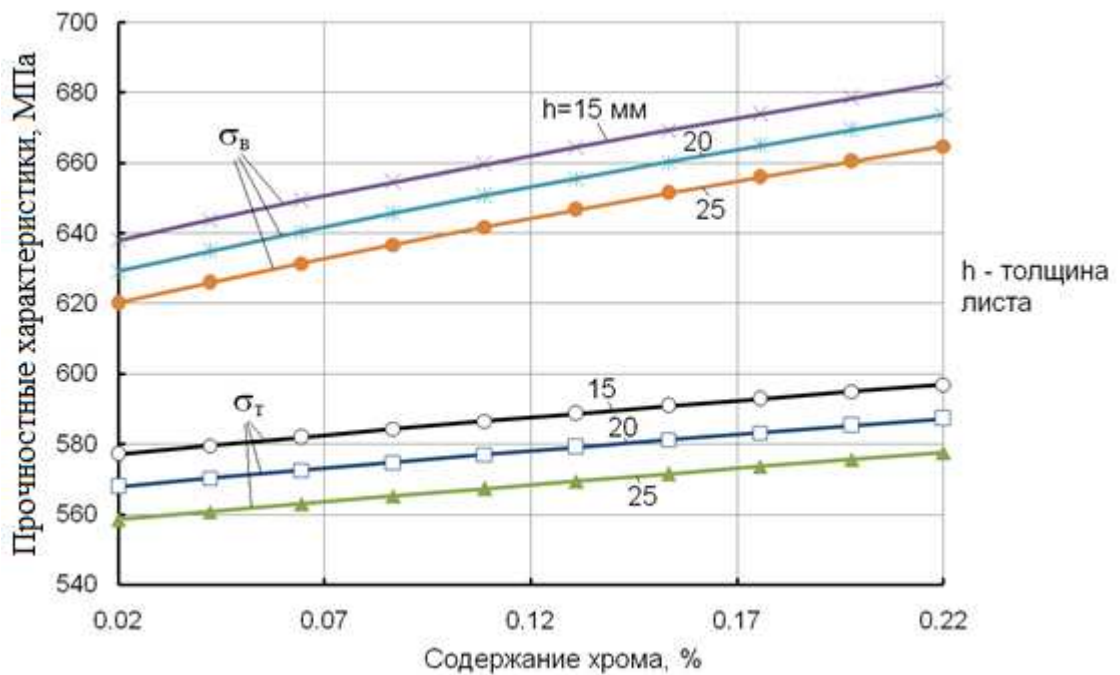


Рис. 3.20. Влияние содержания хрома на предел текучести и временное сопротивление разрыву с учетом толщины ТЛП

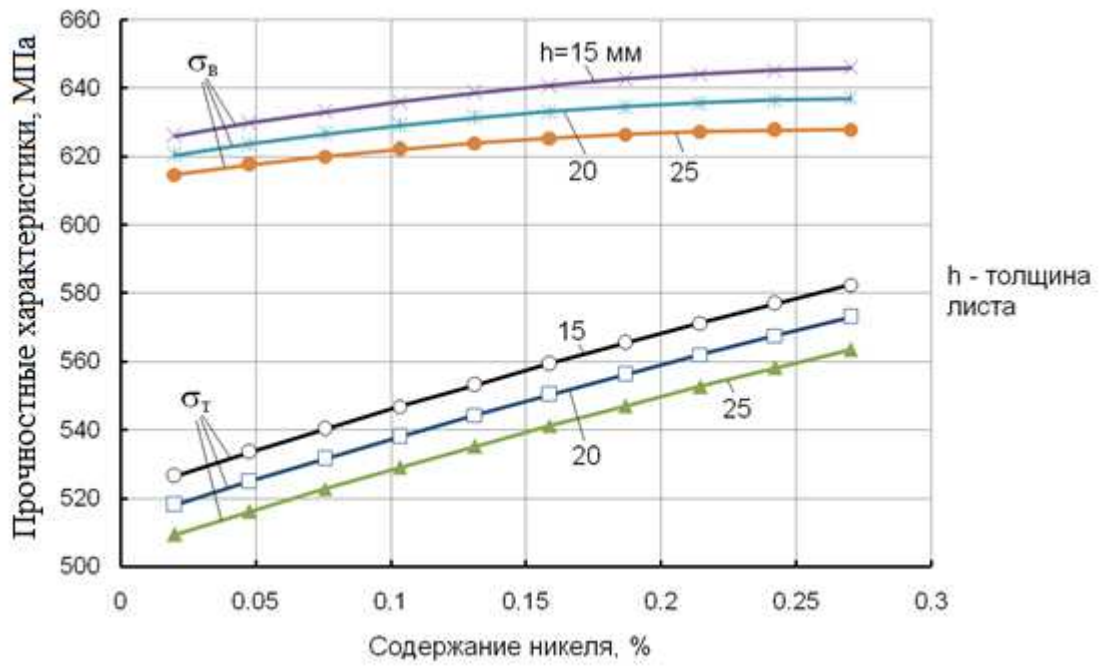


Рис. 3.21. Влияние содержания никеля на предел текучести и временное сопротивление разрыву с учетом толщины ТЛП

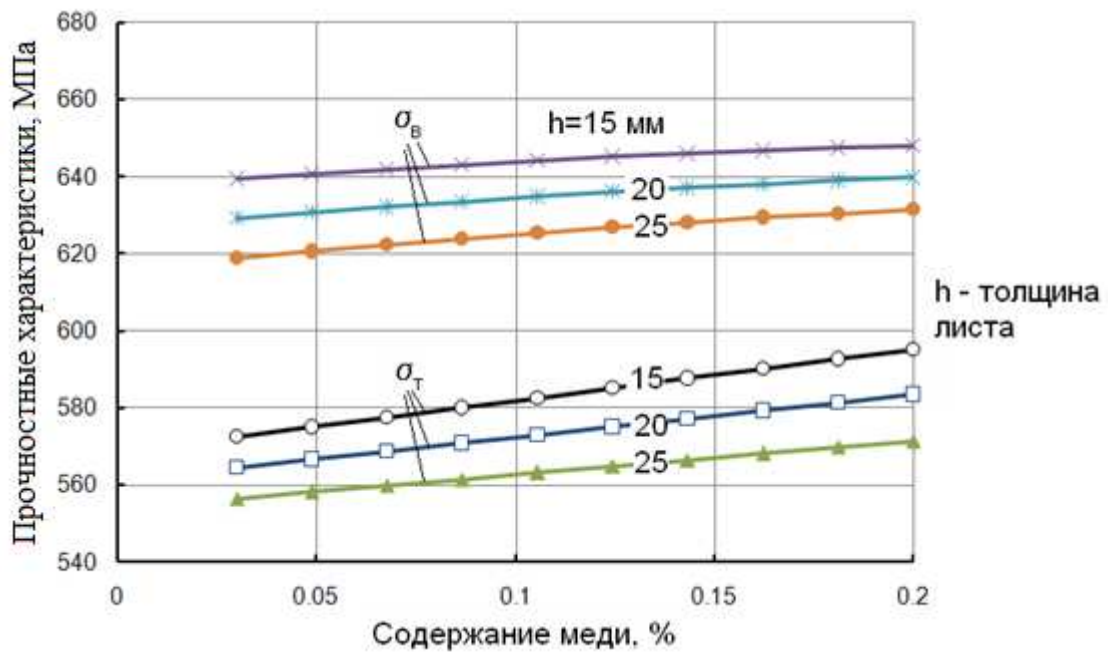


Рис. 3.22. Влияние содержания меди на предел текучести и временное сопротивление разрыву с учетом толщины ТЛП

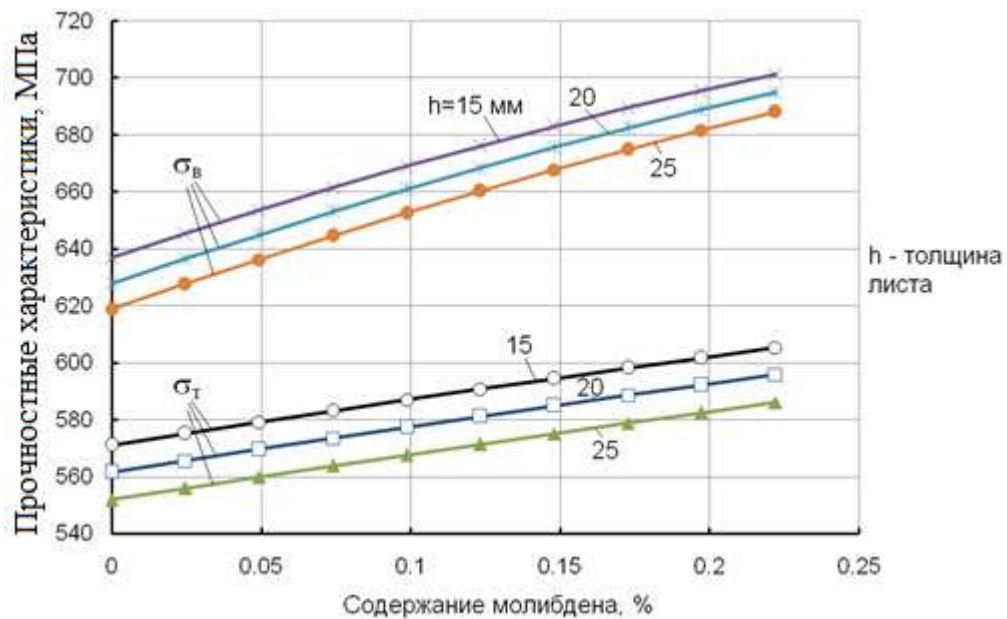


Рис. 3.23. Влияние содержания молибдена на предел текучести и временное сопротивление разрыву с учетом толщины ТЛП

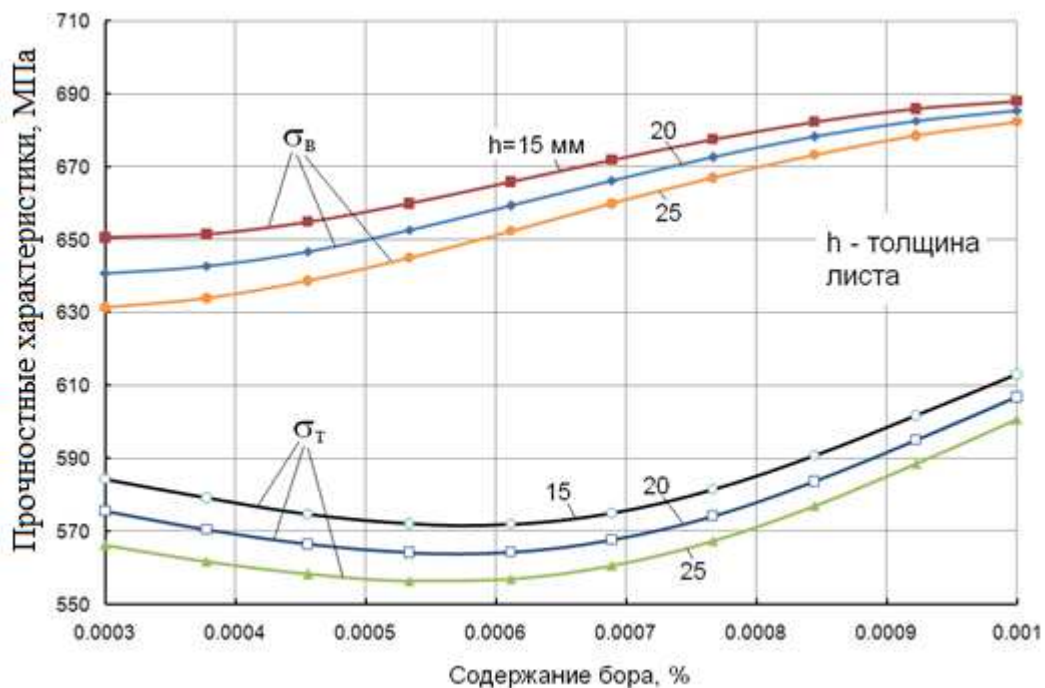


Рис. 3.24. Влияние содержания бора на предел текучести и временное сопротивление разрыву с учетом толщины ТЛП

На основе выполненного анализа отдельных элементов технологической системы «МЛТС-ТЛП» можно сделать промежуточный вывод о воз-

возможности разработки и реализации эффективных ресурсосберегающих мероприятий, заключающихся в создании новых экономнолегированных композиций химического состава МЛТС (в модуле *ИПМ₁*) с комплексом замещающих технологических воздействий при термомеханической прокатке и ускоренном охлаждении ТЛП (в модуле *ИПМ₂*). На следующем этапе выполнено промышленное опробование, коррекция и внедрение разработанных технологических решений получения ТЛП из экономнолегированных трубных сталей.

3.5. Промышленное опробование, коррекция и внедрение разработанных технологических решений получения ТЛП из экономнолегированных трубных сталей

На основе математического моделирования элементов технологической системы «МЛТС-ТЛП» с применением методологии эффективной технологической компенсации разработано и внедрено два новых способа уменьшения себестоимости ТЛП из МЛТС [289, 295, 336-337, 339-340]:

1) за счёт снижения содержания таких дорогостоящих легирующих элементов, как ванадий, никель и медь в *ИПМ₁* с компенсацией замещающими технологическими воздействиями в *ИПМ₂*;

2) путём частичной взаимозамены дорогостоящих легирующих элементов, в частности, марганца, хрома и ниобия, компенсационными микродобавками бора в *ИПМ₁* с обеспечением определённых технологических параметров в *ИПМ₂*.

Первый способ рассмотрен применительно к технологии производства листового проката класса прочности К60 толщиной 15,7-19,0 мм по ТУ 14-101-782-2010 и ТУ 14-101-725-2009. Опробовано пять вариантов изменения химического состава стали [336-337, 339]:

- 1) снижение ванадия в 2 раза с 0,045-0,060% до 0,020-0,035%;
- 2) снижение никеля в 2 раза с 0,2-0,3 % до 0,1-0,2%;

- 3) снижение меди в 2 раза с 0,1-0,2% до 0,0-0,1%;
- 4) снижение ванадия в 4 раза с 0,045-0,060% до 0,0-0,015%;
- 5) совместное снижение ванадия (с 0,045-0,060% до 0,0-0,015%) и меди (с 0,1-0,2% до 0,0-0,08%) [289, 291, 339].

Для компенсации снижения содержания легирующих элементов в МЛТС разработан, с использованием результатов моделирования, комплекс замещающих технологических воздействий на стадии производства ТЛП (модуль *ИПМ₂*) [289, 295, 339, 340]:

- применение сляба максимальной толщины (300 мм);
- увеличение количества черновых проходов до 7-10;
- увеличение скорости охлаждения до 14-22°С в секунду;
- снижение температуры конца ускоренного охлаждения до 555±15°С.

Промышленные испытания проводились в условиях ПАО «ММК» согласно утвержденным технологическим письмам [339]:

- ГИ-1373 от 07.06.2012 – для оценки фактического влияния технологических параметров на механические свойства стали;
- ГИ-1374 от 07.06.2012 – для анализа возможности снижения содержания ванадия в 2 раза;
- ГИ-1375 от 07.06.2012 – для анализа возможности снижения содержания никеля в 2 раза;
- ГИ-1376 от 07.06.2012 – для анализа возможности снижения содержания меди в 2 раза;
- ГИ-1890 от 01.08.2012 – для анализа возможности снижения содержания ванадия в 4 раза;
- ГИ-2307 от 25.09.2012 – для анализа возможности комплексного снижения содержания ванадия и меди.

Второй способ уменьшения себестоимости – взаимозамена легирующих элементов – рассмотрен применительно к ТЛП из МЛТС класса прочности К56-1 и К56-2 (первого и второго уровней исполнения) толщиной 14,0-

21,0 мм по ТУ-14-101-775-2010 и ТУ-14-101-882-2012. Предложено два варианта изменения химического состава стали:

1) применение бора (0,0010-0,0025%) в качестве микролегирующего элемента, компенсирующего снижение марганца (с 1,55-1,70% до 1,40-1,55%), хрома (с 0,1-0,2% до 0,0-0,1%) и ниобия (с 0,040-0,050% до 0,030-0,045%);

2) применение бора (0,0010-0,0025%) в качестве микролегирующего элемента, компенсирующего снижение марганца (с 1,55-1,70% до 1,40-1,55%), хрома (с 0,1-0,2% до 0,0-0,1%) и ниобия (с 0,040-0,050% до 0,020-0,035%) [291, 337].

Для получения требуемых прочностных и пластических свойств ТЛП разработан комплекс компенсационных технологических воздействий с обеспечением следующих значений параметров прокатки и охлаждения [289, 291, 330-331, 337]:

- температура конца прокатки – $840 \pm 15^\circ\text{C}$;
- скорость охлаждения – $8,0-16,0^\circ\text{C}/\text{с}$;
- температура конца ускоренного охлаждения, определяемая из соотношения:

$$T_{\text{к.у.о.}} = 4 \cdot 10^4 \cdot B + 560 \pm 15, \quad (3.28)$$

где B – содержание бора в стали, мас. %.

Промышленные эксперименты выполнялись в соответствии с технологическими письмами по следующим ресурсосберегающим направлениям [289, 291, 337]:

- снижение ванадия в 2 раза с 0,045-0,060% до 0,020-0,035% в МЛТС класса прочности К60 при получении ТЛП толщиной 15,7-19,0 мм по ТУ 14-101-782-2010 и ТУ 14-101-725-2009 (технологические письма ГИ-1373, ГИ-1374, ТД-0694);

- снижение никеля в 2 раза с 0,2-0,3 % до 0,1-0,2% в МЛТС класса прочности К60 при получении ТЛП толщиной 15,7-19,0 мм по ТУ 14-101-782-2010 и ТУ 14-101-725-2009 (ГИ-1375);
- снижение меди в 2 раза с 0,1-0,2% до 0,0-0,1% в МЛТС класса прочности К60 при получении ТЛП толщиной 15,7-19,0 мм по ТУ 14-101-782-2010 и ТУ 14-101-725-2009 (ГИ-1376);
- снижение ванадия в 4 раза с 0,045-0,060% до 0,0-0,015% в МЛТС класса прочности К60 при получении ТЛП толщиной 15,7-19,0 мм по ТУ 14-101-782-2010 и ТУ 14-101-725-2009 (ГИ-1890);
- применение бора (0,0010-0,0025%) в качестве микролегирующего элемента, компенсирующего снижение марганца (с 1,55-1,70% до 1,40-1,55%), хрома (с 0,1-0,2% до 0,0-0,1%) и ниобия (с 0,040-0,050% до 0,030-0,045%) в МЛТС класса прочности К56 при получении ТЛП толщиной 14,0-17,9 мм по ТУ-14-101-775-2010 и ТУ-14-101-882-2012 (ГД-0016).

По результатам проведённых промышленных экспериментов получено шесть соответствующих актов. Общий объем опытных партий ТЛП из МЛТС составил более 10 тыс. т, в том числе 8800 т – со сниженным в 2 раза содержанием ванадия, 650 т – со сниженным в 2 раза содержанием никеля, 300 т – со сниженным в 2 раза содержанием меди, 310 т – со сниженным в 4 раза содержанием ванадия и 620 т – с микролегирующими добавками бора.

Выполнен анализ фактического влияния технологических воздействий, осуществляемых в *ИПМ₂*, на механические свойства ТЛП. Представленные ниже графики (рис. 3.25-3.28) построены на основе статистических данных со стана 5000 ЛПЦ-9 (ПТЛ) ПАО «ММК» [289, 309, 330-331].

На основе анализа получено, что фактическое увеличение толщины сляба с 250 до 300 мм приводит к возрастанию предела текучести и временного сопротивления разрыву приблизительно на 10-15 МПа (рис. 3.25). Снижение температуры нагрева сляба в печи с 1215°С до 1190°С уменьшает пре-

дел текучести на 15-20 МПа, а временное сопротивление разрыву – на 10-15 МПа [331] (рис. 3.26).

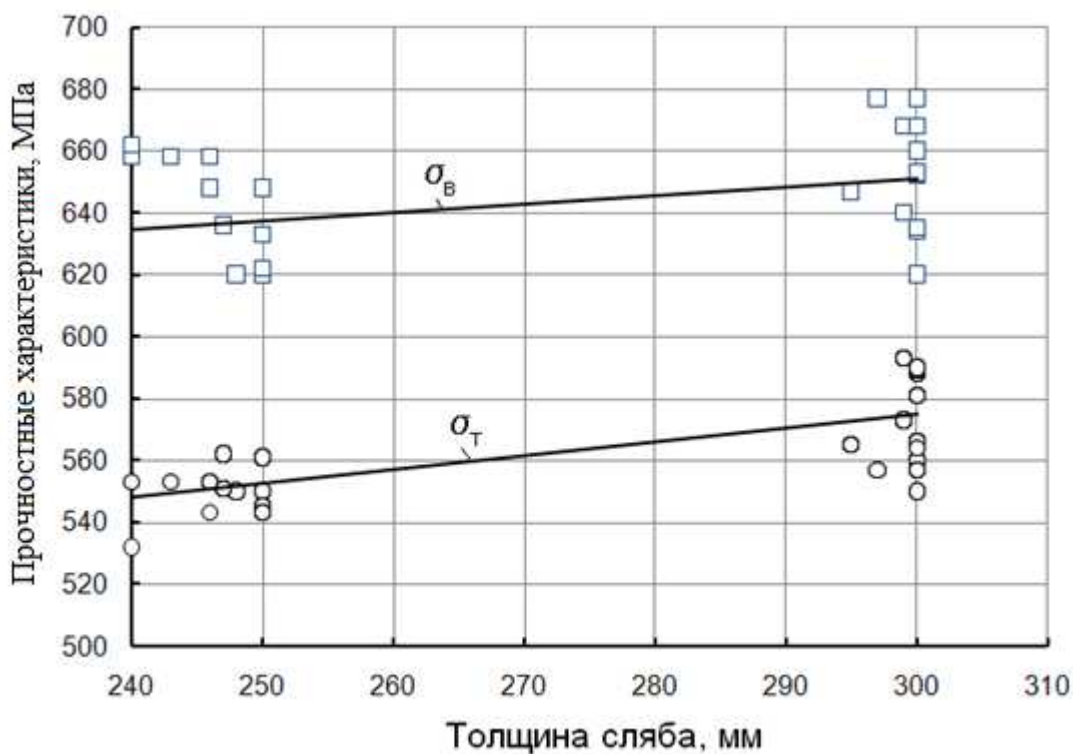


Рис. 3.25. Фактическое влияние толщины сляба на предел текучести и временное сопротивление разрыву ТЛП

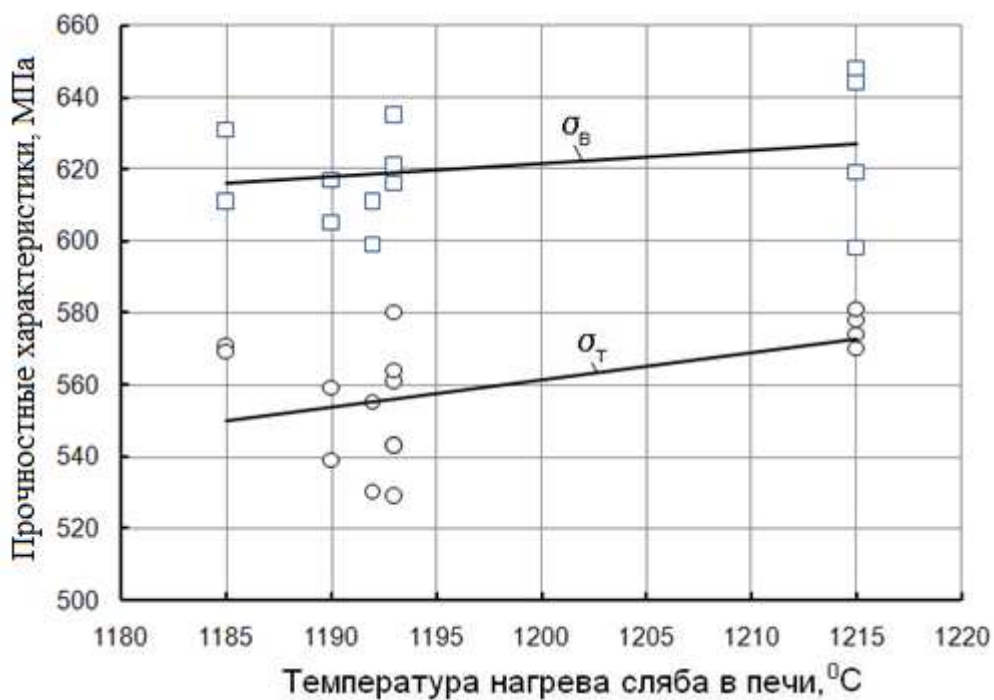


Рис. 3.26. Фактическое влияние температуры нагрева сляба в печи на предел текучести и временное сопротивление разрыву ТЛП

Снижение температуры конца ускоренного охлаждения с 600°С до 560°С приводит к увеличению предела текучести на 15-20 МПа и временного сопротивления разрыву на 10-15 МПа (рис. 3.27), при этом относительное удлинение снижается на 1%. Фактическое увеличение скорости охлаждения с 16 до 20°С/с приводит к увеличению предела текучести приблизительно на 20 МПа и снижению временного сопротивления разрыву на 10 МПа (рис. 3.28), при этом относительное удлинение снижается на 1,0-1,5%.

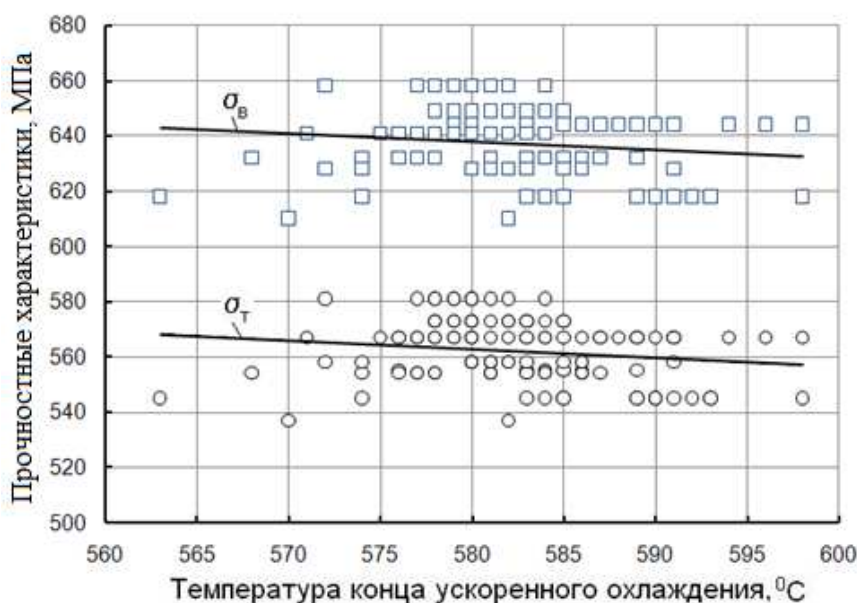


Рис. 3.27. Фактическое влияние температуры конца ускоренного охлаждения на предел текучести и временное сопротивление разрыву ТЛП

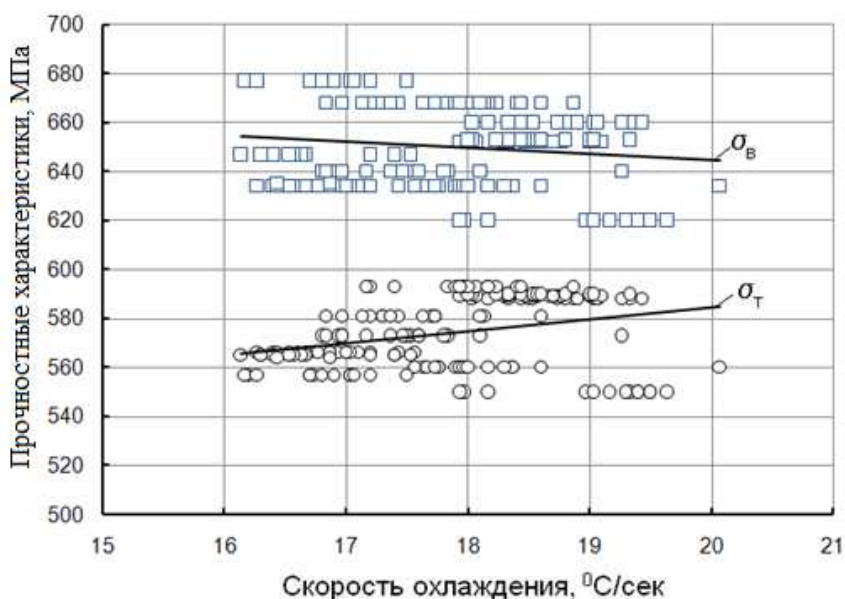


Рис. 3.28. Фактическое влияние скорости охлаждения на предел текучести и временное сопротивление разрыву ТЛП

Таким образом, результаты математического моделирования вполне согласуются с реальными (фактическими) данными. Анализ расчётного и фактического изменения прочностных свойств ТЛП при изменении химического состава МЛТС показал достаточно хорошую сходимость результатов моделирования и промышленного эксперимента для предела текучести и временного сопротивления разрыву [291, 295, 330-331, 340].

Кроме того, промышленные эксперименты позволили получить ряд значимых научно-технических результатов. Среди них можно выделить следующие:

1) при производстве ТЛП толщиной 15,7-19,0 мм по ТУ 14-101-782-2010 и ТУ 14-101-725-2009 из МЛТС класса прочности К60 со сниженным в два раза содержанием ванадия, никеля или меди [291, 319, 330-331, 335]:

- снижение температуры нагрева сляба до 1180-1200°С приводит к увеличению отношения предела текучести к временному сопротивлению разрыва до 0,92, что превышает требования нормативной документации, поэтому для получения $\sigma_T/\sigma_B \leq 0,9$ нагрев слябов необходимо производить до температуры 1200-1220°С;
- черновая прокатка (первая стадия) за 7-10 проходов, скорость охлаждения на уровне 14-22°С/с и температура конца ускоренного охлаждения на уровне 555±15°С позволяют обеспечить комплекс механических свойств ТЛП согласно требованиям нормативной документации;

2) снижение содержания ванадия в четыре раза при производстве ТЛП класса прочности К60 толщиной 15,7-19,0 мм по ТУ 14-101-782-2010 и ТУ 14-101-725-2009 является экономически нецелесообразным ввиду существенного снижения прочностных свойств ТЛП и необходимости проведения затратных компенсирующих мероприятий.

Таким образом, к внедрению были рекомендованы изменения в действующую технологию производства ТЛП толщиной 15,7-19,0 мм по ТУ 14-101-725-2009 из МЛТС класса прочности К60 со сниженным в два раза содержанием ванадия с 0,045-0,060% до 0,020-0,035% (в соответствии с техно-

логическим письмом ГИ-1374 от 07.06.2012). Кроме того, согласно изменениям в действующую технологию (ТД-0694 от 19.03.2013 г.) организовано производство ТЛП толщиной 20,0-23,9 мм по ТУ 14-1-5574-2009 из МЛТС класса прочности К60 (Х70) со сниженным содержанием ванадия (до 0,020-0,035%), при котором обеспечивается требуемый уровень механических свойств для поставки на трубопрокатные заводы [289, 291, 330-331].

С целью апробирования скорректированной технологии производства ТЛП толщиной 15,7-19,0 мм по ТУ 14-101-725-2009 из МЛТС класса прочности К60 со сниженным содержанием ванадия (табл. 3.9-3.10) на стане 5000 ПАО «ММК» было произведено 7895 т ТЛП, в том числе толщиной 19,0 мм – 643 т; 19,5 мм – 4215 т; 16,0 мм – 3036 т. Прокатку проводили в соответствии с параметрами, указанными в табл. 3.11 [289, 291, 309].

Табл. 3.9. Исходный химический состав МЛТС класса прочности К60, %

	C	Si	Mn	S	P	Cr	Ni	Cu	Al	N	V	Ti	Nb
мин	0,06	0,25	1,60	-	-	-	0,2	0,1	0,025	-	0,045	0,015	0,040
макс	0,08	0,40	1,70	0,003	0,013	0,08	0,3	0,2	0,045	0,008	0,060	0,030	0,055

Табл. 3.10. Опытный химический состав МЛТС класса прочности К60, %

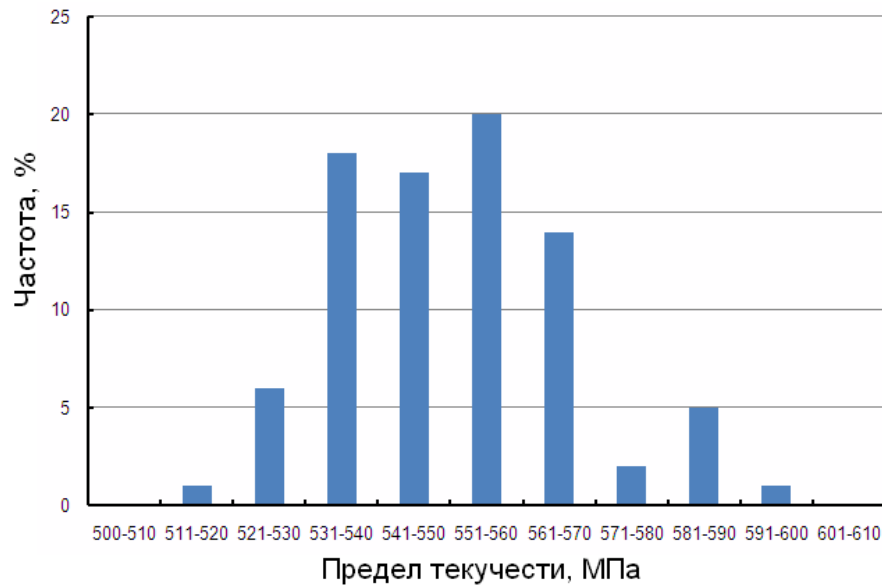
	C	Si	Mn	S	P	Cr	Ni	Cu	Al	N	V	Ti	Nb
мин	0,06	0,25	1,60	-	-	-	0,2	0,1	0,025	-	0,020	0,015	0,040
макс	0,08	0,40	1,70	0,003	0,013	0,08	0,3	0,2	0,045	0,008	0,035	0,030	0,055

Табл. 3.11. Температурные режимы чистовой стадии прокатки и охлаждения

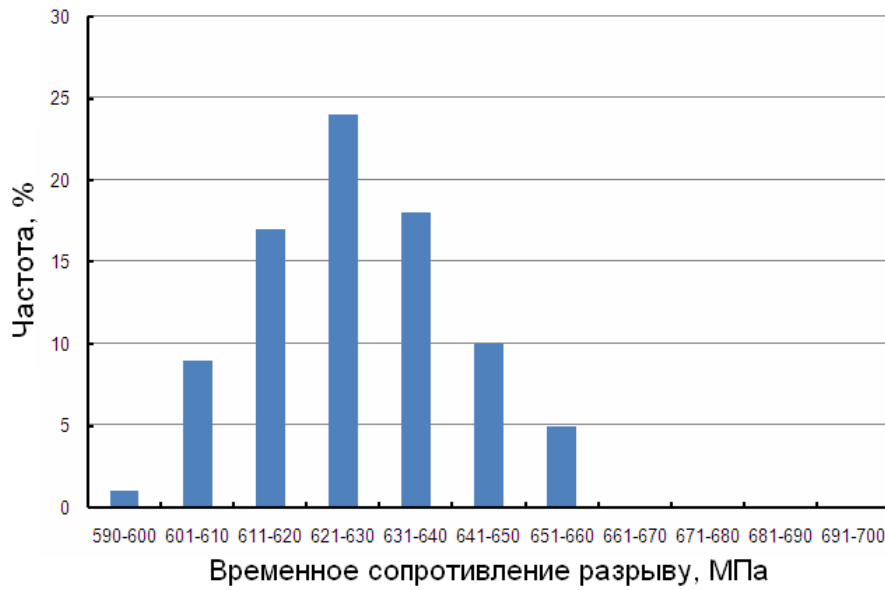
Номинальная толщина листа, мм	Температура начала прокатки, °С	Температура конца прокатки, °С	Толщина подката, мм	Температура конца ламинарного охлаждения, °С	Скорость охлаждения, °С/сек
15,7-15,9	880±20	875±15	80-110	555±15	14-20
16,0-16,9	880±20	875±15	80-110	555±15	16-22
17,0-19,0	860±20	855±15	80-110	555±15	16-22

Результаты испытаний механических свойств ТЛП, представленные на рис. 3.29-3.30, позволяют утверждать, что изменения (ГИ-1374 от 07.06.2012) в действующую технологию производства ТЛП толщиной 15,7-19,0 мм по ТУ 14-101-725-2009 из МЛТС класса прочности К60 со сниженным содержа-

нием ванадия (0,020-0,035%) обеспечивают требуемый уровень механических свойств [289, 291, 330-331].



а



б

Рис. 3.29. Результаты испытаний прочностных свойств ТЛП:
а – предела текучести; б – временного сопротивления разрыву



а



б

Рис. 3.30. Результаты испытаний пластических и вязкостных свойств ТЛП:
 а – относительного удлинения; б – количества вязкой составляющей в изломе

По результатам проведённых исследований получено два патента РФ на изобретение «Способ производства толстолистовой трубной стали» и «Способ производства толстолистовой трубной стали, микролегированной бором» [336-337, 339]. Экономия от снижения себестоимости МЛТС при внедрении мероприятий в соответствии с ГИ-1374 от 07.06.2012 и ТД-0016 от

10.01.2013 составила соответственно 590 и 500 руб./т (письма №ДЭ-0295 и ДЭ-0653). За период выполнения научных исследований было отгружено по текущим заказам трубных заводов ТЛП из МЛТС класса прочности К60 в объёме 7895 т, при этом суммарный экономический эффект составил более 4,5 млн рублей (прил. 4). В годовом масштабе экономический эффект достигает более 50 млн руб.

Таким образом, с применением методологии эффективной технологической компенсации в системе «МЛТС-ТЛП» выполнено промышленное опробование, коррекция и внедрение новых технологических решений по производству экономнолегированных трубных сталей и ТЛП со сниженной себестоимостью. Интерес представляет также исследование возможности переконфигурации модулей технологической системы при решении сложных научно-технических задач. Рассмотрим такой подход при разработке технологии двойного нагрева для получения высоких показателей вязких свойств ТЛП.

3.6. Моделирование и исследование технологии двойного нагрева для получения высоких показателей вязких свойств трубного проката

Как было показано выше, технологические воздействия в модуле *ИПМ₂* могут использоваться как эффективный способ компенсации снижения содержания дорогостоящих легирующих элементов при производстве МЛТС (модуль *ИПМ₁*), а также обеспечивать требуемый уровень свойств ТЛП при сложной взаимозамене легирующих элементов [336-337]. Это позволяет успешно реализовать на практике принцип материалосбережения при производстве ТЛП из МЛТС. Применение методологии эффективной технологической компенсации в системе «МЛТС-ТЛП» позволяет также реализовать принцип энергосбережения путём выделения затратных процессов, их исключения из последовательности обработки и отыскания таких сочетаний

технологических режимов, которые обеспечивают достижение высокого уровня свойств продукции.

В технологической системе «МЛТС-ТЛП» для достижения такого уровня свойств продукции часто прибегают к дополнительной термической обработке проката. При этом себестоимость ТЛП может повышаться на 5-10% и более. Ранее было установлено, что существенную роль в формировании механических свойств ТЛП оказывает температурный фактор обработки МЛТС на всех операциях в $ИПМ_2$. В частности, особенности нагрева заготовок в печи ($ИПМ_{21}$), их охлаждения в междеформационных и межстадийных паузах ($ИПМ_{23}$), интенсивного снижения температуры по окончании деформационного воздействия ($ИПМ_{25}$), параметров дополнительной термообработки.

Было предложено выполнить перекомпоновку термических процессов при неизменных деформационных воздействиях. В частности, использовать промежуточное ускоренное охлаждение раската с последующим повторным подогревом перед чистой стадией деформирования: $ИПМ_{21} \rightarrow ИПМ_{22} \rightarrow ИПМ_{25} \rightarrow ИПМ_{21} \rightarrow ИПМ_{24} \rightarrow ИПМ_{25}$. При этом отпадает необходимость в применении энергозатратной операции термической обработки ТЛП, компенсируемой промежуточным ускоренным охлаждением и подогревом. Кроме того, исключение стадии междеформационной паузы существенно повышает технико-экономические показатели (например, производительность) процесса в подсистеме $ИПМ_2$. Для исследования возможностей повышения уровня свойств ТЛП в результате предложенной перекомпоновки выполнили моделирование в подсистемах $ИПМ_1$ и $ИПМ_2$.

Для этого были разработаны физические модели производства ТЛП по разным технологическим вариантам, реализованные в условиях инженерингового центра «Термодеформ-МГТУ». В общей сложности было осуществлено более двадцати выплавов МЛТС различного химического состава. Для проведения исследований были выбраны стальные слитки с химическими

композициями (табл. 3.12-3.13), соответствующими требованиям двух нормативно-технических документов:

– ТУ 14-101-725-2009 «Прокат листовой из стали класса прочности К52-К60 (X56-X70) для производства газопроводных труб для РЭН»;

– ТУ 14-101-944-2013 «Прокат толстолистовой из стали марок DNV SAWL 485FD, DNV SAWL 485FDU для производства электросварных прямошовных труб».

Табл. 3.12. Химический состав заготовок по ТУ 14-101-725-2009

№ пл.	№ обр.	C	Si	Mn	S	P	Cr	Ni	Cu	Al	Ti	Mo	Nb
1	111	0,08	0,244	1,34	0,004	0,010	0,09	0,22	0,15	0,043	0,034	0,234	0,058
	112	0,08	0,244	1,34	0,004	0,010	0,09	0,22	0,15	0,043	0,034	0,234	0,058
2	121	0,055	0,235	1,34	0,004	0,008	0,044	0,23	0,15	0,065	0,017	0,231	0,047
	122	0,055	0,235	1,34	0,004	0,008	0,044	0,23	0,15	0,065	0,017	0,231	0,047

Табл. 3.13. Химический состав заготовок по ТУ 14-101-944-2013

№ пл.	№ обр.	C	Si	Mn	S	P	Cr	Ni	Cu	Al	Ti	Mo	Nb
3	211	0,093	0,182	1,40	0,004	0,010	0,057	0,44	0,28	0,050	0,005	0,020	0,043
	212	0,093	0,182	1,40	0,004	0,010	0,057	0,44	0,28	0,050	0,005	0,020	0,043
4	221	0,053	0,164	1,52	0,003	0,008	0,057	0,44	0,26	0,046	0,020	0,013	0,040
	222	0,053	0,164	1,52	0,003	0,008	0,057	0,44	0,26	0,046	0,020	0,013	0,040

По каждому из указанных НТД полученные заготовки подвергали деформационно-термическому воздействию по разным технологическим схемам – традиционной и новой, реализующей промежуточное ускоренное охлаждение раската и последующий повторный нагрев. В частности, по первой схеме обрабатывались образцы (заготовки) 111, 121, 211 и 221, а по второй – 112, 122, 212, 222 (рис. 3.31-3.32). Все процессы формоизменения на черновой стадии осуществлялись с кантовками заготовок (боковые обжатия) с применением лабораторной оснастки в виде плит. Операции, соответствующие чистовой стадии, осуществлялись с применением вытяжной радиальной оснастки.

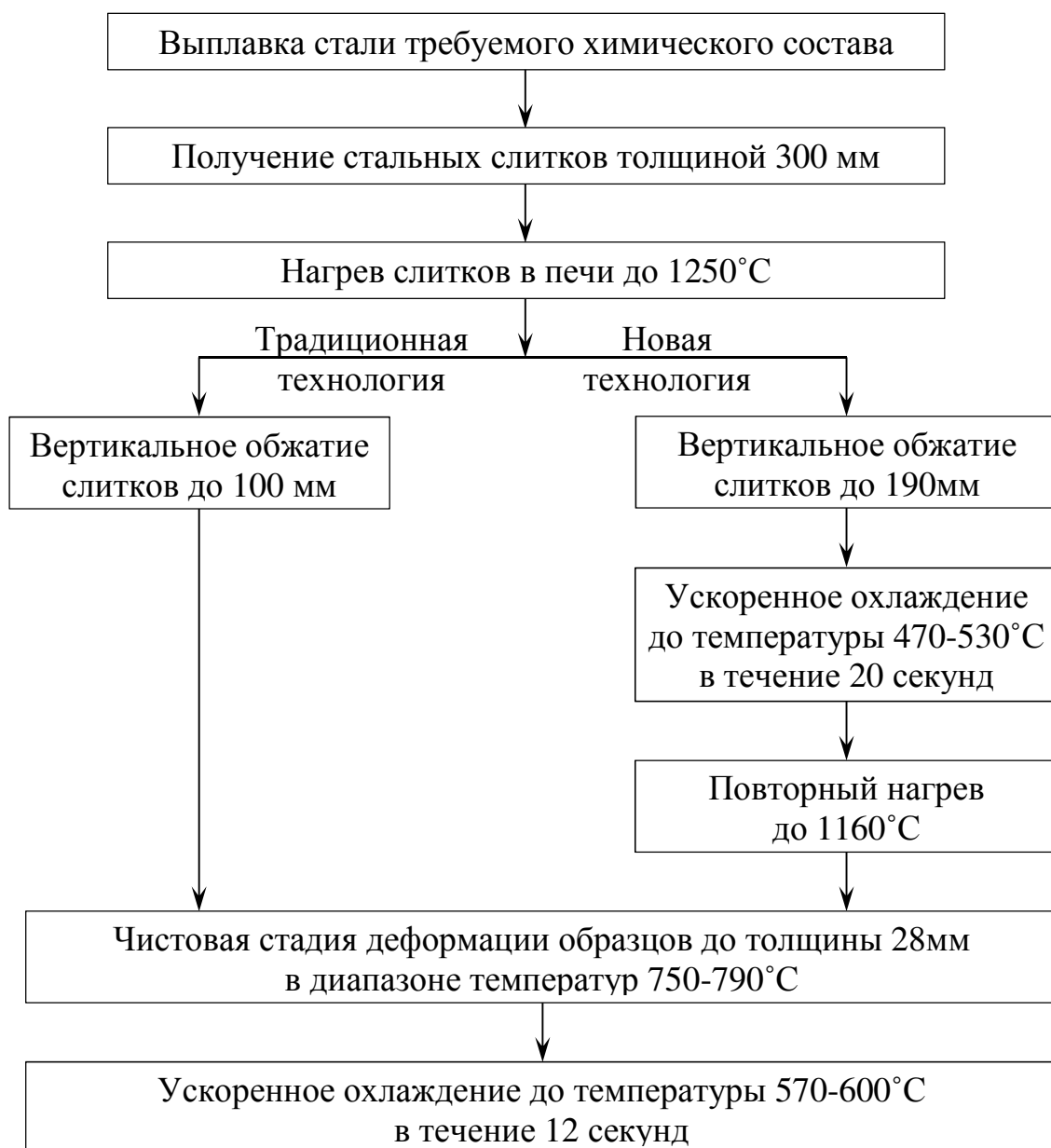


Рис. 3.31. Технологические схемы выплавки МЛТС и прокатки заготовок по традиционной и новой технологиям обработки по ТУ 14-101-725-2009

Механическая обработка раскатов (фрезерование) позволила получить образцы размерами 25,8×100×300 мм и 34,6×100×350 мм для проведения испытаний падающим грузом (рис. 3.33).

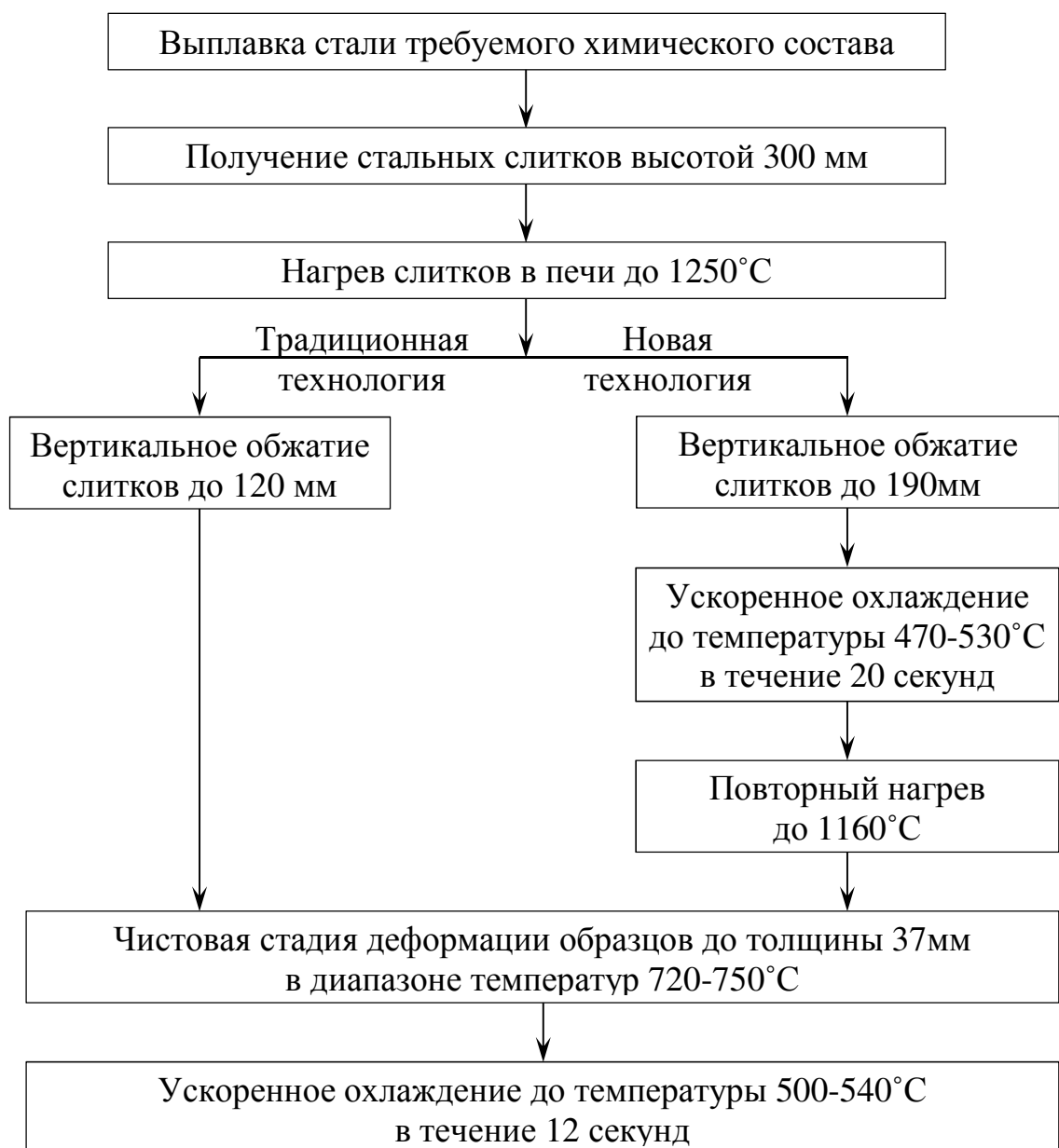


Рис. 3.32. Технологические схемы выплавки МЛТС и прокатки заготовок по традиционной и новой технологиям обработки по ТУ 14-101-944-2013

Механические испытания проводились на сравниваемых образцах, вырезанных с одного слитка (например, 111 и 112, 221 и 222), что гарантировало корректность полученных результатов. В частности, сравнение доли вязкой составляющей в изломах образцов при ИПГ позволяет определить возможность достижения повышенной хладостойкости ТЛП в случае производства по новой технологической схеме.

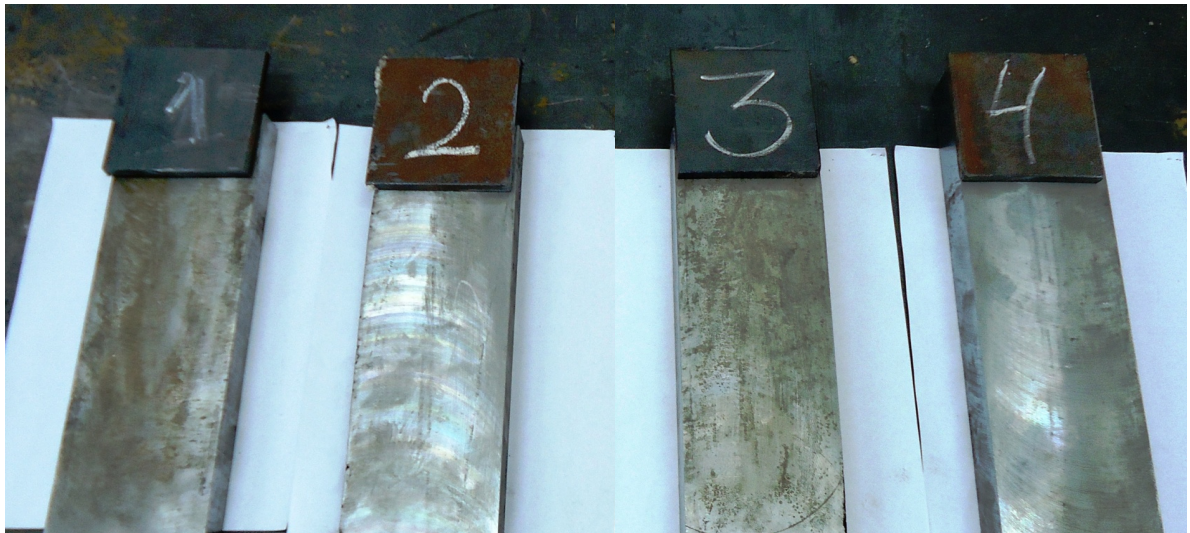


Рис. 3.33. Стальные образцы толщиной 25,8 и 34,6 мм из раскатов, подвергнутых деформационно-термической обработке по различным технологическим схемам: 1, 3 – без применения технологии двойного нагрева (образцы 111 и 211); 2, 4 – с применением технологии двойного нагрева (112 и 222)

Испытания образцов проводились при температуре минус 20°С. Результаты испытаний образцов, изготовленных из раскатов, обработанных по традиционной и новой схемам, представлены на рис. 3.34-3.36 и в табл. 3.14. Полученные данные позволяют утверждать, что применение технологии двойного нагрева с ускоренным промежуточным охлаждением даёт возможность производства ТЛП из МЛТС с повышенной хладостойкостью (прил. 5).

Таким образом, полученный комплекс научно-технических результатов демонстрирует эффективность функционирования предложенной методологии при совершенствовании технологической системы «МЛТС-ТЛП». Её применение позволяет не только добиться материалосбережения (K_1^{MaC}) при экономии легирующих элементов МЛТС в 2-4 раза, энергосбережения ($K_2^{ЭнС}$) при исключении операции дополнительной термической обработки ТЛП (на 10-15%), но и существенно повысить свойства ТЛП (до 15%).



Рис. 3.34. Вид изломов образцов, изготовленных по ТУ 14-101-725-2009

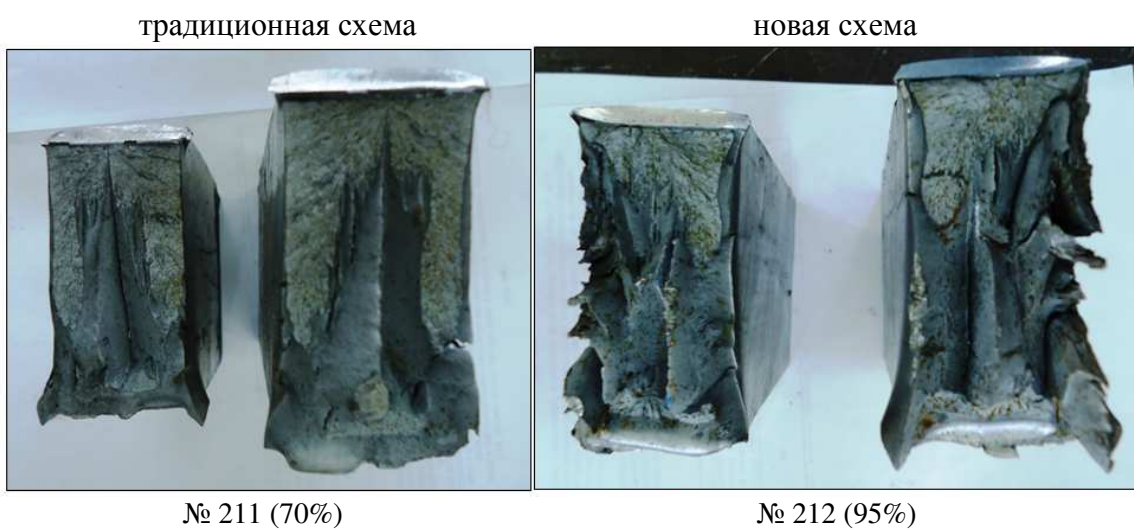


Рис. 3.35. Изломы образцов, изготовленных по ТУ 14-101-944-2013 (плавка 1)



Рис. 3.36. Изломы образцов, изготовленных по ТУ 14-101-944-2013 (плавка 2)

Табл. 3.14. Результаты испытаний образцов на ударный изгиб по ГОСТ 30456-97 и API RP 5L3 при температуре минус 20°С (ИПГ и DWTT)

Толщина образца, мм	Нормативный документ	Номер плавки	Традиционная технология		Технология двойного нагрева с промежуточным охлаждением	
			Образец	Доля вязкой составляющей, %	Образец	Доля вязкой составляющей, %
25,8	ТУ 14-101-725-2009	1	111	85	112	100
		2	121	85	122	100
34,6	ТУ 14-101-944-2013	1	211	70	212	95
		2	221	97	222	100

В следующей главе рассмотрим применение разработанной методологии при решении задач металлосбережения на примере создания эффективных системных решений по предотвращению образования и развития прикромочных трещин ТЛП из МЛТС.

Выводы по главе 3

1. Построен алгоритм применения методологии эффективной технологической компенсации, позволяющий осуществить анализ и совершенствование технологической системы «МЛТС-ТЛП» при решении задачи получения ТЛП из экономнолегированных трубных сталей с высоким комплексом прочностных, пластических и вязких свойств.

2. Разработан принцип эффективной технологической компенсации в интеллектуально-производственных модулях технологической системы «МЛТС-ТЛП», заключающийся в том, что целенаправленное снижение микролегирующих элементов в трубных сталях (экономное легирование МЛТС) наиболее целесообразно компенсировать изменением деформационных и температурных воздействий (интенсификацией режимов черновой прокатки и ускоренного охлаждения) в модулях производства ТЛП.

3. Построена модель процесса термомеханической прокатки, позволяющая анализировать температурные и деформационные режимы обработки. Отличием этой модели является возможность поиска эффективных компенсационных воздействий при разработке технологии производства ТЛП из МЛТС классов прочности К56-К65 с пониженным до 4-х раз содержанием легирующих элементов.

4. Разработаны и внедрены новые способы получения ТЛП из экономнолегированных МЛТС на основе применения методологии эффективной технологической компенсации. В частности, получены следующие основные результаты:

– разработан рациональный химический состав МЛТС класса прочности К56, микролегированной бором. При этом удалось обеспечить снижение содержания марганца на 17 отн. %, хрома – на 50 отн. % и ниобия – на 40 отн. % при сохранении требуемого уровня механических свойств ТЛП (патент РФ № 2593803);

– разработан и внедрён комплекс новых технологических решений по производству ТЛП из экономнолегированных трубных сталей со сниженным в 2-4 раза содержанием ванадия. При этом обеспечено стабильное получение ТЛП толщиной 15,7-23,9 мм по ТУ 14-101-725-2009 и ТУ 14-101-5574-2009 из МЛТС класса прочности К60 с требуемым уровнем механических свойств (патент РФ № 2583973);

– разработана ресурсосберегающая технология производства ТЛП толщиной 25,8-34,6 мм по ТУ 14-101-725-2009 и ТУ 14-101-944-2013 из экономнолегированных трубных сталей класса прочности К52 (Х56), К60 (Х70) и DNV SAWL 485. При этом удалось повысить на 15% хладостойкость ТЛП за счёт комплекса мероприятий по совершенствованию технологической системы «МЛТС-ТЛП» (патент РФ № 2477323).

5. Полученный комплекс научно-технических результатов подтверждает эффективность функционирования предложенной методологии при совершенствовании технологической системы «МЛТС-ТЛП». Её применение

позволяет добиться не только материалосбережения при экономии легирующих элементов МЛТС в 2-4 раза, энергосбережения (на 10-15%) при исключении операции дополнительной термической обработки ТЛП, но и существенно повысить свойства ТЛП (до 15%). В годовом масштабе экономический эффект достигает более 50 млн руб.

Глава 4. СОЗДАНИЕ ЭФФЕКТИВНЫХ СИСТЕМНЫХ РЕШЕНИЙ ПО ПРЕДОТВРАЩЕНИЮ ОБРАЗОВАНИЯ И РАЗВИТИЯ ПРИКРОМОЧНЫХ ТРЕЩИН ТОЛСТОЛИСТОВОГО ПРОКАТА

4.1. Алгоритм применения разработанной методологии для создания эффективных системных решений по управлению процессом трещинообразования при производстве ТЛП

Как показано в предыдущей главе, применение методологии эффективной технологической компенсации позволяет успешно решать задачи материало- и энергосбережения при производстве ТЛП из МЛТС с высоким комплексом механических свойств. Однако не менее актуальной является проблема металлосбережения, связанная с большими потерями металла из-за обрезки кромок ТЛП. Для повышения эффективности процессов и системы в целом необходима разработка новых технологических решений по снижению таких потерь [284, 296, 309, 345].

Уменьшение обрезки может негативным образом сказаться на качестве толстолиствого проката и производимых из него труб большого диаметра, поскольку при этом возрастёт количество оставшихся дефектов вблизи кромок ТЛП, не попавших в обрезь. Поэтому возникает необходимость применения методологии эффективной технологической компенсации при решении задачи металлосбережения – за счёт уменьшения количества обрезки металла в подсистеме производства ТЛП из непрерывнолитых слябов МЛТС, содержащих поверхностные дефекты [284, 309].

Для этого была сформирована интеллектуально-производственная иерархическая структура технологической системы «МЛТС-ТЛП», позволяющая осуществлять анализ и синтез её элементов с реализацией принципа металлосбережения и разработкой возможного компенсационного воздействия на систему (рис. 4.1).

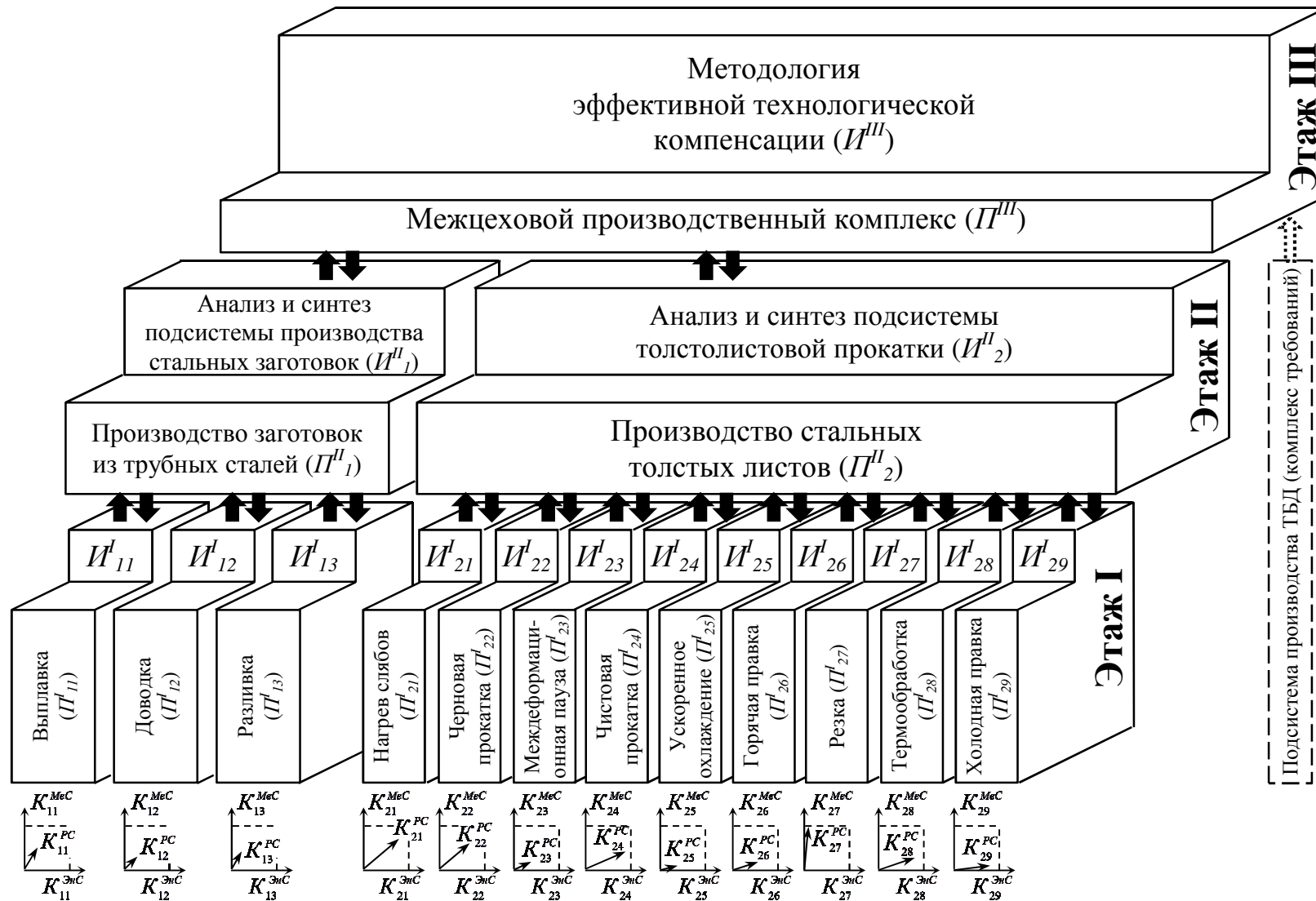


Рис. 4.1. Иерархическая схема технологической системы «МЛТС-ТЛП» для решения задачи металлосбережения

Анализ возможностей металлосбережения в технологической системе «МЛТС-ТЛП» показывает, что существенная экономия металла может быть достигнута при выплавке и разливке стали, нагреве, черновой и чистой прокатке слябовой заготовки, а также резке ТЛП [85, 117, 186, 247, 300, 309, 341]. При этом эффективные компенсационные воздействия возможно осуществить в процессах разливки стали (формообразования заготовки), а также на стадиях подготовки, нагрева и прокатки сляба.

Рассмотрим взаимодействие интеллектуально-производственных модулей в построенной иерархической структуре (рис. 4.2). В ней подсистема производства ТБД представлена в виде модуля $ИПМ_3''$, оказывающего влияние на технологическую систему «МЛТС-ТЛП» посредством комплексного сигнала w_3 . Интеллектуально-производственные модули первого этажа указанной подсистемы на схеме не отображены, поскольку при решении задачи металлосбережения, осуществляемой за счёт предотвращения образования и развития прикромочных трещин ТЛП из МЛТС, было принято допущение о ключевой значимости анализа и синтеза только первых двух подсистем [309].

Алгоритмизация методологического подхода позволяет структурировать и формализовать процедуры анализа и синтеза технологической системы «МЛТС-ТЛП» [284, 309]. Так, при её анализе для решения сформулированной проблемы большое значение имеет исследование процессов выплавки и разливки стали, нагрева и прокатки слябовой заготовки, охлаждения и резки ТЛП в аспекте выявления ключевых механизмов и особенностей металлосбережения [186, 239, 241, 247, 259-260, 309] (рис. 4.3). Для этого были задействованы аналитические инструменты интеллектуальных составляющих $ИСМ_1^{''-1}$ и $ИСМ_2^{''-1}$, входящих в соответствующие интеллектуально-производственные модули $ИПМ_1''$ и $ИПМ_2''$ подсистем производства МЛТС и ТЛП. С помощью этих модулей анализировали информационные потоки $z_{11}-z_{13}$ и $z_{21}-z_{29}$.

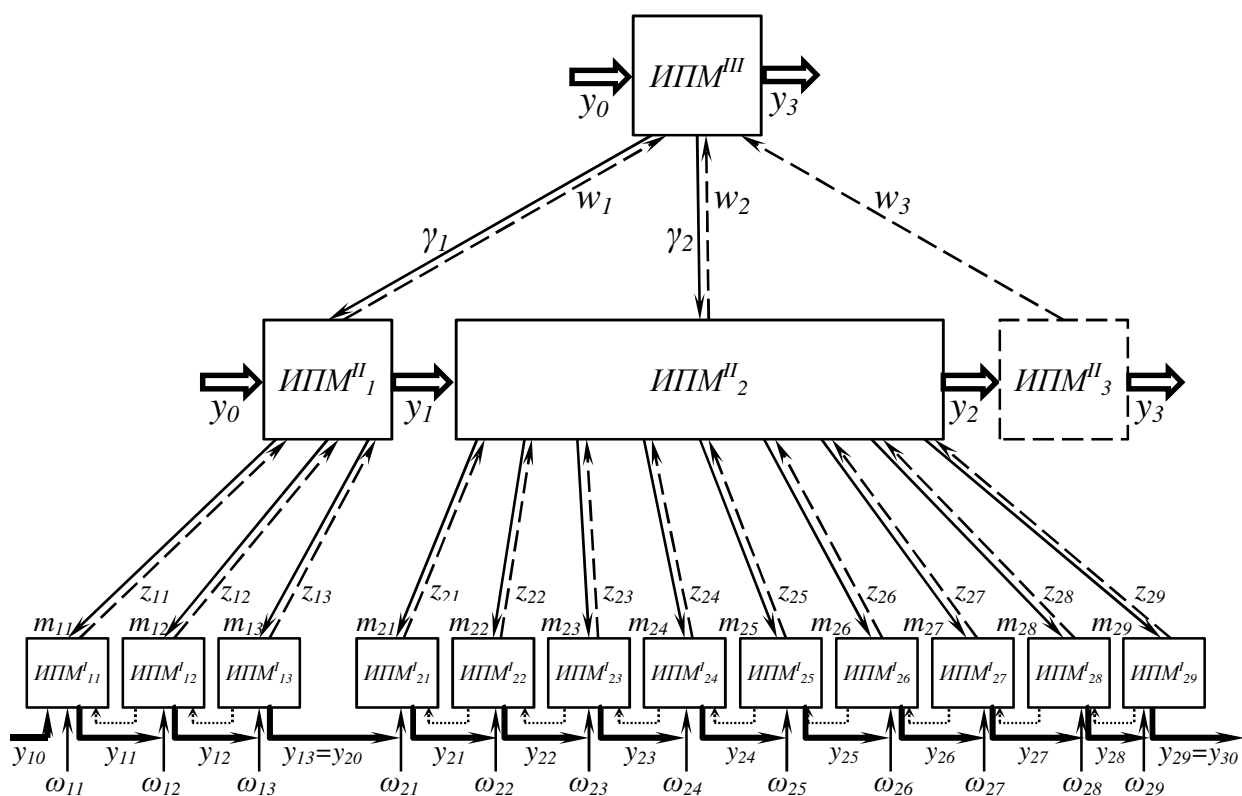


Рис. 4.2. Взаимодействие интеллектуально-производственных модулей в системе «МЛТС-ТЛП» при решении задачи металлосбережения

На основании анализа информационного потока $z_{11}-z_{13}$ первой подсистемы, а также потоков $z_{21}-z_{29}$, описывающих операции листопрокатного комплекса, оценивалась технологическая значимость последних при решении задачи поиска эффективных способов компенсации при целенаправленном уменьшении величины обрезаемых кромок. Это оказалось возможным за счёт выработки системных решений по предотвращению образования и развития прикромочных трещин ТЛП, сгенерированных на основе применения пакета моделей, наполняющих интеллектуальные составляющие $ИСМ_1^{II-I}$ и $ИСМ_2^{II-I}$ [298-300, 309].

Большое значение имеет комплексный анализ всей технологической системы и составляющих её подсистем производства стальных заготовок и ТЛП, выполняемый с помощью $ИСМ^{III}$, $ИСМ_1^{II-III}$ и $ИСМ_2^{II-III}$, располагающихся на более высоких уровнях иерархии и включающих определённые сочетания инструментария с $ИСМ_{ij}^I$ и $ИСМ_i^{II-I}$.

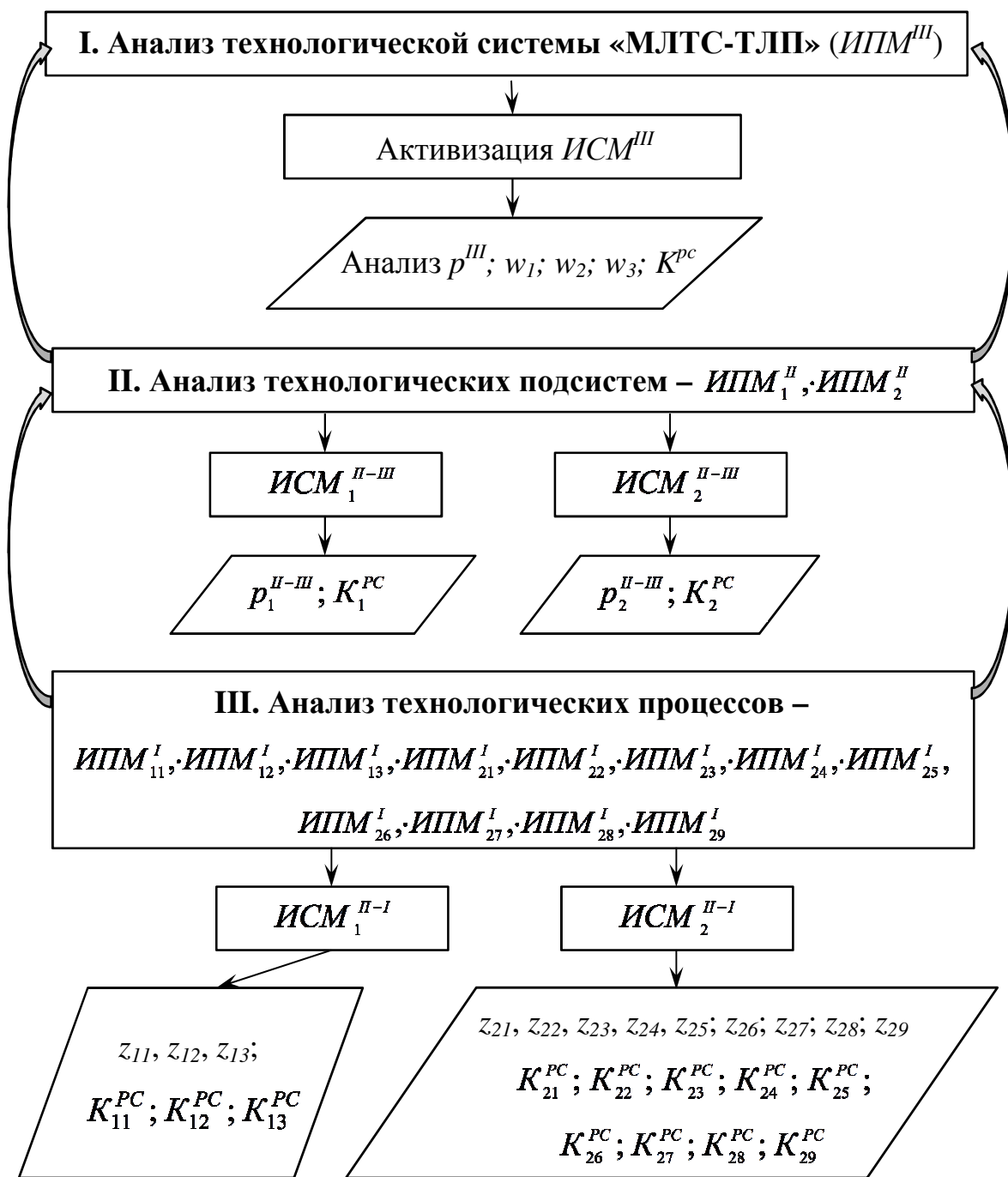


Рис. 4.3. Алгоритм анализа технологической системы «МЛТС-ТЛП» при решении задачи металлосбережения

Выполненный анализ послужил основой для разработки новых технологических решений с использованием методологии эффективной технологической компенсации [284, 309] (рис. 4.4). Согласно предложенному алгоритму, синтез таких решений осуществлялся на всех иерархических уровнях с разработкой координирующих, управляющих сигналов и функциональных

воздействий на процессы и подсистемы с использованием интеллектуальных составляющих рассматриваемых ИПМ.

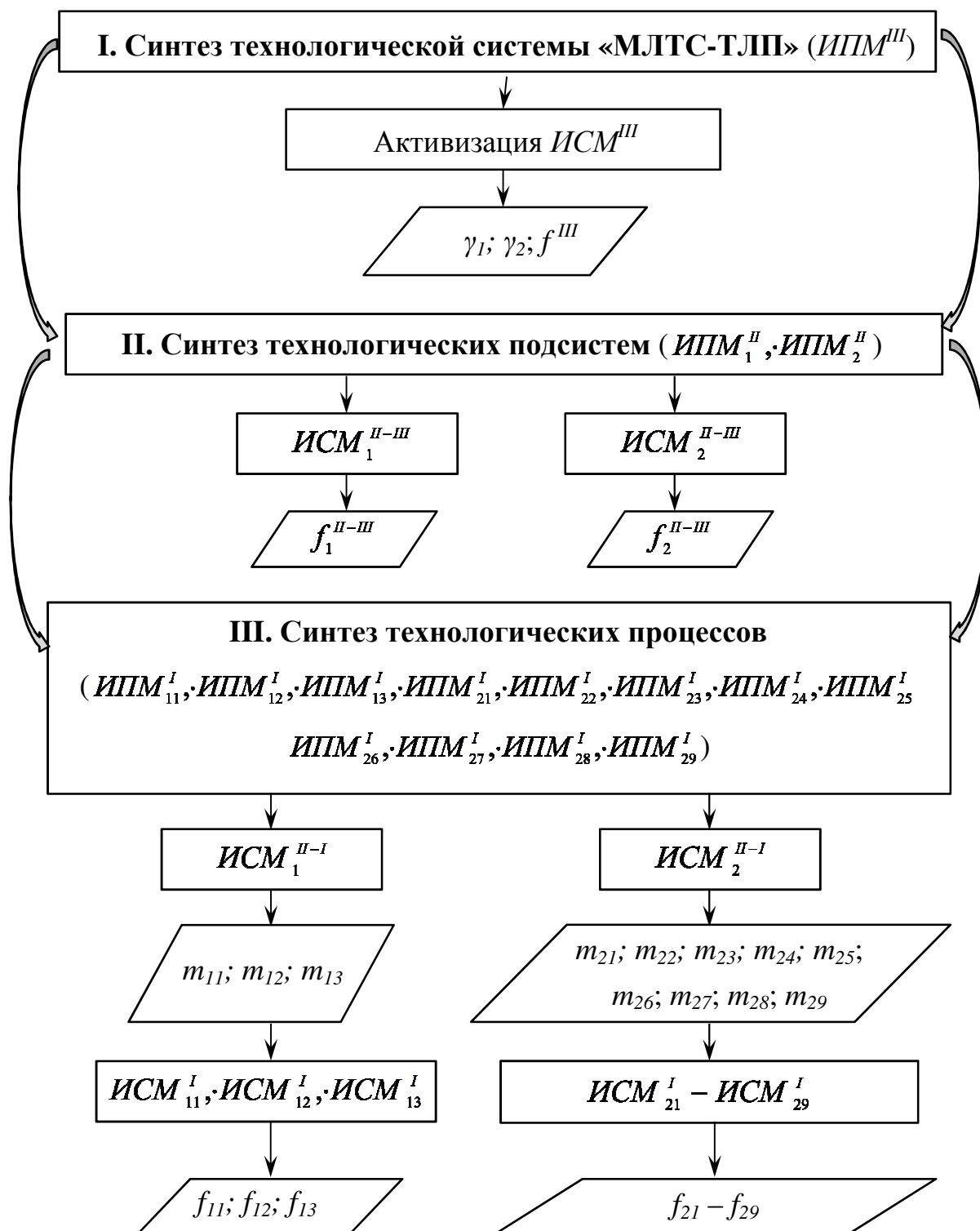


Рис. 4.4. Алгоритм синтеза технологической системы «МЛТС-ТЛП» при решении задачи металлосбережения

С практической точки зрения особую важность приобретает разработка управляющих воздействий на процессы $m_{11} - m_{13}$ подсистемы производства МЛТС, а также $m_{21} - m_{29}$ листопрокатной технологической подсистемы и соответствующих им локальных функциональных воздействий. Как показано далее, применение разработанной методологии позволило в промышленных условиях реализовать производство ТЛП из МЛТС с уменьшенной нормой обрезки боковых кромок [284, 309]. При этом возможное понижение качества ТЛП и ТБД, связанное со снижением величины обрезки, компенсировалось определёнными режимами обработки на черновой и чистовой стадиях контролируемой прокатки МЛТС. Внедрение данных решений в условиях ТЛС 5000 позволило получить ТЛП с заданным комплексом механических свойств, отвечающим всем требованиям трубопрокатных заводов к качеству штрипсовой заготовки.

4.2. Анализ данных по основным поверхностным дефектам непрерывнолитых слябов и ТЛП из МЛТС

На первом этапе данной части исследований выполнен анализ данных по основным видам поверхностных дефектов непрерывнолитых слябов и раскатов из МЛТС с точки зрения повышения металлосбережения в технологической системе «МЛТС-ТЛП» [309]. Для получения достоверных фактических сведений о расположении, размерах и частотных характеристиках поверхностных дефектов непрерывнолитых слябов выполнен анализ заготовок, поступающих на стан 5000 ПАО «ММК». Детально изучено более 14 тысяч годных слябов общей массой, превышающей 260 тысяч тонн. Типичный состав полуфабрикатов по маркам стали в анализируемый период представлен в табл. 4.1, гистограмма по наиболее распространенным маркам стали – на рис. 4.5.

Табл. 4.1. Марочный состав слябов, поступающих на стан 5000 ПАО «ММК»

№ п/п	Марка стали	Объем, т
1	K52, K56, K60, K65, 10Г2ФБЮ, X60, X70	219490
2	09Г2С, 10-15ХСНД, 17Г1С-У, 09Г2Д, 15ХСНДА	34685
3	Ст3сп, Ст3пс, Ст5пс, Сталь 15пс, Сталь 20К, Сталь 40	7500
4	PC B, PC D32, E40, PC D, PC E36, E32, AB2-1, D40S	1359
5	SAWL 485 FD, 485 SFDU, 450 SFDU и др.	833

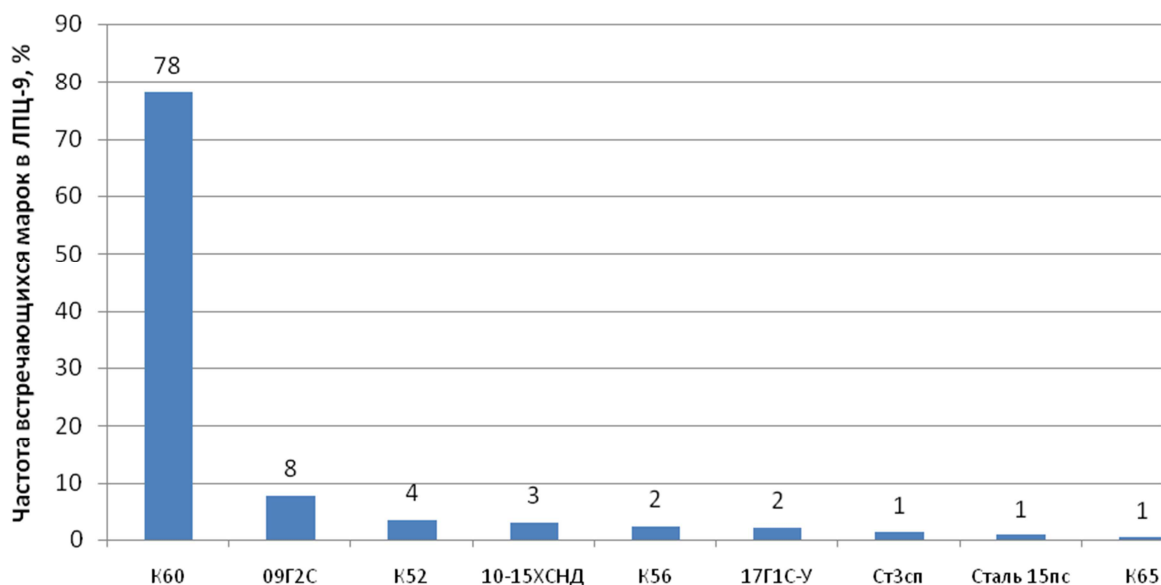


Рис. 4.5. Частота прокатываемых марок стали на стане 5000 ПАО «ММК»

Наиболее часто на стане 5000 прокатывают листы из стали K60, 09Г2С, K52, 10-15ХСНД, K56, 17Г1С-У, Ст3сп, 15пс, K65. Стоит отметить, что значительная часть представленных марок относится к микро- и низколегированным трубным сталям.

Особый интерес для научного исследования представляет анализ случаев прокатки ТЛП с трещинами на поверхности металла [85, 247, 316]. Общая картина таких случаев за три месяца бесперебойной работы стана представлена в табл. 4.2. Частотная гистограмма выявлений случаев прокатки ТЛП с трещинами на поверхности металла представлена на рис. 4.6. Наиболее часто поверхностные трещины наблюдались на листах из МЛТС категорий прочности K52-K60 и низколегированной стали 09Г2С.

Табл. 4.2. Объем прокатанного ТЛП с трещинами на поверхности металла в зависимости от марки стали

№ п/п	Марки стали	Объем, т
1	К52, К56, К60, 10Г2ФБЮ	2902
2	09Г2С, 17Г1С-У, 10-15ХСНД	1433
	<i>Всего:</i>	<i>4335</i>

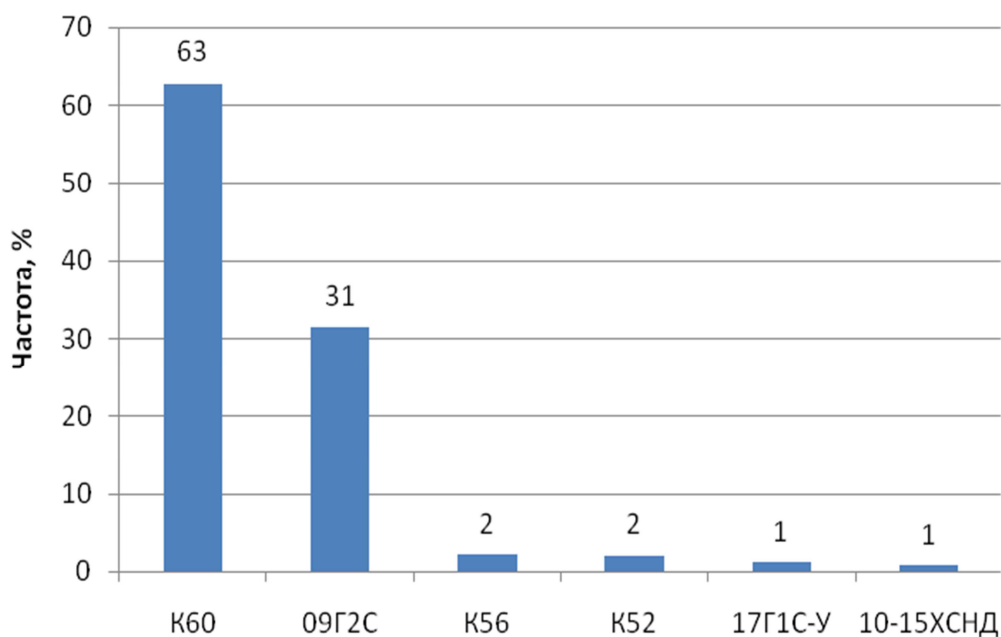


Рис. 4.6. Частота возникновения случаев производства ТЛП с поверхностными трещинами

Проанализированы фактические данные о типах, размерах и расположении дефектов в виде трещин на слябах из МЛТС, поступающих в ИППМ₂ (ИППМ₂₁). На основании анализа этих данных построена серия гистограмм с частотными характеристиками (рис. 4.8-4.9).

Наиболее часто при этом выявлялись продольные трещины (76% случаев), меньше – поперечные (19%) и ребровые. В половине рассматриваемых случаев глубина трещин находилась в диапазоне 10-20 мм, а их длина, как правило, была меньше одного метра (83%). При детальном изучении расположения трещин на слябе установлено, что большинство трещин (81%) рас-

положено на расстоянии от 800 до 1400 мм от кромки сляба, при этом 67% дефектов удалены не более чем на 200 мм от продольной оси заготовки.

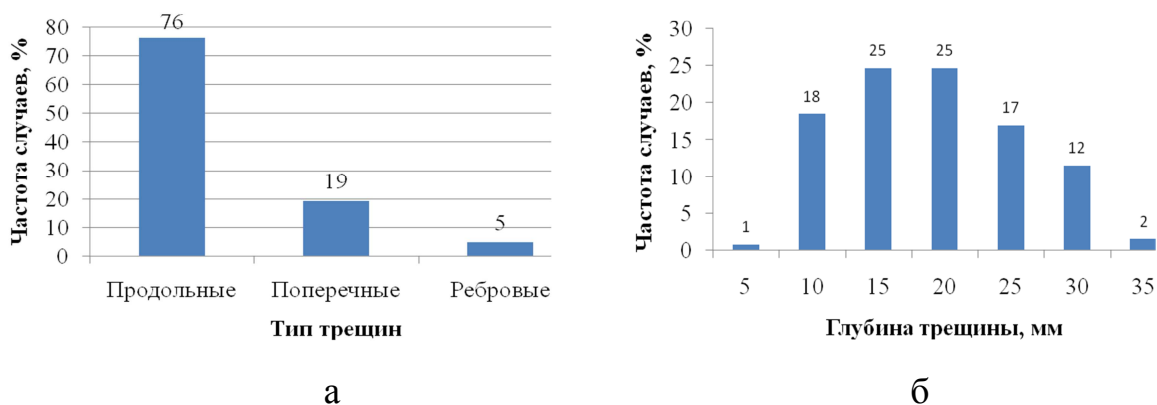


Рис. 4.8. Частота случаев пораженности слябов из МЛТС дефектами по типу (а) и глубине (б) трещин

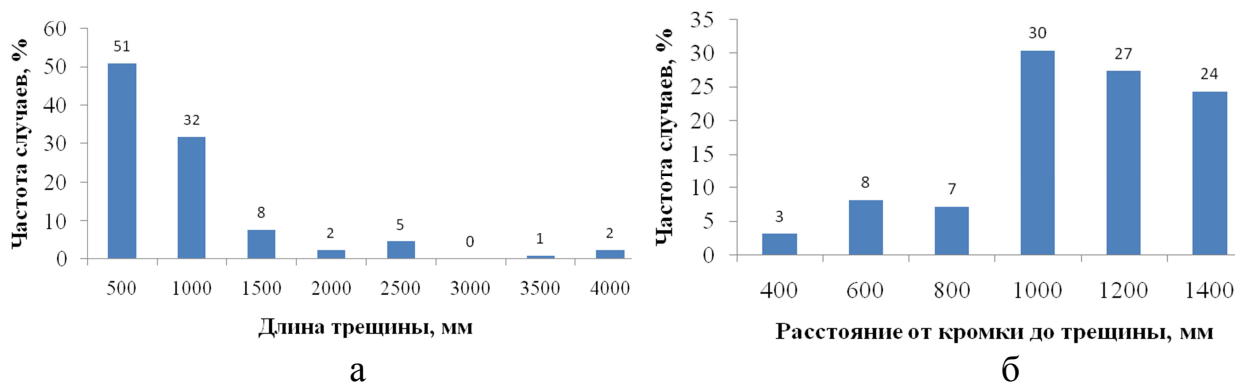


Рис. 4.9. Частотное распределение по длине трещин (а) и расстоянию от кромки сляба до трещины (б)

Анализ поражённости слябов дефектами, выполненный с применением $ИСМ_2^{II-I}$, позволил предложить классификацию трещин по семи основным группам (рис. 4.10, 4.11):

- 1 – продольная осевая (87% случаев);
- 2 – поперечная осевая (0,5% случаев);
- 3 – продольная кромочная (3% случаев);
- 4 – поперечная кромочная (3% случаев);
- 5 – ребровая (5% случаев);

6 – поперечная на боковой грани (0,5% случаев);

7 – продольная на боковой грани (1% случаев).

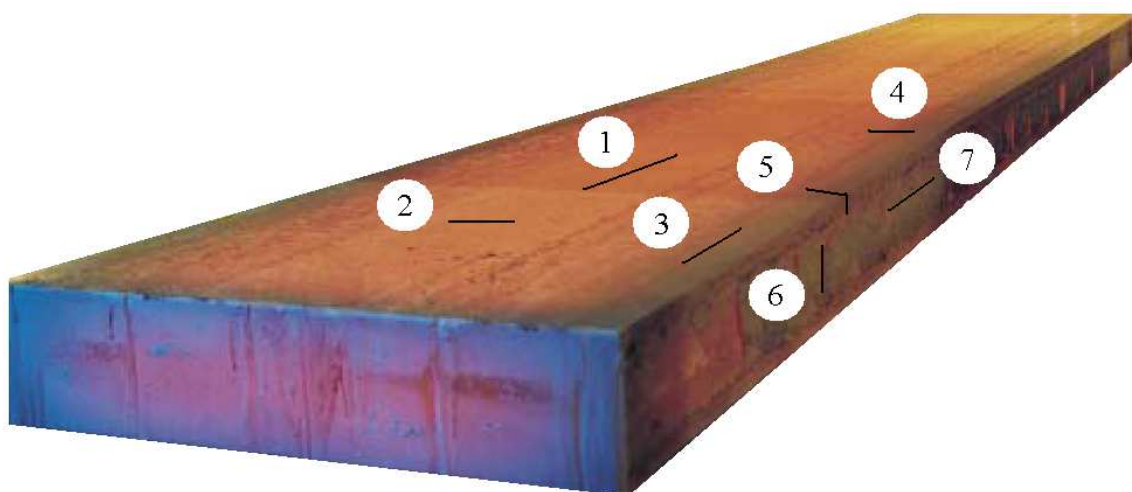


Рис. 4.10. Поверхностные трещины непрерывнолитого сляба:
продольные (1, 3, 7); поперечные (2, 4, 6); ребровые (5)



а



б

Рис. 4.11. Ребровая (а) и продольная осевая (б) трещины
на верхней грани сляба из МЛТС категории прочности К60

В качестве основных причин образования дефектов поверхности исследуемых непрерывнолитых заготовок выступали отклонения химического

состава стали и нарушения технологических режимов при их разливке [238-239, 254-258]. Установлено, что увеличение содержания углерода, марганца, серы, фосфора, меди, алюминия, азота и ниобия в МЛТС способствует возрастанию количества трещин на единицу поверхности заготовок [84, 240-243, 259-260]. На стадии разливки МЛТС ($ИПМ'_{13}$) на трещинообразование слябов влияет скорость процесса, величина теплоотвода в кристаллизаторе, температура перегрева металла, качество шлакообразующей смеси и др. [84, 93, 117, 242-243, 259-260].

Выявляются такие трещины, как правило, только после огневой зачистки слябов. В свою очередь, скрытые нарушения сплошности металла являются наиболее опасными дефектами непрерывнолитой заготовки из МЛТС [16, 84, 240, 242].

Продольные трещины имели вид сплошных или прерывистых линий вдоль оси вытягивания сляба глубиной до 30 мм. Они возникали из-за неравномерности усадки при изменении интенсивности отвода тепла от оболочки заготовки при кристаллизации. Поперечные трещины также располагались на широкой грани сляба и совпадали со следами качания кристаллизатора. Дефект часто проходил по местам скопления неметаллических включений, возникая под действием растягивающих напряжений при вытягивании сляба в роликовой проводке МНЛЗ [84, 240, 242, 297-298].

Поскольку при прямоугольной форме сечения сляба наиболее интенсивное охлаждение затвердевшей стали происходит в ребровой зоне и в углах слитка, то пластичность металла на этих участках значительно ниже, чем на широких гранях. Таким образом, главную роль в образовании поверхностных трещин на слябах из МЛТС играет температурный фактор и вторичную – образование глубоких складок от возвратно-поступательного движения кристаллизатора [238, 242, 254-258].

После прокатки непрерывнолитых заготовок на толстолистовом стане 5000 выполнен анализ качества поверхности 750 тысяч тонн ТЛП до резки на ножницах. Результаты такой работы представлены в виде гистограмм

(рис. 4.12-4.13). При этом выявлено, что наиболее распространённым дефектом является «кромочная трещина» (рис. 4.14), которым поражена большая часть ТЛП:

- каждый второй раскат (48%) из МЛТС классов прочности К52-К65;
- каждый второй раскат (48%) при производстве широкого сортамента (ширина ТЛП более 2700 мм).

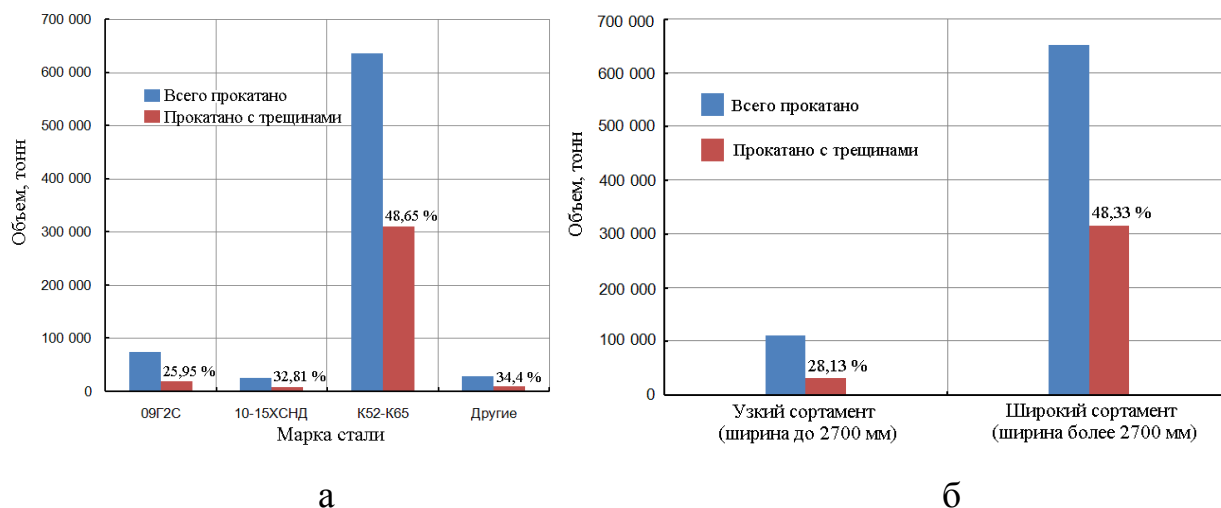


Рис. 4.12. Распределение дефекта «кромочная трещина» по маркам стали (а) и ширине раската (б)

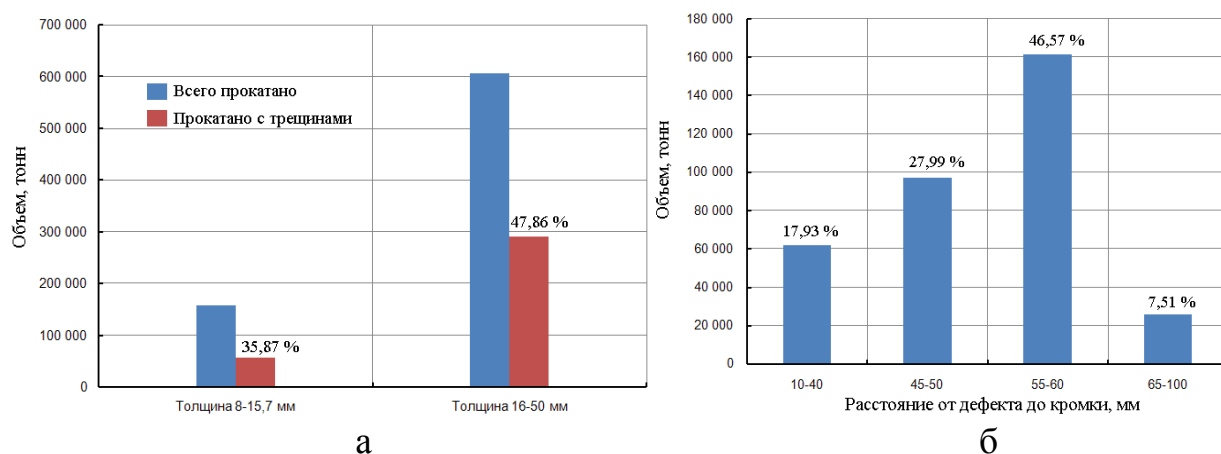


Рис. 4.13. Распределение дефекта «кромочная трещина» по толщине раската (а) и по расстоянию до кромки (б)

В 74% случаев такие трещины расположены на расстоянии 45-60 мм от кромки, а в 7,5% случаев – на расстоянии 65-100 мм.

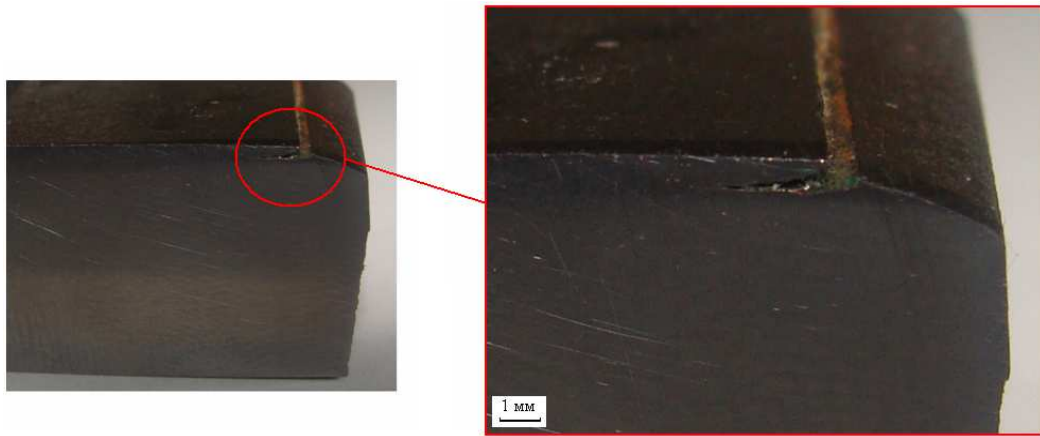


Рис. 4.14. Вид кромочной трещины в поперечном разрезе

Таким образом, явной взаимосвязи между наличием кромочных трещин на поверхности ТЛП и качеством поверхности исходных слэбов при визуальном осмотре и первичном анализе не выявлено. Поэтому была поставлена задача разработки математической модели, описывающей напряженно-деформированное состояние металла при наличии поверхностных трещин [299].

4.3. Адаптация конечно-элементной модели к случаю описания напряженно-деформированного состояния металла при наличии поверхностных трещин

Для исследования напряжённо-деформированного состояния металла при наличии поверхностных трещин применялась конечно-элементная математическая модель, основанная на подходе Ли-Кобаяши для случая описания вязкопластической среды [263, 298-299] (2.22). Геометрия деформируемого материала определялась по координатам узлов конечных элементов (2.24). Для оценки теплового состояния материала при горячей пластической деформации использовали определяющее уравнение (2.25). Возможность образования и развития трещин в процессе пластической деформации оценивали по критерию вязкого разрушения Кокрофта (2.26).

Сопротивление материала деформации задавали в модель в виде кривой текучести, описываемой уравнением:

$$\sigma_s = k_0 \cdot \varepsilon^{k_1} \cdot \dot{\varepsilon}^{k_2} \cdot e^{-k_3 T}, \quad (4.1)$$

где k_0, k_1, k_2, k_3 – эмпирические коэффициенты, задаваемые в табличном виде (табл. 4.4).

Табл. 4.4. Эмпирические коэффициенты для определения сопротивления материала деформации (СМД)

Марка стали	Коэффициент				Диапазон изменения параметров деформирования		
	k_0	k_1	k_2	k_3	ε	$\dot{\varepsilon}, \text{c}^{-1}$	T, °C
К60	1530	0,1344	0,1019	0,00253	0,05...1,00	1...55	700...1200

Данная модель адаптирована к условиям толстолистного стана 5000 ПАО «ММК». Адаптация модели заключалась в научно обоснованной формулировке граничных и начальных условий решаемой задачи, а также в принятии определённых допущений моделируемого процесса [299].

В качестве граничных условий задавались:

- 1) граничная поверхность инструмента;
- 2) поверхность деформируемого материала, непосредственно взаимодействующая с окружающей средой;
- 3) закон трения на контакте с рабочими валками;
- 4) реологическая модель деформируемого материала;
- 5) форма и местоположение дефектов на поверхности непрерывнолитого сляба.

В качестве начальных условий моделирования задавались следующие параметры [299]:

- 1) температура нагрева сляба в печи;

- 2) кривая текучести материала сляба в виде $\sigma_s = \sigma_s(\varepsilon, \dot{\varepsilon}, T)$;
- 3) размеры сляба (толщина, ширина, длина);
- 3) диаметры и угловые скорости вращения рабочих валков;
- 5) показатель трения;
- 6) степень деформации за проход;
- 7) время междеформационной паузы;
- 8) температура окружающей среды;
- 9) коэффициент теплопроводности, теплоёмкости и черноты материала сляба;
- 10) коэффициент теплопроводности, теплоемкости и черноты материала рабочих валков;
- 11) коэффициент конвекции при теплообмене с окружающей средой;
- 12) коэффициент деформационного разогрева;
- 13) размеры и количество конечных элементов;
- 14) размеры дефекта (длина, ширина, глубина) на поверхности сляба.

При моделировании процесса толстолистовой прокатки приняты следующие допущения [299]:

- 1) напряженно-деформированное состояние металла – трёхмерное;
- 2) деформируемая среда – вязкопластическая;
- 3) валки несжимаемые;
- 4) напряжение трения пропорционально пределу текучести на сдвиг;
- 5) процесс является симметричным относительно горизонтальной плоскости;
- 6) микропоры в вершинах трещины отсутствуют.

В результате решения задачи определялись следующие величины [299]:

- 1) объемное поле напряжений, деформаций и скоростей деформации;
- 2) объемное температурное поле металла;
- 3) форма, размеры и положение дефекта после прокатки;
- 4) вероятность образования и развития трещины в процессе деформации.

С использованием указанной конечно-элементной модели выполнено математическое моделирование трансформации поверхностных дефектов непрерывнолитого сляба в модуле $ИПМ_2''$.

4.4. Математическое моделирование трансформации поверхностных трещин сляба при толстолистовой прокатке

4.4.1. Моделирование трансформации продольной осевой трещины сляба

При моделировании прокатки сляба с продольной осевой трещиной установлено, что с увеличением степени деформации происходит пропорциональное удлинение дефекта в направлении прокатки и уменьшение глубины его залегания [299] (рис. 4.15-4.17).

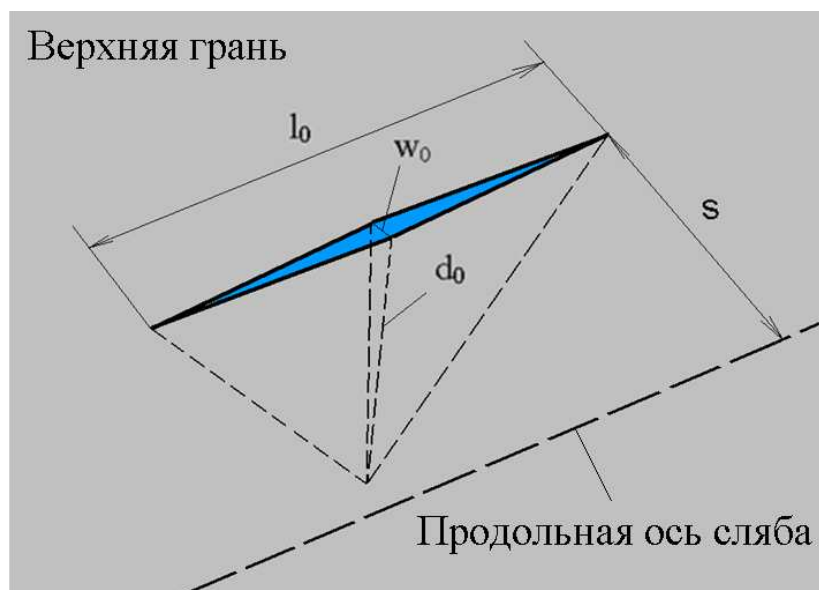


Рис. 4.15. Схема продольной осевой трещины

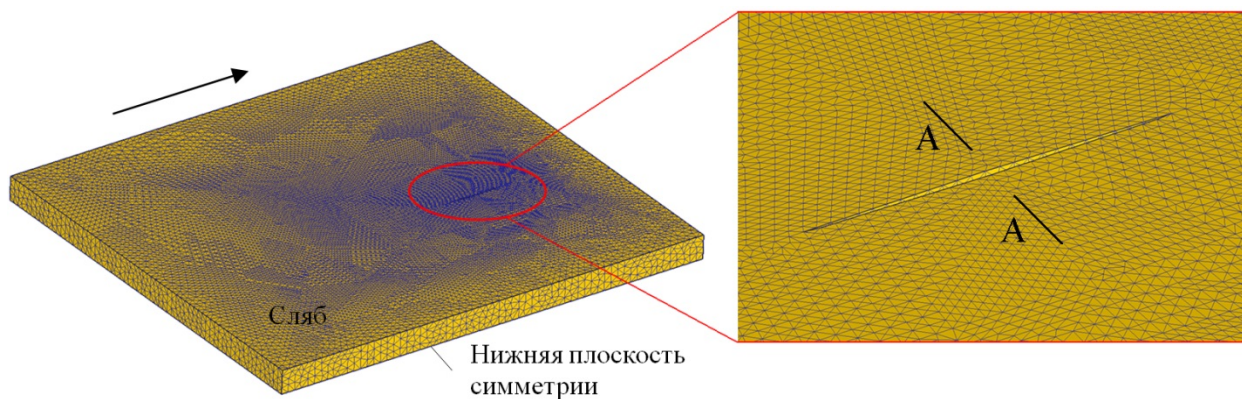


Рис. 4.16. Конечно-элементная модель продольной осевой трещины

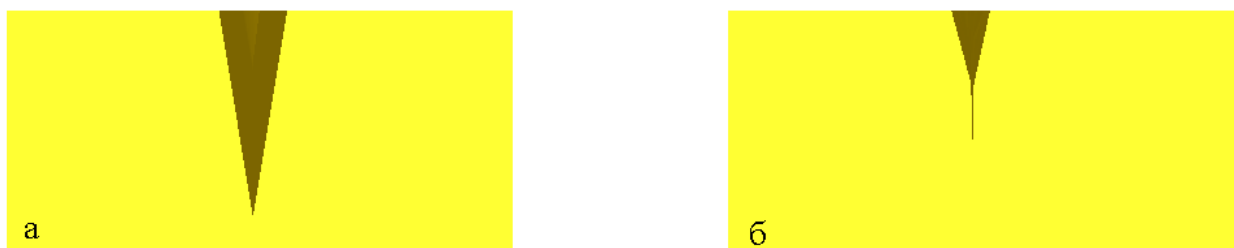


Рис. 4.17. Форма дефекта (сечение АА) до (а) и после (б) прокатки (суммарная степень деформации 20%)

Продольная осевая трещина находится под действием сжимающих напряжений в очаге деформации, поэтому наблюдается тенденция к уменьшению её ширины [299]. Следует отметить, что чем меньше начальные размеры трещины и чем выше коэффициент продольной вытяжки, тем больше вероятность выхода дефекта на поверхность и его полного выкатывания. Закручивания данного дефекта при прокатке не происходит.

4.4.2. Моделирование трансформации поперечной осевой трещины сляба

При прокатке поперечная осевая трещина сляба (рис. 4.18-4.19) последовательно раскрывается и трансформируется в дефект в виде глубокой складки [297, 298] (рис. 4.20-4.21).

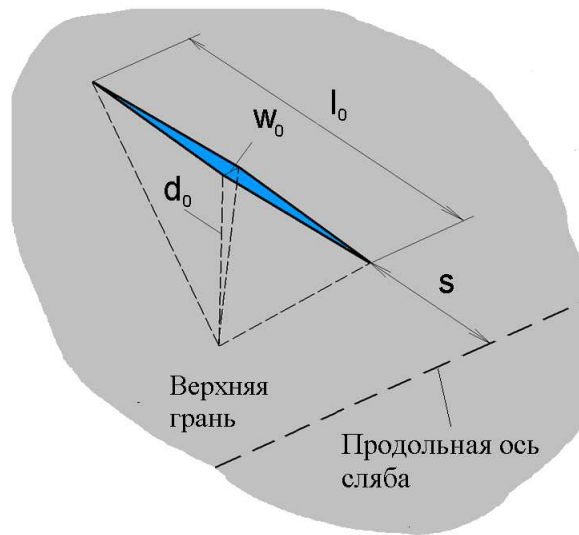


Рис. 4.18. Схема поперечной осевой трещины

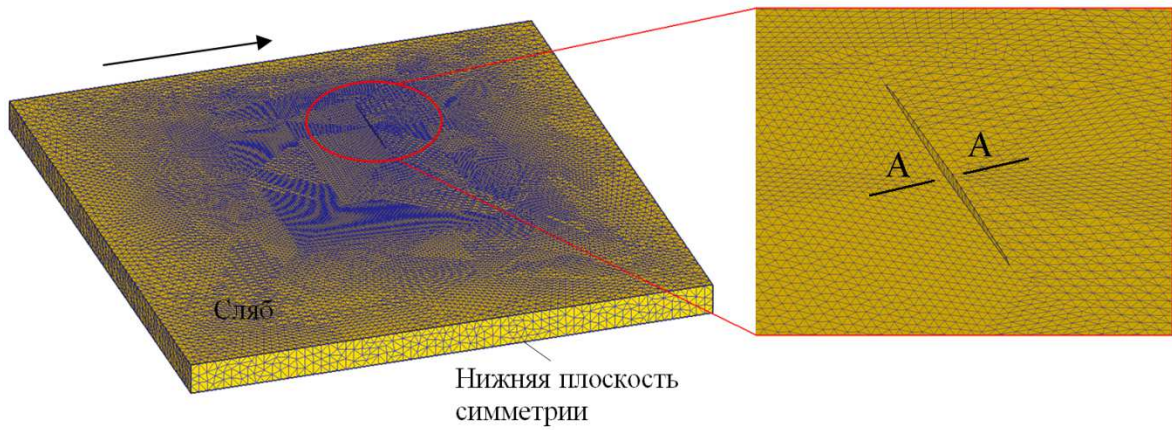


Рис. 4.19. Конечно-элементная модель сляба с поперечной осевой трещиной

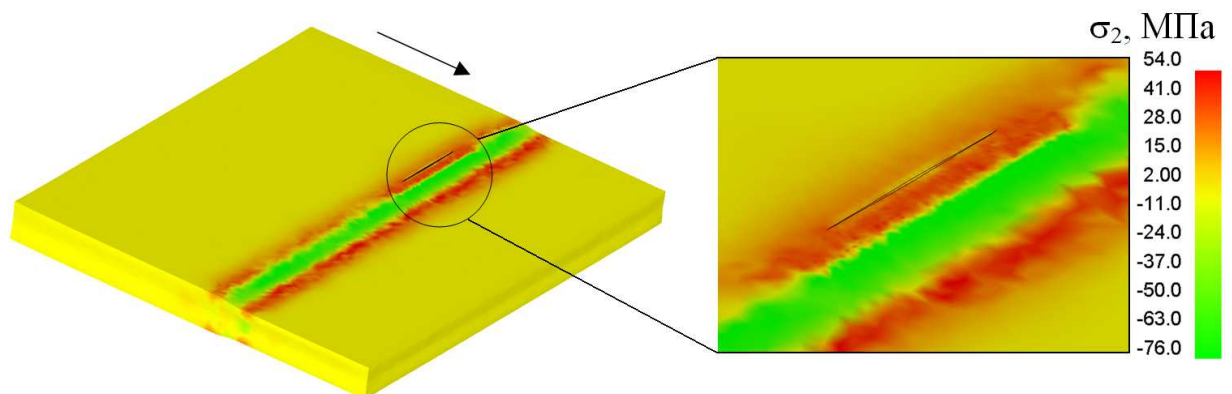


Рис. 4.20. Поле главных напряжений в очаге деформации и в окрестности дефекта (красный цвет – растягивающие напряжения, зеленый – сжимающие)

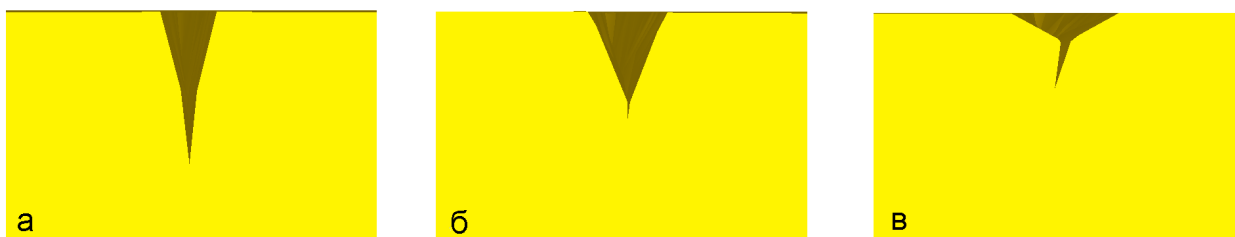


Рис. 4.21. Форма дефекта (сечение АА): а – до деформации, б – после деформации 15%, в – после суммарной деформации 30%

Раскрытие поперечной осевой трещины происходит в зонах передней и задней внеконтактной деформации под действием высоких продольных растягивающих напряжений [297-299]. В процессе пластической деформации наблюдается тенденция к её росту, проявляемая в увеличении ширины этого дефекта. Условия деформации не способствуют его выкатыванию, хотя заметно небольшое уменьшение глубины залегания трещины.

4.4.3. Моделирование трансформации продольной кромочной трещины

Продольная кромочная трещина сляба закрывается в первых деформационных проходах. Смыкание берегов трещины происходит в очаге деформации под действием сжимающих напряжений [299] (рис. 4.22-4.24).

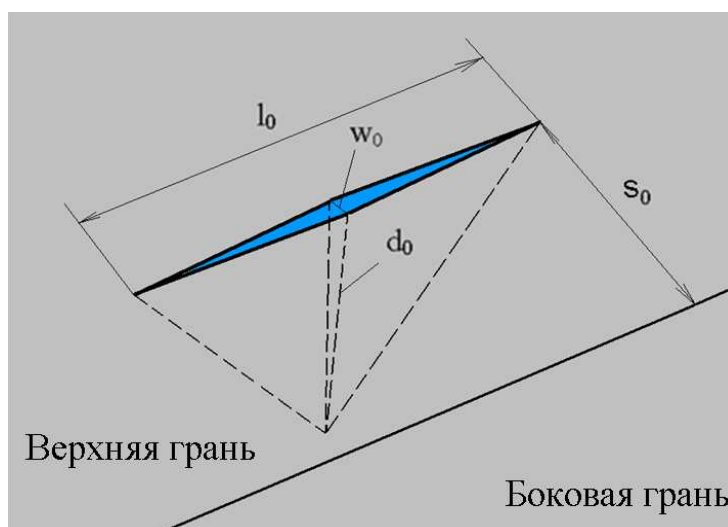


Рис. 4.22. Схема продольной кромочной трещины

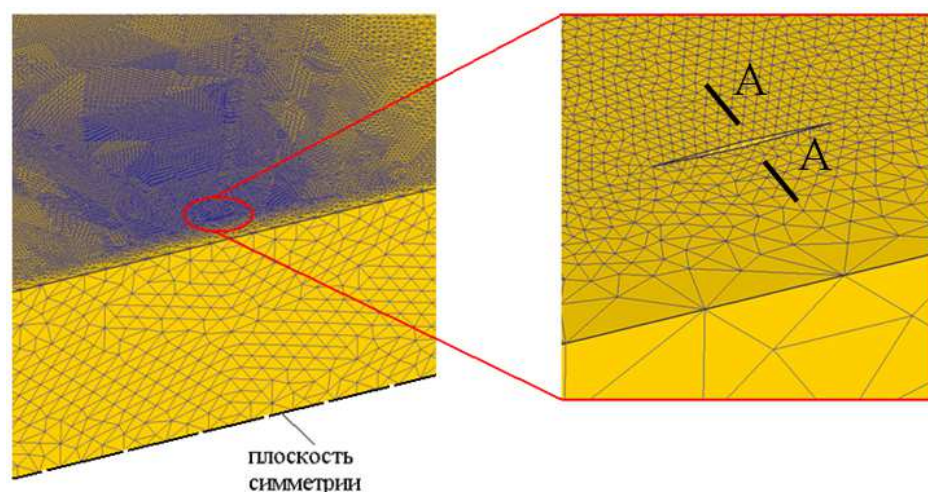


Рис. 4.23. Конечно-элементная модель сляба с продольной кромочной трещиной

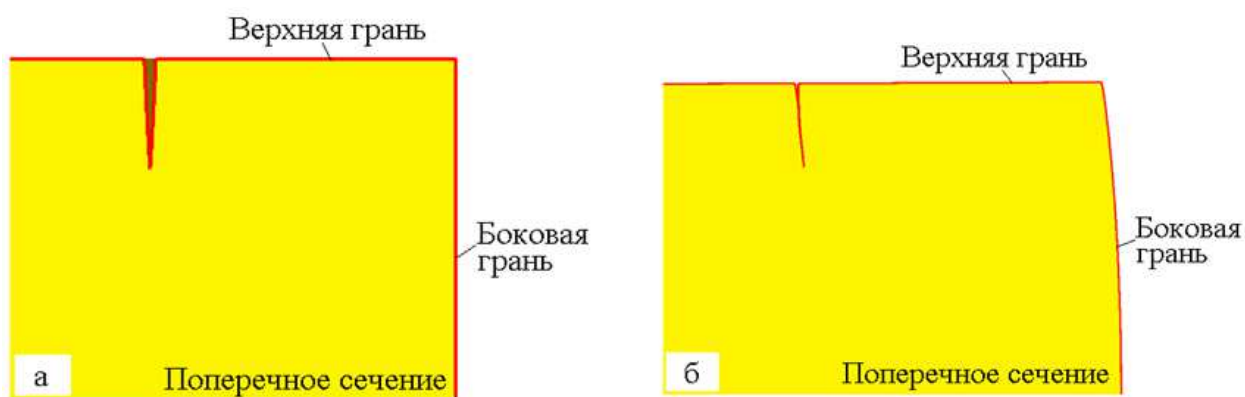


Рис. 4.24. Форма дефекта (сечение АА) до (а) и после (б) прокатки ($\epsilon = 20\%$)

С увеличением коэффициента вытяжки происходит пропорциональное удлинение дефекта в направлении прокатки и уменьшение глубины его залегания. Критерий разрушения (2.26) не превышает 0,2, что говорит о благоприятном напряжённно-деформированном состоянии в окрестности дефекта (рис. 4.25).

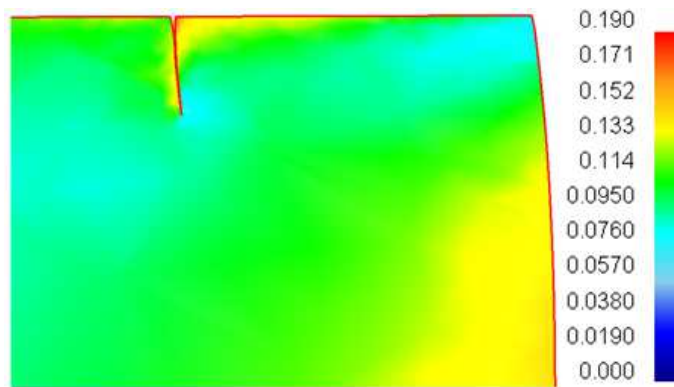


Рис. 4.25. Вероятность развития продольной кромочной трещины при прокатке (критическое значение 0,4)

Результаты моделирования демонстрируют также, что при прокатке происходит закручивание продольной кромочной трещины в сторону кромки. Выкатывание данного дефекта при таких условиях является маловероятным.

4.4.4. Моделирование трансформации поперечной кромочной трещины

Поперечная кромочная трещина (рис. 4.26-4.27) последовательно раскрывается и трансформируется в дефект в виде складки [297] (рис. 4.28). Раскрытие такой трещины происходит в зонах передней и задней внеконтактной деформации под действием высоких продольных растягивающих напряжений [299] (до 40 МПа). Критерий разрушения в окрестности дефекта изменяется в пределах от 0,585 в первых проходах до 0,958 в последних (рис. 4.29).

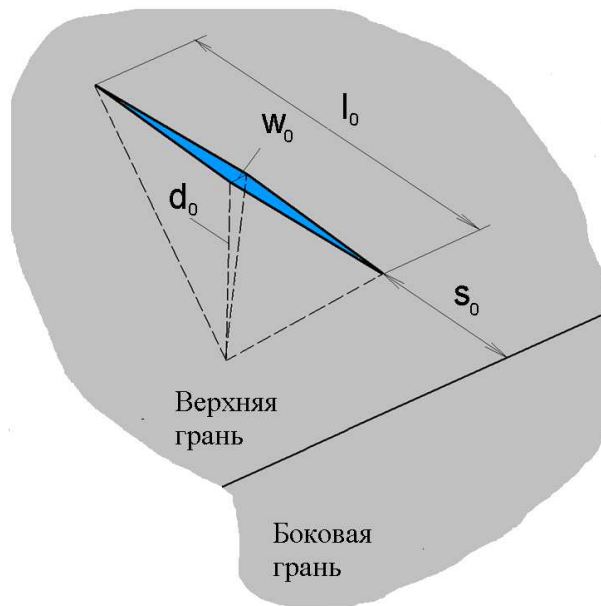


Рис. 4.26. Схема поперечной кромочной трещины

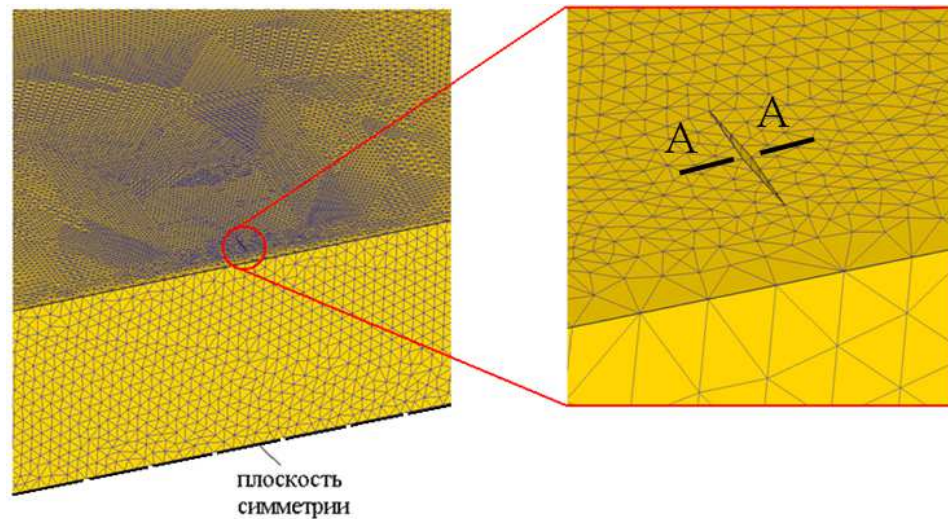


Рис. 4.27. Модель сляба с поперечной кромочной трещиной



Рис. 4.28. Трансформация поперечной кромочной трещины (сечение АА):
а, б, в, г, д – форма дефекта после первого, второго, третьего, четвёртого, пя-
того деформационного прохода соответственно (стрелкой показано направ-
ление прокатки)

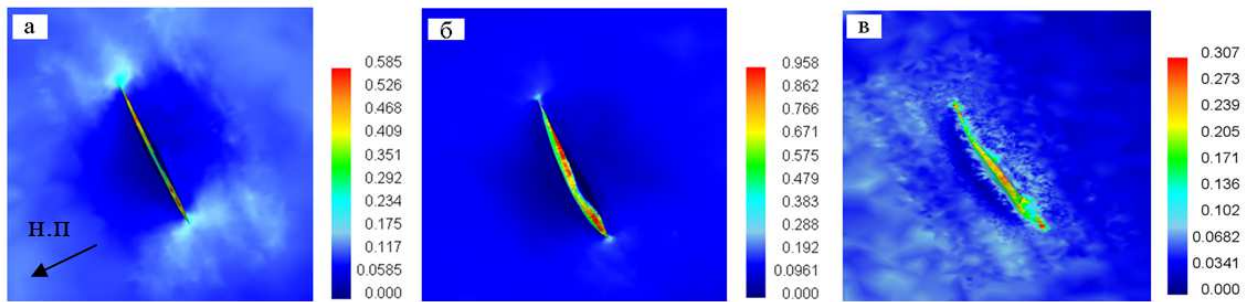


Рис. 4.29. Вероятность развития поперечной кромочной трещины:
а, б, в – после 1-ого, 3-его, 5-ого прохода соответственно
(критическое значение 0,4)

Ширина поперечной кромочной трещины при прокатке увеличивается, а глубина снижается [297]. Полное выкатывание данного дефекта при прокатке маловероятно.

4.4.5. Моделирование трансформации ребровой трещины

Моделированием установлено, что в процессе прокатки происходит раскрытие ребровых трещин под действием высоких растягивающих продольных напряжений в зонах передней и задней внеконтактной деформации. Ребровые трещины сляба трансформируются в кромочные дефекты в виде плён, располагающихся на верхней поверхности листа [299, 301] (рис. 4.30-4.32).

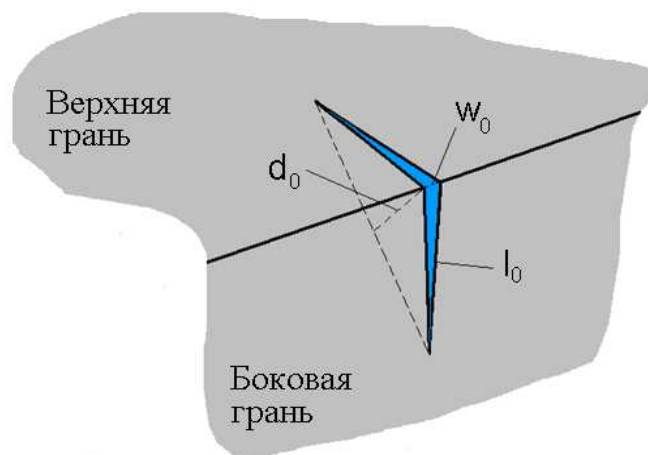


Рис. 4.30. Схема ребровой трещины

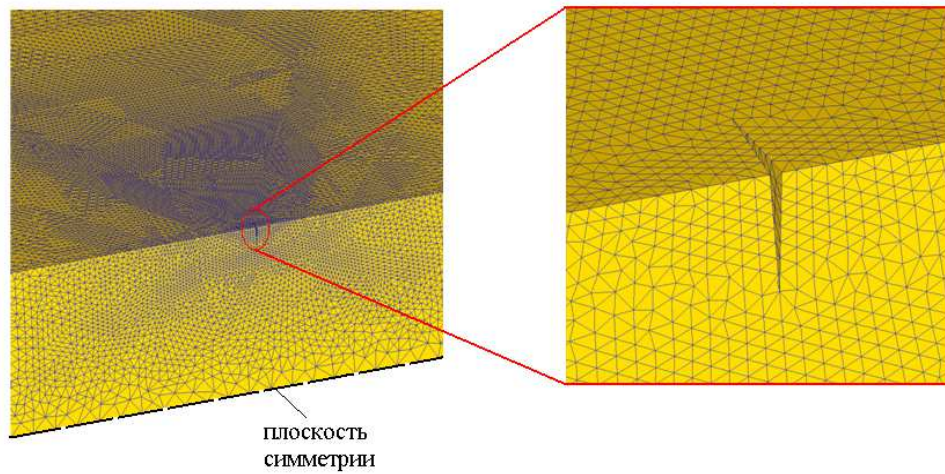


Рис. 4.31. Конечно-элементная модель сляба с ребровой трещиной

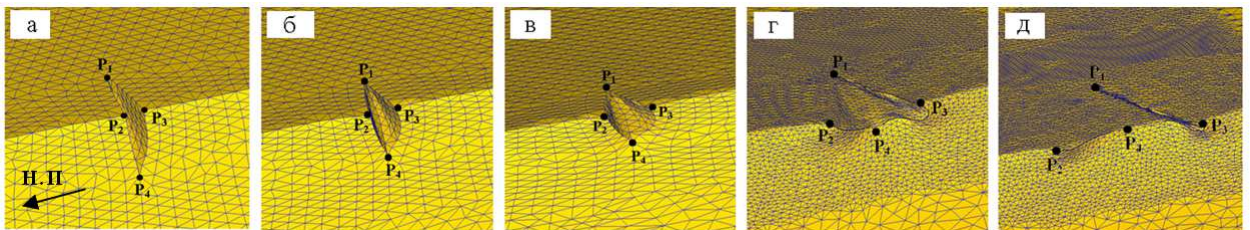


Рис. 4.32. Трансформация ребровой трещины при прокатке сляба: а, б, в, г, д – форма дефекта после 1-ого, 2-ого, 3-его, 4-ого, 5-ого деформационного прохода соответственно (стрелкой показано направление прокатки)

При раскрытии трещины возможно некоторое её развитие в глубину (рис. 4.33).

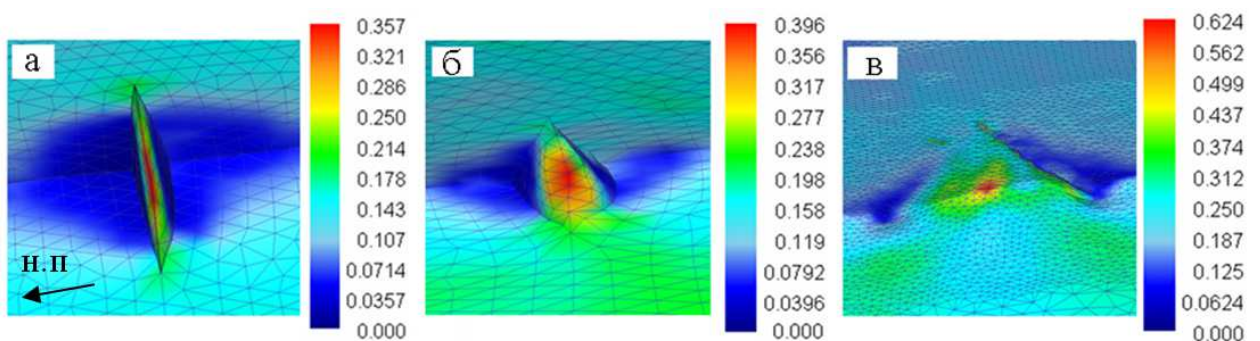


Рис. 4.33. Вероятность развития ребровой трещины: а, б, в – после 1-ого, 3-его, 5-ого прохода соответственно (критическое значение 0,4)

Конечная глубина залегания дефекта после прокатки составляет менее 1,0 мм. Если начальная длина ребровой трещины невелика, то после прокатки дефект может быть полностью удален с боковой обрезью [301].

4.4.6. Моделирование поведения поперечной трещины на боковой грани

При горячей прокатке сляба поперечная трещина на боковой грани (рис. 4.34-4.35) последовательно раскрывается и трансформируется в дефект продольного расположения в виде складки [297-298] (рис. 4.36).

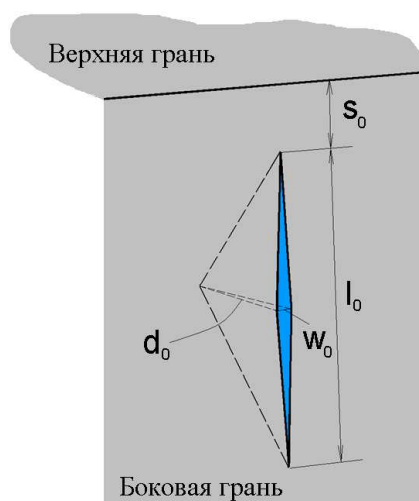


Рис. 4.34. Схема трещины на боковой грани

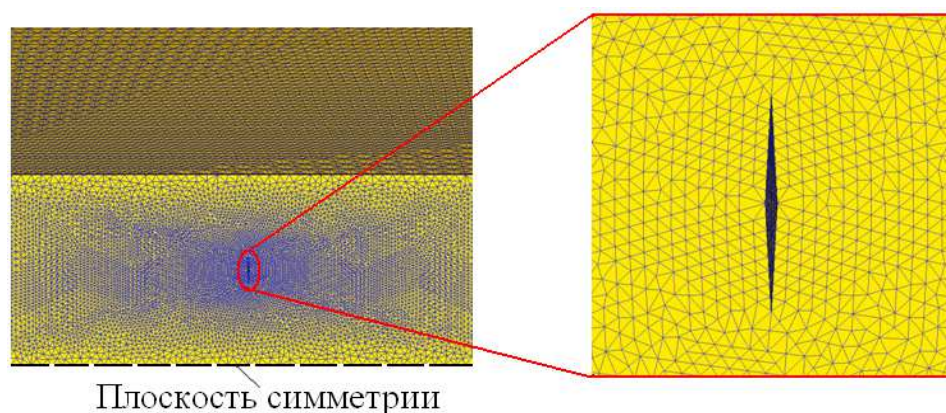


Рис. 4.35. Конечно-элементная модель сляба с поперечной трещиной на боковой грани

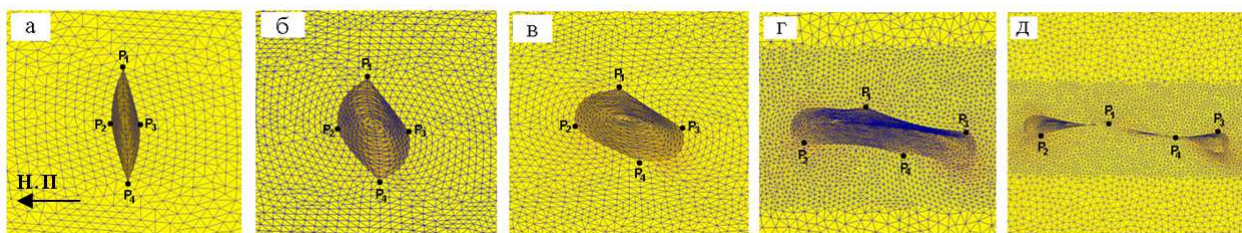


Рис. 4.36. Трансформация поперечной трещины на боковой грани сляба:
а, б, в, г, д – форма дефекта после 1-ого, 2-ого, 3-его, 4-ого, 5-ого прохода соответственно (стрелкой показано направление прокатки)

Глубина залегания дефекта после деформации соответствует исходной глубине трещины на слябе – 5-35 мм. Вероятность вязкого роста такой трещины является довольно высокой (рис. 4.37).

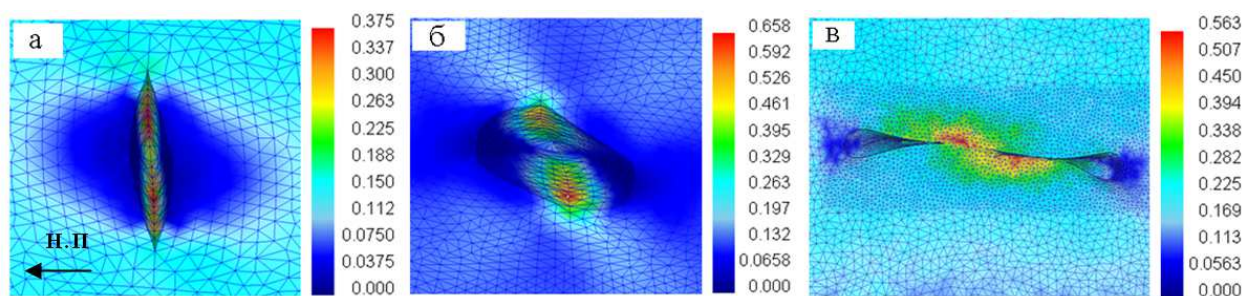


Рис. 4.37. Вероятность развития поперечной трещины на боковой грани сляба: а, б, в – после 1-ого, 3-его, 5-ого прохода (критическое значение 0,4)

Смещения поперечной трещины при деформации на верхнюю грань ТЛП не происходит [297-298]. После прокатки такой дефект может быть полностью удален при обрезе боковых кромок.

4.4.7. Моделирование поведения продольной трещины на боковой грани

Продольная трещина на боковой грани сляба закрывается в первом деформационном проходе (рис. 4.38-4.40) под действием сжимающих напряжений [299].

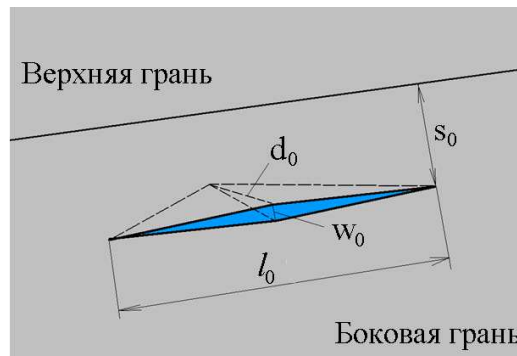


Рис. 4.38. Схема продольной кромочной трещины

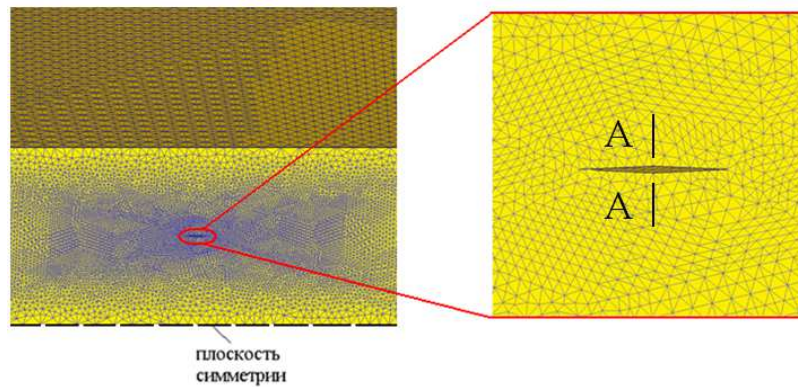


Рис. 4.39. Конечно-элементная модель сляба с продольной кромочной трещиной

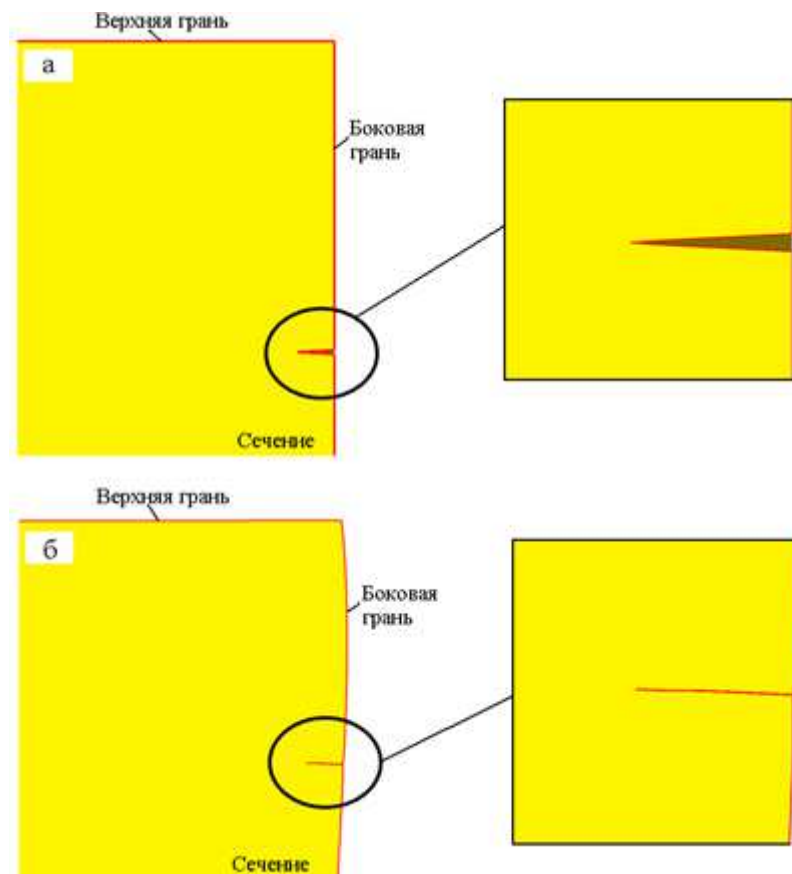


Рис. 4.40. Форма дефекта (сечение AA) до (а) и после (б) прокатки

С увеличением коэффициента вытяжки происходит пропорциональное удлинение продольной кромочной трещины в направлении прокатки. В свою очередь, уменьшения глубины залегания дефекта при прокатке не происходит. Критерий разрушения не превышает 0,2, что говорит о благоприятном напряжённо-деформированном состоянии металла в окрестности дефекта. С учетом того, что исходная глубина трещины на слябе составляет до 35 мм, то дефект может быть полностью удален при обрезке боковых кромок.

Таким образом, при прокатке происходит трансформация всех видов поверхностных трещин. Однако, не менее интересным с научной и практической точек зрения является численное моделирование смещения трещины от кромки в результате перехода металла с торцевой грани на широкие поверхности раската.

4.5. Исследование и описание механизма перемещения трещины с торцевой грани сляба на лицевые поверхности толстолистового проката

Для исследования и описания механизма перемещения трещины с торцевой грани сляба выполнили численное моделирование процесса разбивки ширины при прокатке заготовки из МЛТС категории прочности К60 за пять деформационных проходов. Начальная и конечная толщина раската составляла 260 и 130 мм соответственно. Решение задачи осуществляли методом конечных элементов на основе разработанной модели в *ИПМ₂* [299, 342] (рис. 4.41).

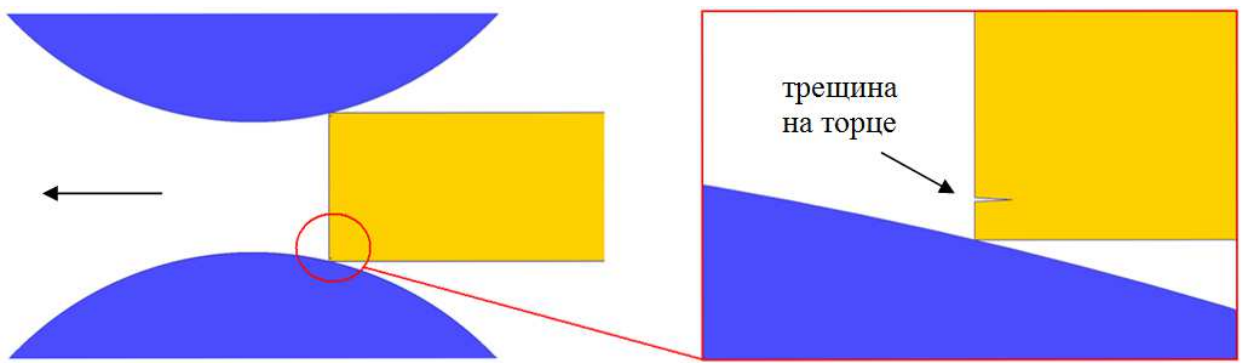


Рис. 4.41. Начальное положение трещины на торце сляба

В том случае, если температурное поле между верхней и нижней поверхностью раската одинаковое, симметричным будет и напряженное состояние [299] (рис. 4.42). При этом трещины могут образовываться на верхней и нижней поверхности ТЛП с одинаковой степенью вероятности.

Результаты исследования представлены на рис. 4.43-4.44. Получено, что при прокатке происходит смещение трещины с торца на нижнюю широкую грань. После прокатки трещина заворачивается от кромки, а её смещение не превышает 20 мм.

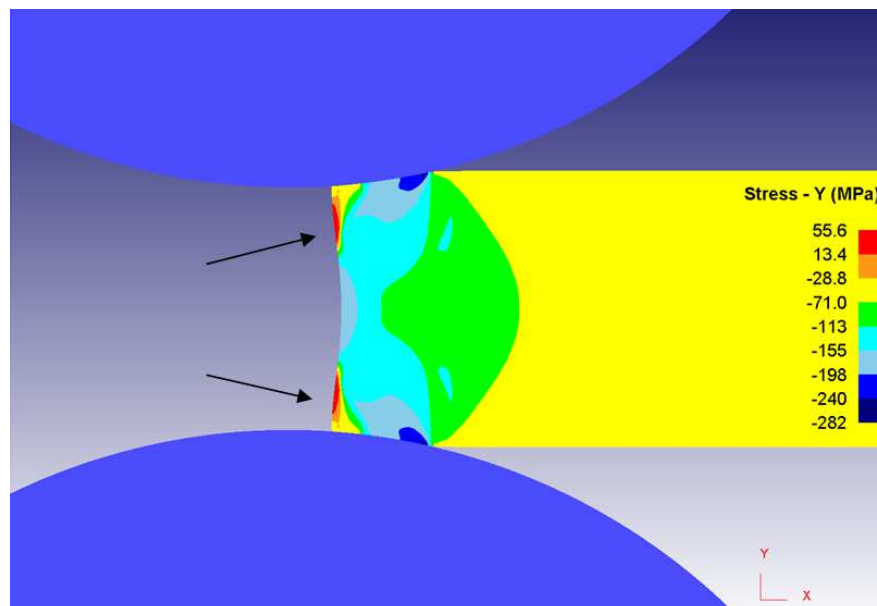


Рис. 4.42. Поле напряжений при заполнении очага деформации (температура нижней и верхней поверхности раската одинаковая)

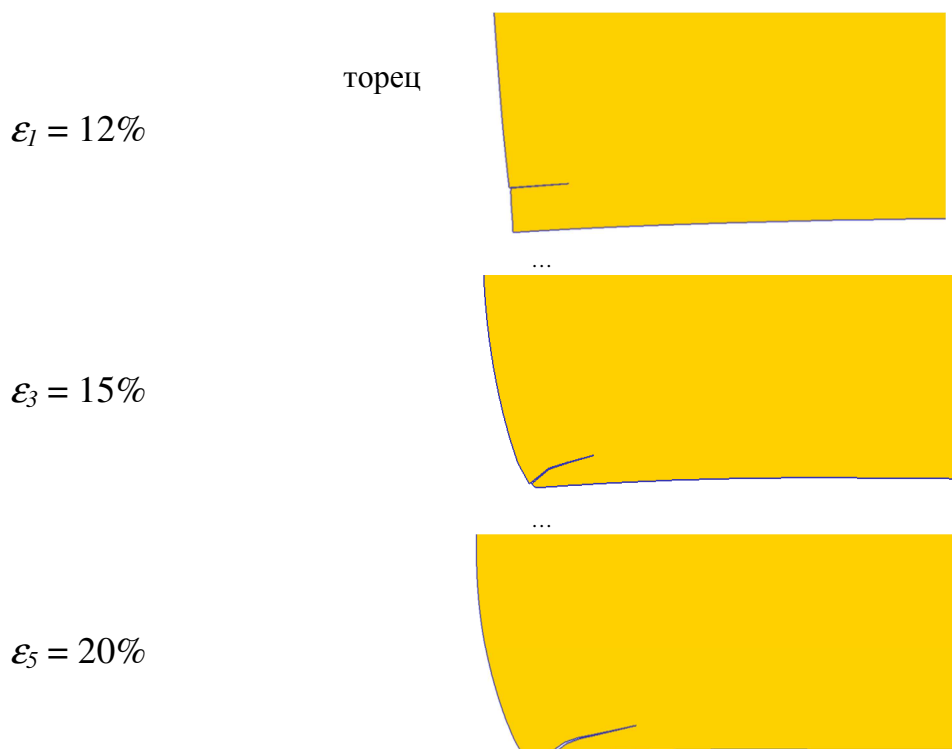


Рис. 4.43. Смещение трещины от кромки (температурное поле симметрично)

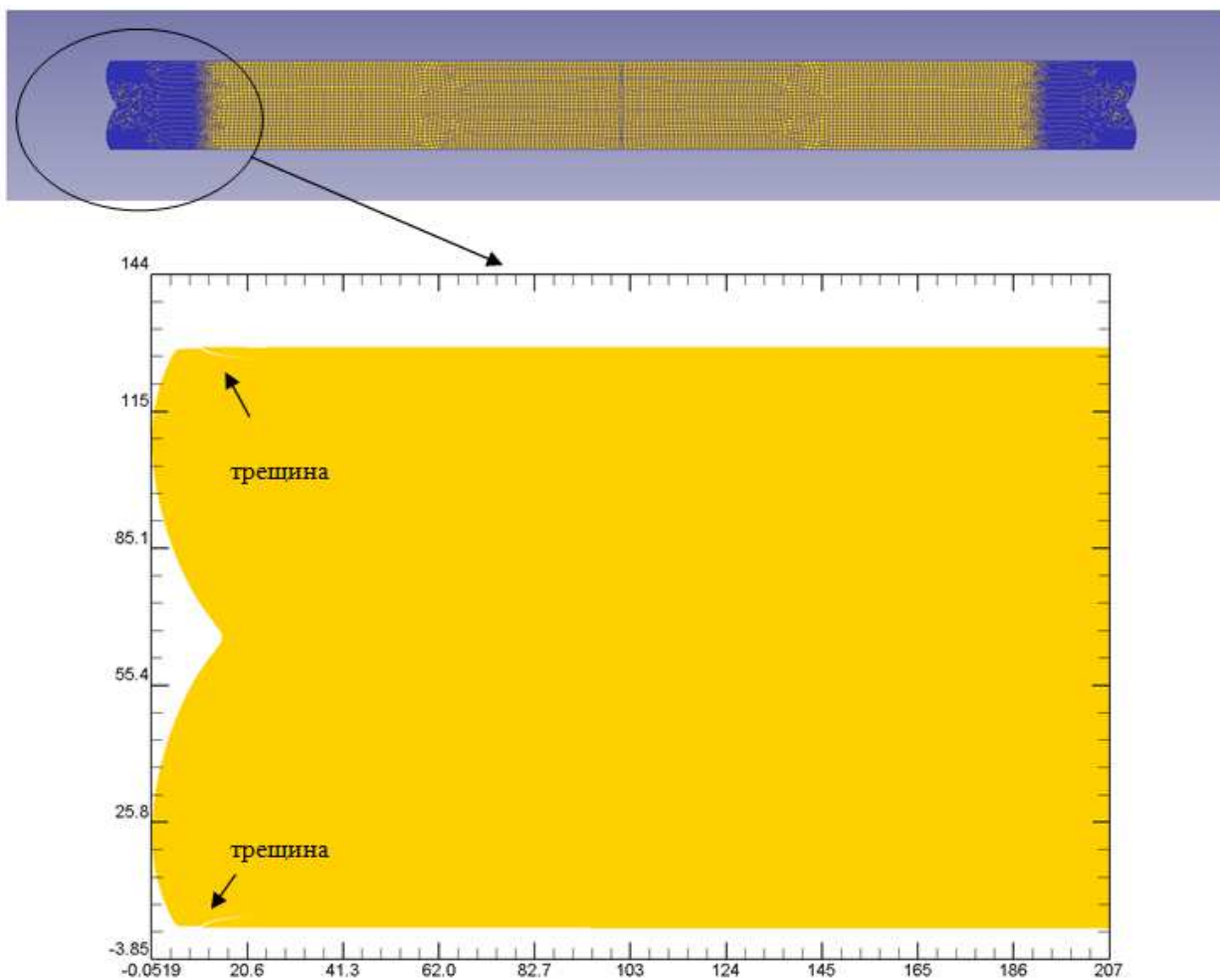


Рис. 4.44. Форма торцевых граней раската после разбивки ширины

Однако на практике в основном реализуется такое состояние процесса прокатки толстого листа, когда температура на верхней и нижней поверхности раската неодинакова. Поэтому интерес представляет моделирование влияния температурной асимметрии на механизм перемещения трещины с торцевой грани сляба [299].

Для этого выполнили численное исследование процесса разбивки ширины при прокатке сляба из МЛТС категории прочности К60 (толщина раската после разбивки 120 мм, нижняя поверхность холоднее верхней на 15-20°C). При этом установлено, что температурный градиент по толщине существенно влияет на величину смещения трещины [342] (рис. 4.45-4.48).

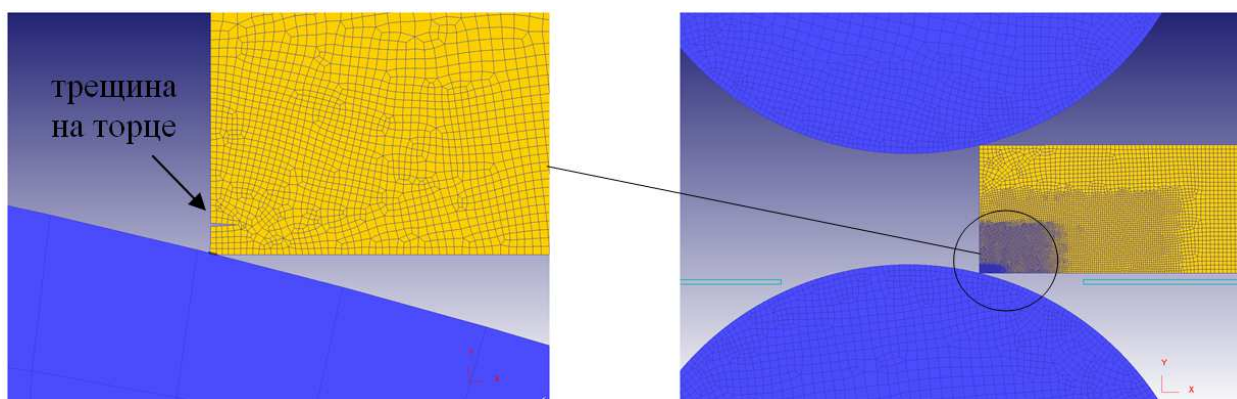


Рис. 4.45. Начальное положение трещины

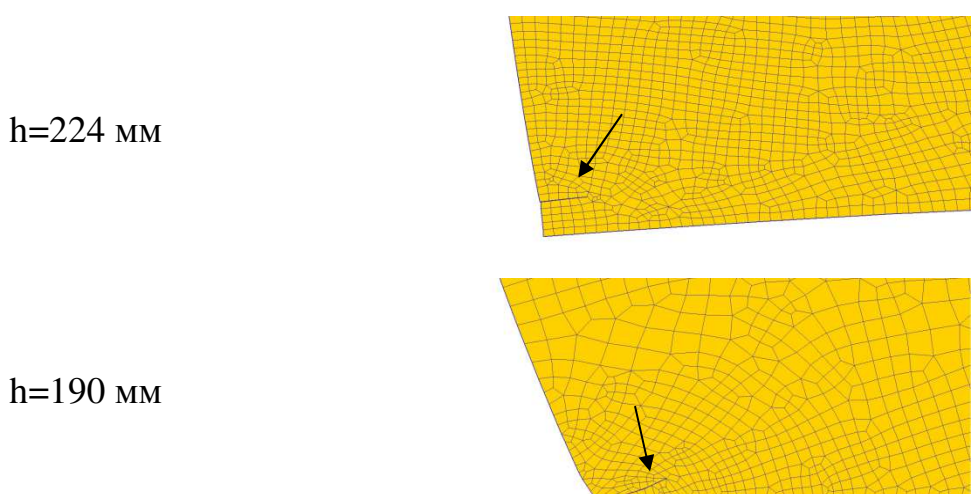


Рис. 4.46. Смещение трещины от кромки (температурное поле несимметрично)

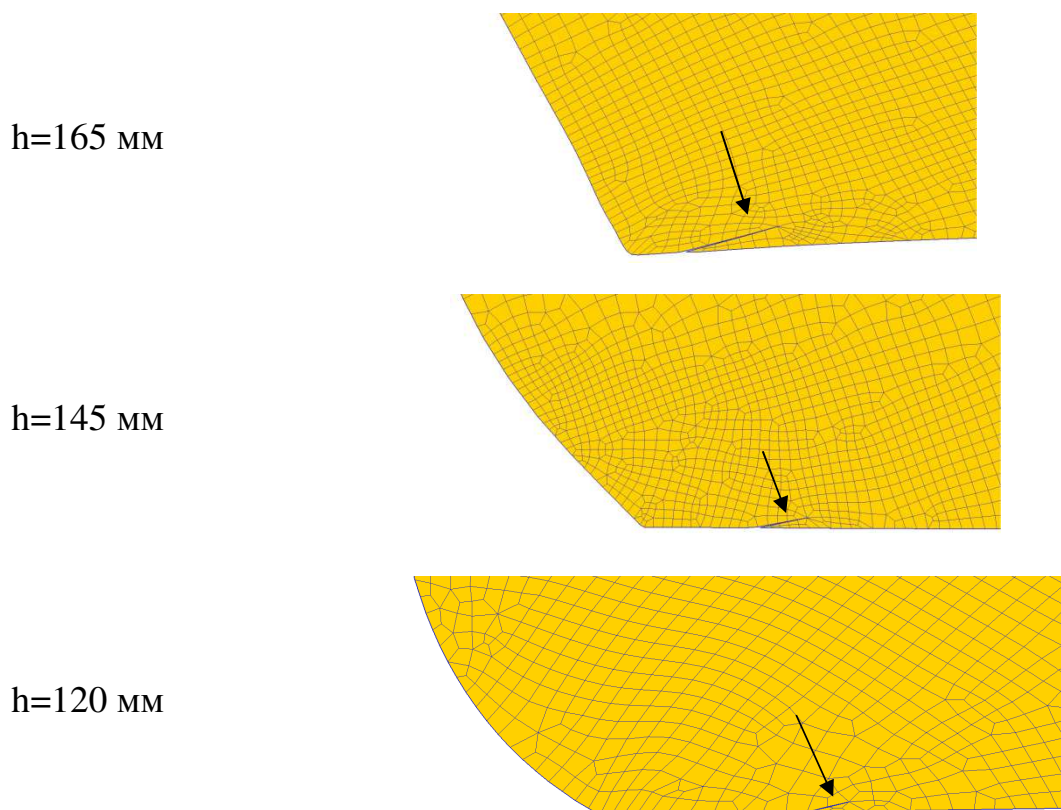


Рис. 4.46. Смещение трещины от кромки (температурное поле несимметрично) (окончание рисунка)

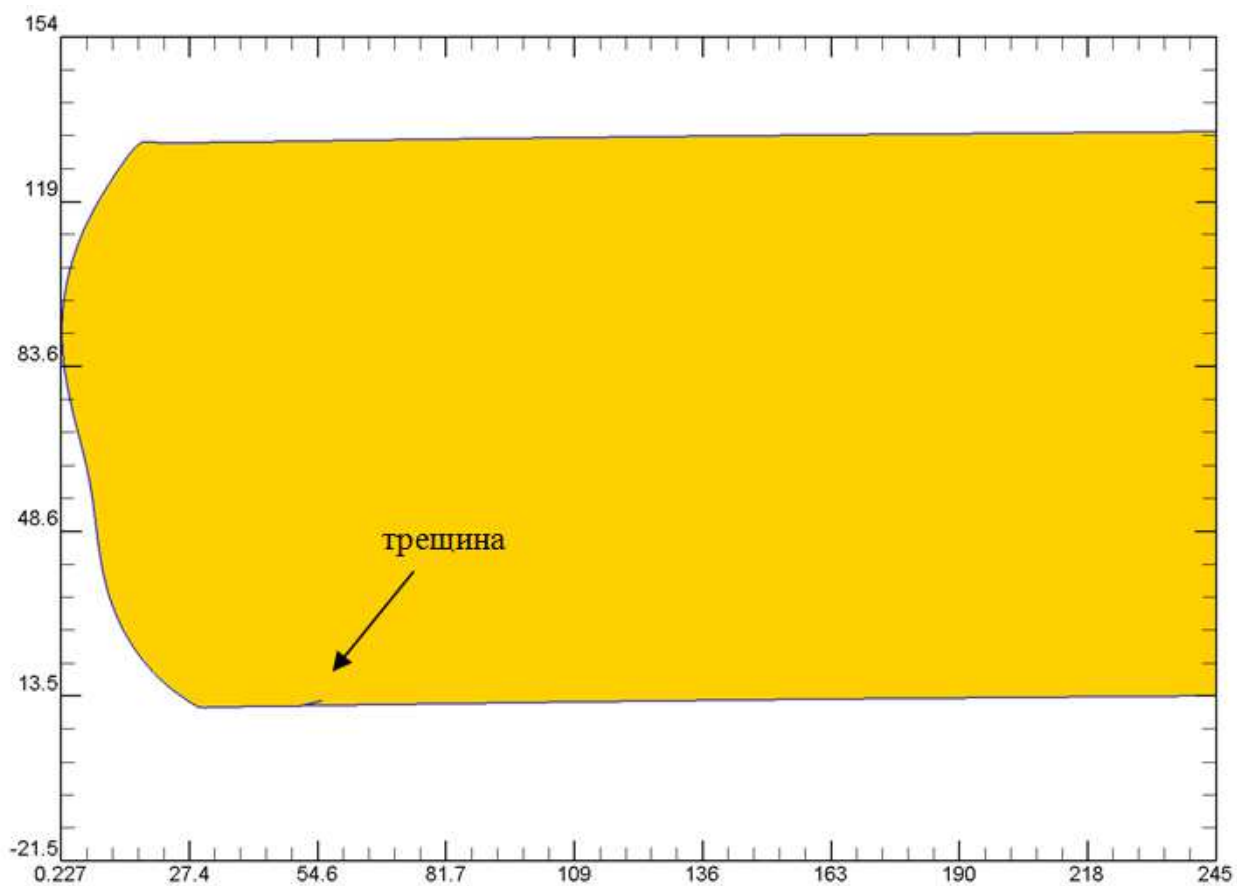


Рис. 4.47. Положение трещины после разбивки ширины (шкала в мм)

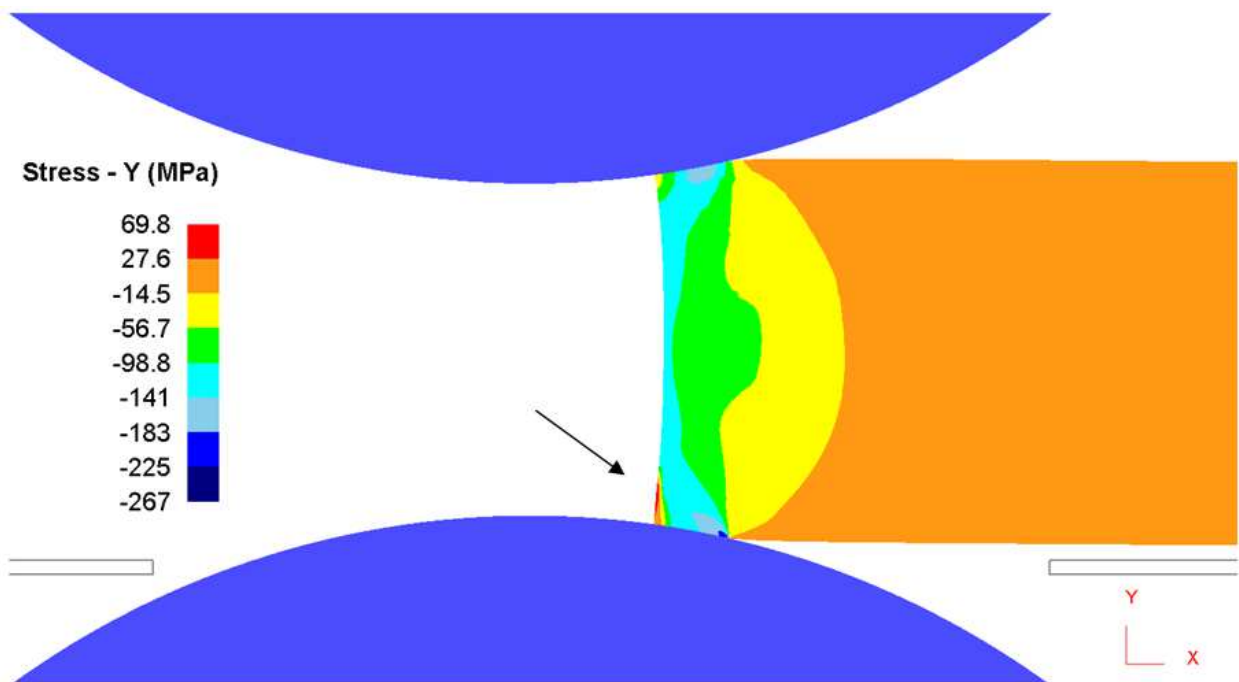


Рис. 4.48. Растягивающие напряжения на торце раската в момент захвата

На рис. 4.49 показано изменение формы переднего и заднего торцов раската в случае прокатки с температурной асимметрией.

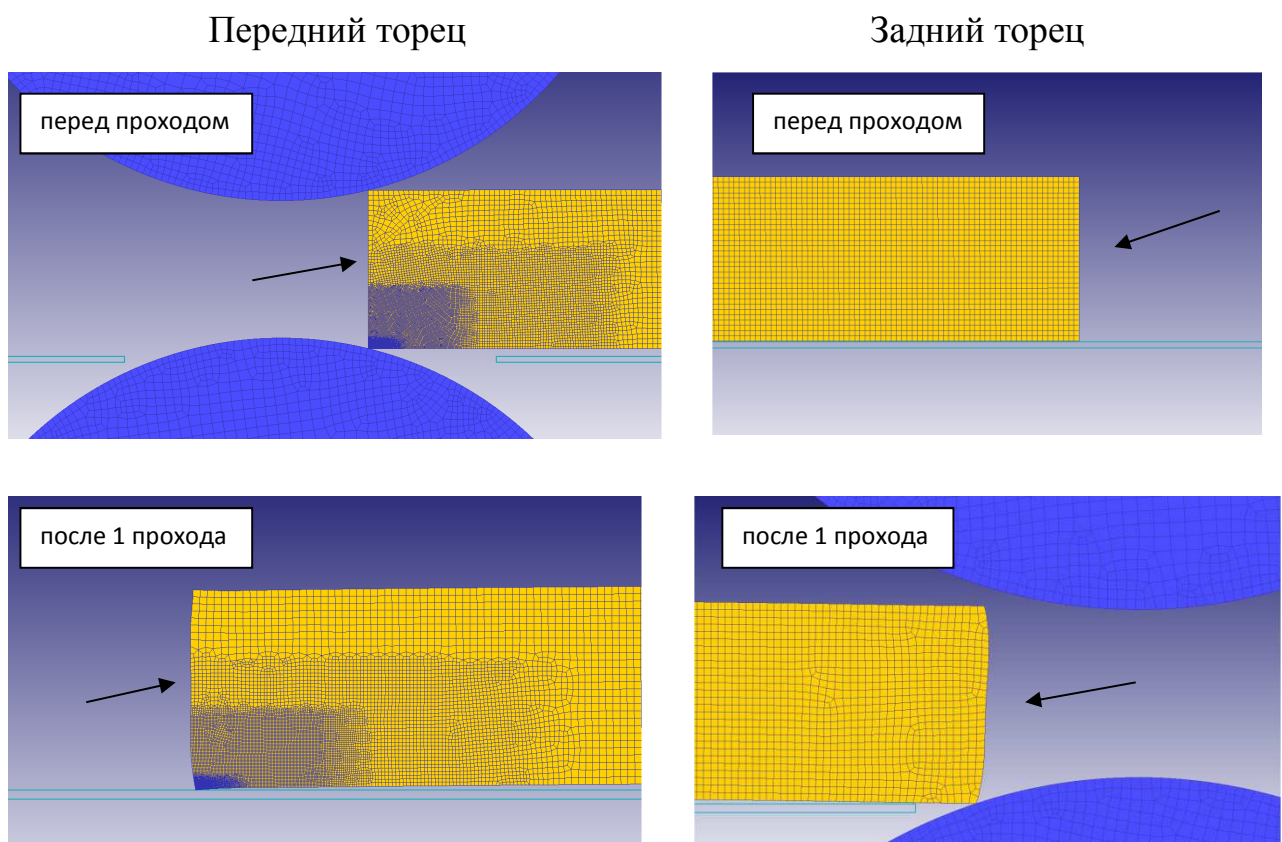


Рис. 4.49. Изменение формы торцевых граней по проходам при разбивке ширины ($h_p = 120$ мм, нижняя поверхность холоднее верхней на 15-20°C)

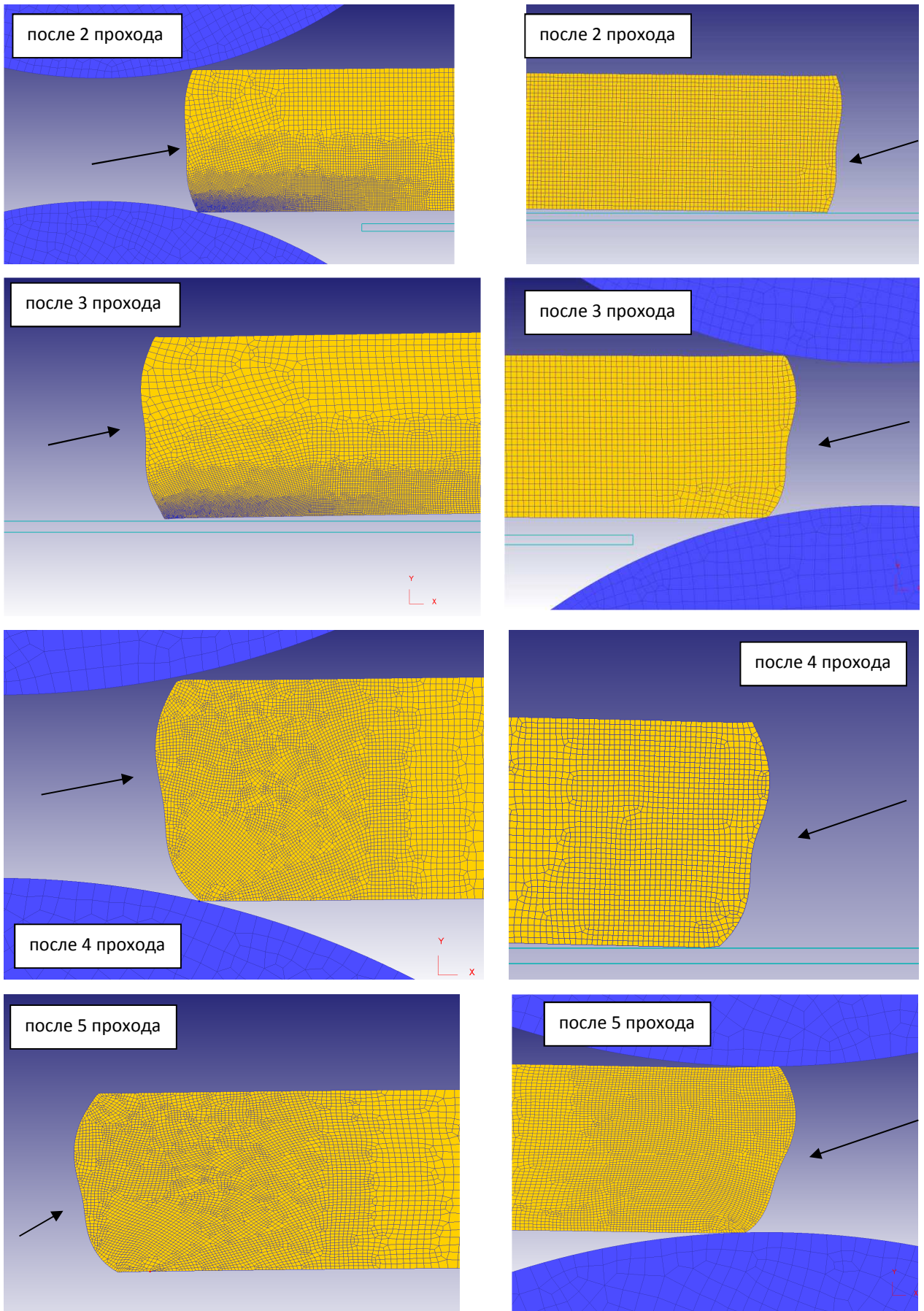


Рис. 4.49. Изменение формы торцевых граней по проходам при разбивке ширины ($h_p = 120$ мм, нижняя поверхность холоднее верхней на $15-20^\circ\text{C}$) (окончание рисунка)

Таким образом, при прокатке сляба с неравномерным температурным полем по сечению характер формоизменения металла в сравнении с симметричным случаем заметно меняется. Вытяжка со стороны более горячей поверхности выше, поэтому при прокатке происходит наклон или «заваливание» торцевых граней к нижней более холодной поверхности. В результате переход металла на нижнюю поверхность раската усиливается, и трещины смещаются на значительное расстояние от кромок.

Поэтому на практике необходимо обеспечивать симметричность температурного поля по толщине сляба. Такие мероприятия позволят осуществить эффективное блокирование и торможение движения трещин от кромок раската, уменьшить величину обрезки, повысить металлосбережение и эффективность работы технологической системы «МЛТС-ТЛП» [309].

4.6. Создание комплекса эффективных системных решений по предотвращению образования и движения прикромочных трещин

4.6.1. Исследование и выбор наиболее эффективных воздействий, блокирующих движение трещин

При анализе смещения трещин от прикромочных областей к середине раската необходимо учитывать условия свободного уширения металла при горячей прокатке (рис. 4.50). Развитие уширения при обжатии обусловлено перемещением частиц металла в поперечном направлении Δb_1 , переходом боковых граней на контактную поверхность с валками Δb_2 и выпуклостью боковых граней Δb_3 вследствие влияния сил трения.

Процесс увеличения ширины прокатываемого листа осуществляется во времени последовательно: вначале происходит смещение части объема в поперечном направлении (ширина b_1). Как только контактные подпирющие силы трения τ достигают критической величины, перемещение объема ме-

талла в поперечном направлении прекращается, и на контактную поверхность переходят частично боковые грани (b_2), одновременно с этим происходит и образование выпуклости боковых граней (b_3).

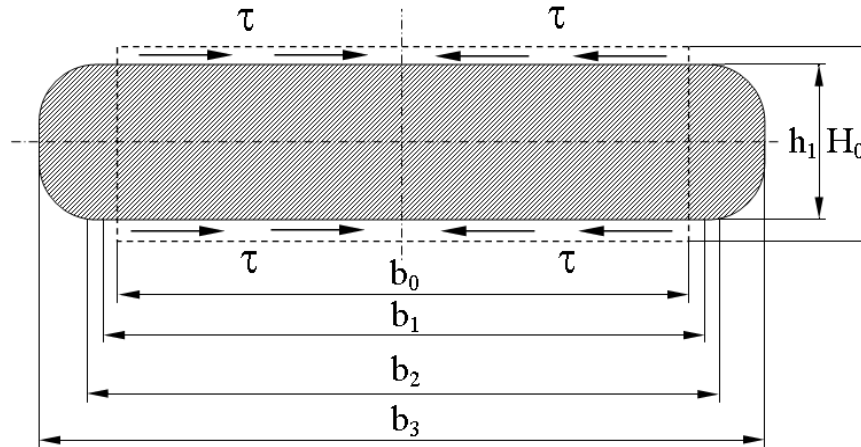


Рис. 4.50. Уширение металла при прокатке

Рассматривая последовательность стадий уширения, можно объяснить смещение поверхностных трещин в направлении середины раската. Если трещины на поверхности сляба расположены у кромки, то вначале они перемещаются и остаются на таком же расстоянии от края (размер раската по ширине достигает величины b_1); далее, когда на контактные поверхности переходит металл с боковых граней (ширина раската b_2), трещины перемещаются дальше от кромок и, наконец, когда боковые грани получают выпуклость, трещины в конечном итоге оказываются расположенными на значительном расстоянии от края.

Таким образом, переход металла с боковых граней сляба на контактные поверхности раската определяет значительное смещение трещин от кромок ТЛП. Эффективным способом его уменьшения является использование калиброванных вертикальных валков [141]. Кроме того, значительное влияние на смещение трещин от кромок листов оказывает схема прокатки – продольная или поперечная. В поперечных проходах, когда боковые грани слябов становятся торцевыми гранями раската (например, при разбивке ширины),

переход металла на поверхности контакта увеличивается в μ_p раз, где μ_p – коэффициент вытяжки при разбивке ширины [342].

Как установлено выше, при равномерном нагревании слябов по толщине переход металла с торцевых граней является одинаковым на нижнюю и верхнюю поверхности раската. Однако на практике температура нижней поверхности слябов меньше верхней, поэтому при прокатке происходит «заваливание» торцевой и боковой грани на нижнюю сторону. В результате дефекты по нижней стороне смещаются на значительное расстояние от кромок (рис. 4.51).

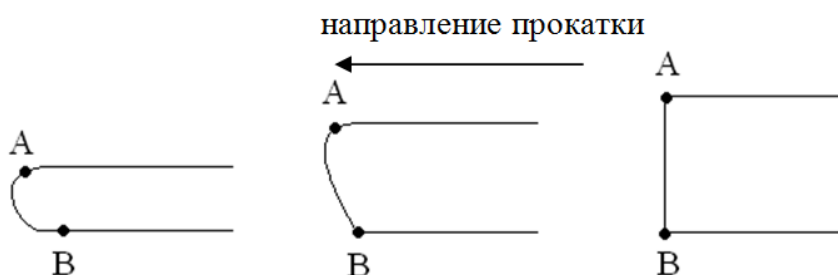


Рис. 4.51. Схема смещения дефектов от кромок раската при наличии температурной асимметрии по толщине раската

На величину смещения трещины от кромок ТЛП влияют следующие факторы [141, 268, 270, 342]:

- параметр формы очага деформации (степень деформации);
- коэффициент вытяжки при первой протяжке;
- коэффициент вытяжки при разбивке ширины;
- неравномерность нагрева сляба по толщине;
- рассогласование скоростей рабочих валков;
- исходная толщина сляба;
- величина бокового обжатия при прокатке в вертикальных валках;
- коэффициент трения на валках.

Чем ниже очаг деформации (больше обжатие), тем существеннее проявляется смещение трещин от кромок раската. Для компенсирующего сдерживания такого смещения в допустимом диапазоне (не более 50 мм) реко-

мендуется вести процесс прокатки так, чтобы параметр формы очага деформации не превышал значения 0,75:

$$\frac{L_d}{H_{cp}} = \frac{\sqrt{R \frac{H\varepsilon}{100} - \left(\frac{H\varepsilon}{200}\right)^2}}{H \left(1 - \frac{\varepsilon}{200}\right)} \leq 0,75. \quad (4.3)$$

Установлена взаимосвязь параметра формы очага деформации L_d/H_{cp} , толщины полосы H и обжатия за проход ε , которую удобнее представить в табличной форме (табл. 4.5).

Табл. 4.5. Взаимосвязь параметра формы очага деформации, толщины полосы и обжатия за проход

Толщина H , мм	Параметр формы очага деформации L_d/H_{cp}										
	Обжатие за проход ε , %										
	8	9	10	11	12	13	14	15	16	17	18
300	0.41	0.44	0.47	0.49	0.52	0.54	0.56	0.59	0.61	0.63	0.65
270	0.44	0.47	0.49	0.52	0.55	0.57	0.60	0.62	0.64	0.67	0.69
250	0.45	0.48	0.51	0.54	0.57	0.59	0.62	0.64	0.67	0.69	0.72
230	0.47	0.51	0.54	0.56	0.59	0.62	0.65	0.67	0.70	0.72	0.75
220	0.48	0.52	0.55	0.58	0.61	0.63	0.66	0.69	0.71	0.74	0.76
200	0.51	0.54	0.57	0.61	0.64	0.66	0.69	0.72	0.75	0.77	0.80
190	0.52	0.56	0.59	0.62	0.65	0.68	0.71	0.74	0.77	0.80	0.82
180	0.54	0.57	0.61	0.64	0.67	0.70	0.73	0.76	0.79	0.82	0.85
170	0.55	0.59	0.62	0.66	0.69	0.72	0.75	0.78	0.81	0.84	0.87
160	0.57	0.61	0.64	0.68	0.71	0.74	0.78	0.81	0.84	0.87	0.90
150	0.59	0.63	0.66	0.70	0.73	0.77	0.80	0.83	0.87	0.90	0.93
140	0.61	0.65	0.69	0.72	0.76	0.80	0.83	0.86	0.90	0.93	0.96
130	0.63	0.67	0.71	0.75	0.79	0.83	0.86	0.90	0.93	0.96	1,00
120	0.66	0.70	0.74	0.78	0.82	0.86	0.90	0.93	0.97	1,00	1,04
110	0.69	0.73	0.78	0.82	0.86	0.90	0.94	0.97	1,01	1,05	1,08
100	0.72	0.77	0.81	0.86	0.90	0.94	0.98	1,02	1,06	1,10	1,14
90	0.76	0.81	0.86	0.90	0.95	0.99	1,04	1,08	1,12	1,16	1,20
80	0.81	0.86	0.91	0.96	1,01	1,05	1,10	1,14	1,19	1,23	1,27
70	0.86	0.92	0.97	1,03	1,08	1,13	1,18	1,22	1,27	1,32	1,36
60	0.93	0.99	1,05	1,11	1,16	1,22	1,27	1,32	1,37	1,42	1,47
50	1.02	1.09	1,15	1,21	1,27	1,33	1,39	1,45	1,50	1,56	1,61

Примечание: Серым цветом выделены допустимые значения параметра формы очага деформации, при которых смещение трещин от кромок не превышает 50 мм

Таким образом, для компенсационного блокирования движения трещин от кромок раската необходимо, чтобы параметр формы очага деформации не превышал значения 0,75. Однако с уменьшением толщины раската данное требование может выполняться лишь в том случае, если будут снижаться относительные обжатия (до величин менее 10%), что отрицательно сказывается на производительности стана (возрастает число проходов) и недопустимо при контролируемой прокатке МЛТС (на черновой стадии должны быть высокие обжатия для измельчения зерна аустенита).

Снижение перехода металла с боковых граней сляба на широкие поверхности раската происходит также с увеличением коэффициента вытяжки при протяжке. Поэтому при производстве ТЛП в условиях, например, стана 5000 ПАО «ММК» первая протяжка перед разбивкой ширины целесообразна не только с точки зрения улучшения формы раскатов, но и для уменьшения перехода дефектов [342, 343]. Вытяжка в поперечных проходах, наоборот, увеличивает такие переходы, при этом смещение трещин от кромок может достигать 80 мм и более. Таким образом, для блокирования движения дефектов необходимо, во-первых, ограничивать коэффициент вытяжки при разбивке ширины до значений 1,2-1,3, а во-вторых, увеличивать соотношение коэффициентов при протяжке и разбивке сверх 0,8. Однако на практике выдерживать такое соотношение довольно сложно, поскольку при производстве ТЛП, как правило, применяют короткие и широкие слябы [342].

Как доказано ранее (п. 4.5), большое влияние на переход металла оказывает неравномерность распределения температуры по сечению сляба. С увеличением температурного градиента переход металла на верхнюю (более горячую) поверхность раската снижается, а на нижнюю (более холодную) – увеличивается. Это объясняется тем, что более нагретые верхние слои сляба при разбивке ширины листа получают большую вытяжку, чем менее нагретые нижние. Из-за этого образуется наклон торцевых граней к нижней поверхности. Чем больше этот наклон, тем больше переход металла на нижнюю поверхность. Таким образом, для компенсационного блокирования

движения трещин от кромок необходимо ограничивать неравномерность нагрева сляба по толщине уровнем не более 20°С [342].

Рассогласование скоростей рабочих валков влияет на формоизменение металла при прокатке: вытяжка металла со стороны ведущего валка увеличивается относительно вытяжки со стороны ведомого валка (при толщине раската более 50 мм). В результате образуется наклон торцевых граней и переход металла на поверхность с меньшей вытяжкой (сторона ведомого валка) увеличивается.

Переход металла с боковых граней сляба на широкие поверхности раската прекращается при толщине полосы 50-60 мм. Чем больше начальная толщина заготовки, тем больше переход и тем значительнее смещение трещин от кромок при прокатке [267]. Поэтому для компенсационного блокирования движения трещин от кромок необходимо уменьшать толщину исходной заготовки, что негативно может отразиться на производительности стана.

Условия трения на контакте с рабочими валками оказывают существенное влияние на переход металла с боковых граней сляба на широкие поверхности раската. С увеличением коэффициента трения переход усиливается. Для компенсационного блокирования движения трещин от кромок необходимо снижать коэффициент трения. Однако управлять условиями трения при горячей толстолистовой прокатке практически невозможно.

Таким образом, можно утверждать, что образование продольных прикромочных трещин происходит при переходе металла с боковых граней сляба на широкие поверхности раската [267]. При этом важно отметить, что уже после выхода сляба из печи температурное поле становится неравномерным (рис. 4.52, а): рёбра сляба имеют самую низкую температуру. Таким образом, сочетание двух факторов (перехода металла с боковой грани и низкой температуры рёбер сляба) приводит к образованию и развитию продольных прикромочных трещин.

Очевидно, что повышение температуры ребровой зоны сляба позволит снизить вероятность образования и развития прикромочных трещин. Этого

можно достичь, например, путем формирования круглых (скошенных) фасок (рис. 4.52, б). При этом температура в этих зонах увеличивается на 60-80°С.

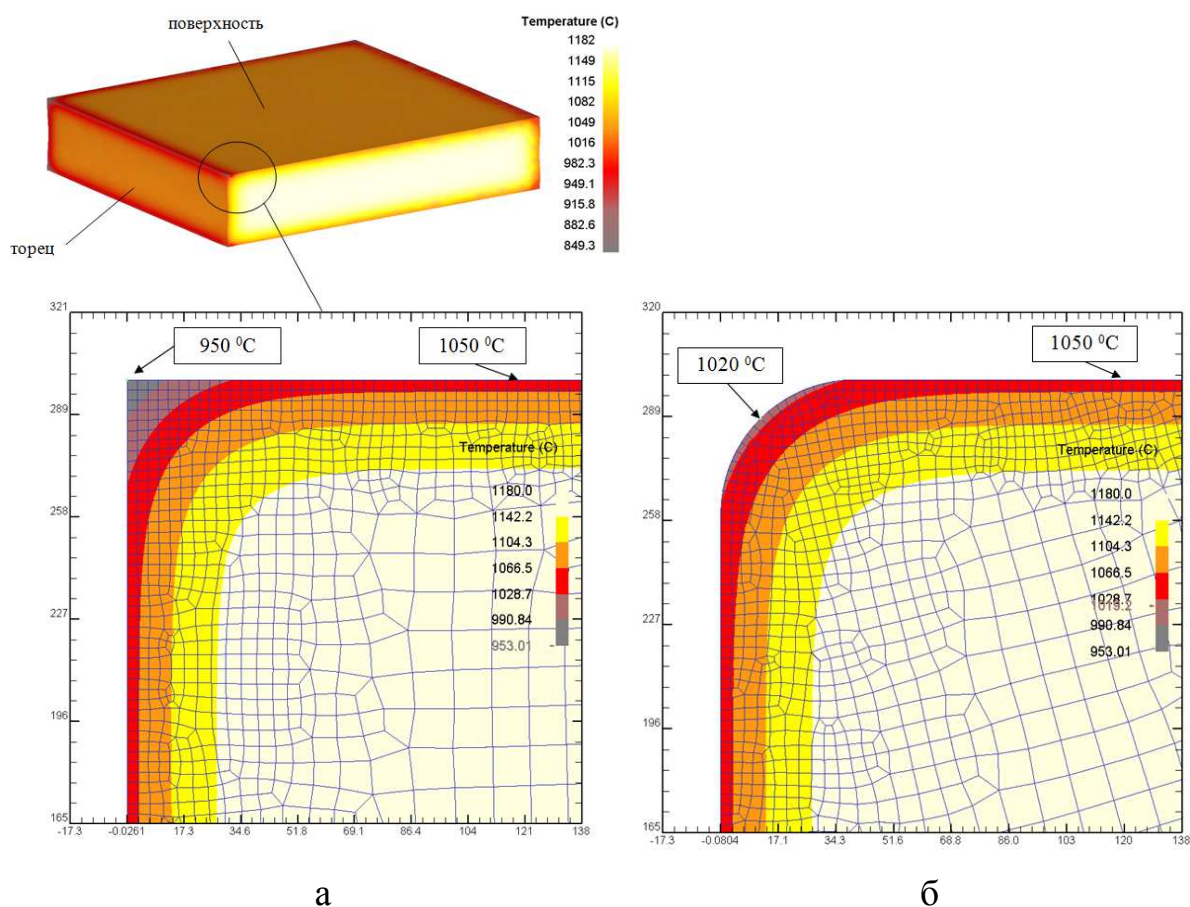


Рис. 4.52. Температурное поле ребровой зоны сляба через минуту после выхода из печи: а – прямоугольное сечение; б – с фаской

На следующем этапе выполнено промышленное опробование и коррекция разработанного комплекса эффективных системных решений для компенсационного торможения перемещения прикромочных трещин при производстве ТЛП из МЛТС.

4.6.2. Опробование и коррекция разработанных воздействий для компенсационного торможения перемещения трещин при производстве ТЛП из микролегированных трубных сталей

Для изучения эффективности компенсационного блокирования движения прикромочных трещин в процессе горячей прокатки был проведён комплекс промышленных испытаний в условиях стана 5000 ПАО «ММК».

По продольной схеме деформации без разбивки ширины (схема 1) прокатано 208 тонн (24 раската) ТЛП размером 14 × 1770 × 44761 мм (серия 1). Режим обжатий на черновой стадии прокатки приведен в табл. 4.6. С целью проверки воспроизводимости достигнутых результатов по такой же схеме было дополнительно прокатано 500 тонн (27 раскатов) ТЛП толщиной 14-32 мм (серия 2).

Табл. 4.6. Режим обжатий при прокатке по продольной схеме

Номер прохода	Толщина, мм	Ширина, мм	Длина, мм	Обжатие, %
0 (сляб)	250,00	1760	2750	-
1	215,16	1834	3192	13,94
2	194,61	1823	3577	9,55
3	173,41	1824	4008	10,89
4	153,06	1826	4535	11,74
5	133,24	1828	5201	12,95
6	114,92	1830	6021	13,75
7	96,71	1832	7141	15,84
8	81,40	1835	8470	15,83

По продольной схеме деформации с двумя протяжками и разбивкой ширины (схема 2) прокатано 73 тонны (5 раскатов) ТЛП размером 27,7×4494×14997 мм из МЛТС класса прочности К65 по ТУ 14-101-805-2011. Режим обжатий на черновой стадии прокатки приведен в табл. 4.7.

Табл. 4.7. Режим обжатий при прокатке по схеме 2

Номер прохода	Толщина, мм	Ширина, мм	Длина, мм	Обжатие, %
0 (сляб)	300,00	2390	2640	-
1	265,77	2432	3043	11,41
2	224,19	2425	3606	15,65
3	197,30	3626	2753	12,01
4	169,89	3628	3194	13,89
5	142,41	3631	3806	16,17

Фактическое местоположение кромочных трещин определяли по результатам визуального осмотра на инспекционном столе (табл. 4.8-4.10).

Табл. 4.8. Результаты осмотра раскатов (прокатка по схеме 1, серия 1)

Результаты осмотра	шт.	%
Всего осмотрено раскатов:	24	100,0
Количество раскатов с прикромочными трещинами на расстоянии до 40 мм от кромки	14	58,3

Табл. 4.9. Результаты осмотра раскатов (схема 1, серия 2)

Результаты осмотра	шт.	%
Всего осмотрено раскатов:	27	100,0
Количество раскатов с прикромочными трещинами на расстоянии до 30 мм от кромки	3	11,1

Табл. 4.10. Результаты осмотра раскатов (схема 2)

Результаты осмотра	шт.	%
Всего осмотрено раскатов:	5	100,0
Количество раскатов с прикромочными трещинами на расстоянии до 80 мм от кромки	5	100,0

По поперечной схеме деформации (схема 3) прокатано 140 тонн (7 раскатов) ТЛП размером 22×3290×29725 мм. Прокатка осуществлялась в одну фазу, режим обжатий которой представлен в табл. 4.11. Фактическое местоположение кромочных трещин указано в табл. 4.12.

Табл. 4.11. Режим обжатий при прокатке по схеме 3

Номер прохода	Толщина, мм	Ширина, мм	Длина, мм	Обжатие, %
0 (сляб)	300,00	3460	2590	-
1*	280,21	3535	2811	5,97
2*	246,10	2841	3997	12,17
3*	225,49	3999	3099	8,38
4	204,52	4000	3415	9,30
5	183,44	4001	3805	10,31
6	162,60	4003	4290	11,36
7	141,75	4005	4917	12,82
8	121,44	4007	5734	14,33
9	101,74	4009	6838	16,22
10	83,71	4012	8303	17,72
11	68,29	4014	10169	18,42
12	55,53	4016	12493	18,69
13	45,15	4017	15351	18,69
14	37,00	4018	18710	18,06
15	30,74	4018	22492	16,91
16	25,85	4017	26702	15,90
17	22,03	4016	31286	14,78

Примечание: * кантовка перед проходом

Табл. 4.12. Результаты осмотра раскатов (схема 3)

Результаты осмотра	шт.	%
Всего осмотрено раскатов:	7	100,0
Количество раскатов с прикромочными трещинами:	7	100,0
в том числе:		
на расстоянии до 40 мм от кромки	2	26
на расстоянии до 50 мм от кромки	5	74

По продольной схеме прокатки с минимальным коэффициентом вытяжки при разбивке ширины (схема 4) прокатано 4860 тонн (456 раскатов) ТЛП размером 15×2350×37760 мм из МЛТС класса прочности К55 по ТУ 14-101-725-2009. Режим обжатий на черновой стадии представлен в табл. 4.13. Суммарная вытяжка при разбивке ширины определялась следующим образом:

$$A = b_{\text{раската}} / B_{\text{сляба}} = 2392 / 2050 = 1,167. \quad (4.4)$$

Табл. 4.13. Режим обжатий при прокатке по схеме 4

Номер прохода	Толщина, мм	Ширина, мм	Длина, мм	Обжатие, %
сляб	250,00	2050	2800	-
1	217,02	2085	3260	12,49
2*	188,18	3318	2383	13,29
3*	164,40	2384	3793	12,64
4	139,11	2387	4476	15,38
5	118,76	2389	5236	14,63
6	99,61	2392	6235	16,12

Примечание: * кантовка перед проходом

Фактическое местоположение кромочных трещин указано в табл. 4.14.

Табл. 4.14. Результаты осмотра раскатов, прокатанных по схеме 4

Результаты осмотра	шт.	%
Всего осмотрено раскатов:	456	100,0
Количество раскатов с прикромочными трещинами:	200	43,9
в том числе:		
на расстоянии до 40 мм от кромки	151	33,1
на расстоянии до 60 мм от кромки	49	10,4

Для оценки эффективности предложенных рекомендаций провели сравнение полученных результатов с данными осмотра поверхности раскатов, прокатанных с более высоким коэффициентом вытяжки при разбивке ширины ($A = 1,786$). Произведено 3735 тонн (174 раската) ТЛП размерами 15,7×4532×38564 мм из МЛТС класса прочности К60 по ТУ 14-101-725-2009. Режим обжатий на черновой стадии прокатки приведен в табл. 4.15.

Табл. 4.15. Режим прокатки с высоким коэффициентом вытяжки при разбивке ширины

Номер прохода	Толщина, мм	Ширина, мм	Длина, мм	Обжатие, %
0 (сляб)	250,00	2580	4350	-
1	234,87	2620	4735	6,05
2*	208,35	4623	2992	11,29
3*	183,23	4625	3400	12,05
4*	158,63	4627	3924	13,43
5*	135,09	4630	4604	14,84
6	116,40	4605	5366	13,83
7	100,09	4606	6236	14,01
8	86,46	4607	7212	13,62

Примечание: * разбивка по ширине

Фактическое местоположение кромочных трещин по результатам визуального осмотра представлено в табл. 4.16.

Табл. 4.16. Результаты осмотра раскатов, прокатанных с высоким коэффициентом вытяжки при разбивке ширины

Результаты осмотра	шт.	%
Всего осмотрено раскатов:	174	100,0
Количество раскатов с прикромочными трещинами:	55	31,6
в том числе:		
на расстоянии до 50 мм от кромки	34	19,5
на расстоянии до 70 мм от кромки	15	8,6

Таким образом, продольная схема прокатки без разбивки ширины (схема 1) для компенсационного блокирования движения трещин от кромок является наиболее эффективной [342]. Максимальная величина смещения дефектов от кромок составляет 30-40 мм. При этом снижается вероятность образования новых прикромочных трещин. Продольная прокатка с двумя протяжками и разбивкой ширины (схема 2) для блокирования движения трещин от кромок является недостаточно эффективной [342]. Поперечная схема

прокатки (схема 3) позволяет уменьшить смещение трещин от кромок на 10 мм. Продольная схема прокатки с минимальным коэффициентом вытяжки (не более 1,2) при разбивке ширины (схема 4) позволяет уменьшить величину смещения трещин от кромок на 10 мм. Данная схема эффективна при прокатке раскатов шириной не более 3200 мм.

Полученные результаты внедрены в виде изменений в технологические инструкции по прокатке МЛТС на стане 5000 ПАО «ММК» [309].

4.6.3. Опробование и коррекция разработанных технологических решений с оценкой полученных результатов

С практической точки зрения в действующих условиях ТЛС 5000 ПАО «ММК» компенсационное блокирование движения трещин от кромок возможно за счет минимизации коэффициента вытяжки при разбивке ширины, а также применения поперечной схемы прокатки [342]. Промышленное опробование предложенных решений показало, что в этом случае смещение трещин от кромок снижается на 10-20 мм.

Для реализации предложенных решений в технологическую инструкцию толстолистого стана 5000 ОАО «ММК» внесён ряд изменений [309].

Во-первых, необходимо соблюдать определённое соотношение ширины сляба к ширине готового раската (перед порезкой) с целью минимизации или исключения операции разбивки по ширине [342]:

$$B_{сл.} = b_{раск.} / A_{разб.}, \quad (4.5)$$

где $B_{сл.}$ – ширина сляба, мм; $b_{раск.}$ – ширина раската до порезки, мм; $A_{разб.}$ – допустимый коэффициент вытяжки при разбивке ширины, находящийся в диапазоне от 1,12 до 1,20.

Если требуемый коэффициент вытяжки при разбивке ширины превышает величину 1,20, то следует выбирать слябы максимальной ширины 2600-2700 мм.

Второе изменение, внесённое в технологическую инструкцию, состоит в том, что при реализации поперечной схемы прокатки ТЛП из МЛТС следует выполнять определённое соотношение исходной длины сляба к ширине готового раската перед порезкой [309]:

$$L_{сл.} = b_{раск.} / A_{прот.} \quad (4.6)$$

где $L_{сл.}$ – исходная длина сляба, мм; $b_{раск.}$ – ширина раската до порезки, мм; $A_{прот.}$ – допустимый коэффициент вытяжки при первой протяжке, находящийся в диапазоне от 1,15 до 1,22.

В-третьих, норма обрезки боковых кромок ТЛП должна быть уменьшена на 20 мм для проката из слябов толщиной 190 мм и на 10 мм – для слябов толщиной 250-300 мм.

С целью опытно-промышленной реализации толстолистовой прокатки с компенсирующим блокированием движения прикромочных трещин были опробованы следующие варианты деформирования слябовой заготовки в условиях стана 5000 ПАО «ММК» [342]:

1. Минимизация или полное исключение операции разбивки по ширине исходных слябов, возможное при соблюдении определённого соотношения между шириной заготовки и раската, а также учётом допустимого коэффициента вытяжки при разбивке ширины

Данная технология была опробована и практически реализована при производстве ТЛП из МЛТС. Величина смещения дефектов от кромок ТЛП при этом была уменьшена на 10-20 мм. По разработанным режимам на стане 5000 ПАО «ММК» было прокатано 99342 тонны ТЛП, что составляет около 10% от годового производства стана [309].

2. Поперечная схема прокатки исходных слэбов с определённым соотношением длины заготовки и ширины раската, а также учётом допустимого коэффициента вытяжки в первых деформационных проходах.

Данная технология была практически реализована в промышленных условиях, что также позволило уменьшить величину смещения дефектов от кромок на 10-20 мм [309]. По разработанным режимам прокатано на стане 5000 ПАО «ММК» 36553 тонны ТЛП, что составляет около 4% от годового производства стана.

Выполнен анализ влияния коэффициента вытяжки при разбивке ширины на величину фактического смещения трещин от кромок раскатов [342] (табл. 4.17, рис. 4.53). При минимальной вытяжке 1,0-1,2 наиболее часто дефекты наблюдались на расстоянии 35-40 мм от кромки ТЛП, а при большей вытяжке (1,21-2,25) трещины удалены от края раската на 55-60 мм.

Табл. 4.17. Количество раскатов с трещинами, прокатанных при различных значениях вытяжки на этапе разбивки ширины

Расстояние от кромки до дефекта, мм	10-20	25-30	35-40	45-50	55-60	65-70	75-80	85-90	95-100
<i>Вытяжка 1,00-1,20 (1929 раскатов, 26748 т)</i>									
Количество раскатов, шт.	42	463	874	248	266	31	5	0	0
Частота, %	2,18	24,00	45,31	12,86	13,79	1,61	0,26	0,00	0,00
<i>Вытяжка 1,21-2,25 (21074 раската, 395736 т)</i>									
Количество раскатов, шт.	100	906	3799	5458	8865	1325	474	76	71
Частота, %	0,47	4,30	18,03	25,90	42,07	6,29	2,25	0,36	0,34
<i>Общий диапазон вытяжки 1,00-2,25 (23003 раската, 422485 т)</i>									
Количество раскатов, шт.	142	1369	4673	5706	9131	1356	479	76	71
Частота, %	0,62	5,95	20,31	24,81	39,69	5,89	2,08	0,33	0,31

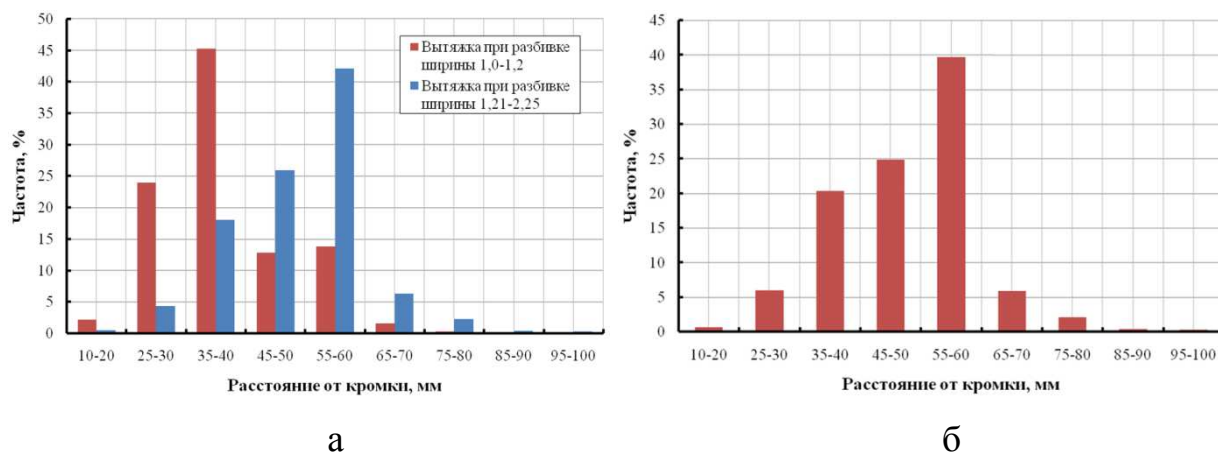


Рис. 4.53. Влияние коэффициента вытяжки при разбивке ширины на смещение трещин от кромок раскатов (а) и общее распределение смещения трещин от кромок раскатов (б)

Таким образом, с применением методологии эффективной технологической компенсации разработаны и внедрены в условиях ПАО «ММК» новые технологические решения по производству ТЛП из непрерывнолитых заготовок МЛТС с поверхностными дефектами (трещинами). При этом в качестве компенсационных воздействий, блокирующих движение трещин от кромок раската, применяли продольную прокатку с коэффициентом вытяжки при разбивке ширины в диапазоне 1,12-1,22 и сниженным параметром формы очага деформации до 0,75, а также схему поперечной прокатки [309, 344] (прил. 6). Это позволило получить экономический эффект, составляющий более 40 млн рублей.

Выводы по главе 4

1. Построен алгоритм применения методологии эффективной технологической компенсации, позволяющий осуществить анализ и совершенствование технологической системы «МЛТС-ТЛП» при решении задачи по созданию эффективных системных решений, предотвращающих образование и развитие прикромочных трещин толстолистого проката из МЛТС.

2. Разработан принцип эффективной технологической компенсации в интеллектуально-производственных модулях технологической системы «МЛТС-ТЛП», устанавливающий, что наличие поверхностных дефектов (прикромочных трещин) на непрерывнолитых слябах из МЛТС наиболее целесообразно компенсировать режимами деформации металла на черновой и чистовой стадиях контролируемой прокатки (минимизацией коэффициента вытяжки при разбивке ширины с уменьшением параметра формы очага деформации) в модулях производства ТЛП.

3. Построена модель трансформации поверхностных трещин (продольных, поперечных и угловых) непрерывнолитых слябов МЛТС в дефекты ТЛП. Отличием этой модели является не только учёт фактора формы очага деформации, но и перемещения металла на лицевые поверхности раската вследствие температурной асимметрии заготовки и раската.

4. Исследована трансформация поверхностных трещин непрерывнолитых слябов (продольных и поперечных, осевых и кромочных, боковых и ребровых) в дефекты ТЛП с учётом их перемещения на лицевые поверхности раската под влиянием температурной асимметрии заготовки.

5. Разработаны и внедрены в условиях ПАО «ММК» новые технологические решения по производству ТЛП из непрерывнолитых заготовок МЛТС с поверхностными дефектами (трещинами). При этом реализован принцип металлосбережения, основанный на уменьшении норм обрезки боковых кромок на 20 мм. Блокирование движения трещин от кромок раската осуществлялось компенсирующими воздействиями – заданием определённого значения коэффициента вытяжки (1,12-1,22) при разбивке ширины, снижением параметра формы очага деформации до 0,75 и применением схемы поперечной прокатки (патент РФ № 2490080).

6. Экономический эффект от внедрения новых технологических решений, предотвращающих образование и развитие прикромочных трещин толстолистового проката из МЛТС, в условиях действующего промышленного производства составил более 40 млн рублей.

Глава 5. МИНИМИЗАЦИЯ НЕГАТИВНОГО ПРОЯВЛЕНИЯ SKI-ЭФФЕКТА ПРИ КОНТРОЛИРУЕМОЙ ПРОКАТКЕ МИКРОЛЕГИРОВАННЫХ ТРУБНЫХ СТАЛЕЙ

5.1. Алгоритм применения методологии эффективной технологической компенсации для решений по минимизации негативного проявления ski-эффекта при толстолистовой прокатке МЛТС

Как было показано в предыдущих главах, применение методологии эффективной технологической компенсации позволяет успешно решать задачи материало-, металло- и энергосбережения при производстве ТЛП из экономнолегированных трубных сталей с высоким комплексом механических свойств и сниженной нормой обрезки. При этом принцип компенсации направлен на предотвращение возможного понижения уровня свойств металлопродукции при реализации ресурсосберегающих мероприятий [309, 346].

Одной из таких проблем являются высокие потери металла в брак и несоответствующую продукцию по причине нарушения температурных режимов деформационно-термической обработки ТЛП из МЛТС [270, 303-306, 341, 347]. Такие нарушения происходят при застреваниях металла и кратковременных остановках технологических линий, вызванных повышенной подгибкой ТЛП и формированием ski-эффекта на переднем участке прокатываемого металла [302-306, 346-347]. Для повышения эффективности процессов и системы в целом необходима разработка компенсационных решений, снижающих такие потери. Это возможно на основе применения принципа эффективной технологической компенсации для решения задачи металлосбережения в подсистеме производства ТЛП [284, 309, 346-348].

В рассматриваемой подсистеме существенное влияние на формирование требуемой макрогеометрии листа оказывают факторы асимметрии – температурный, кинематический, фрикционный и т.д. [269, 284, 306, 309, 348-349]. Учёт их влияния при разработке и совершенствовании технологических процессов представляет собой сложную научно-техническую проблему, ре-

шение которой позволит получать ТЛП и ТБД с требуемым комплексом свойств [284, 306, 309, 348].

Для решения поставленной задачи был применён разработанный методологический подход. Сформирована интеллектуально-производственная иерархия технологической системы «МЛТС-ТЛП», позволившая осуществить анализ и синтез металлосберегающих технологий с разработкой возможного компенсационного воздействия на систему. Это обеспечило снижение перевода ТЛП из МЛТС в несоответствующую продукцию и брак из-за вынужденных остановок процесса вследствие неконтролируемой подгибки переднего участка раската [284, 305-306, 309, 346-348] (рис. 5.1).

Анализ возможностей металлосбережения в подсистеме производства ТЛП показал, что существенная экономия металла в случае стабилизации макрогеометрии может быть достигнута при правке и резке ТЛП. При этом эффективные компенсационные и регулирующие воздействия возможно осуществить на стадиях черновой и чистовой прокатки сляба [346-347].

Рассмотрим взаимодействие интеллектуально-производственных модулей в построенной иерархической структуре технологической системы «МЛТС-ТЛП» (рис. 5.2). В ней подсистемы производства микролегированных трубных сталей и ТЛП представлены в виде модулей $ИПМ_1''$ и $ИПМ_3''$, оказывающих влияние на технологическую систему «МЛТС-ТЛП» посредством комплексных сигналов w_1 и w_3 . Интеллектуально-производственные модули первого этажа указанных подсистем на схеме не отображены, поскольку при решении задачи металлосбережения, осуществляемой за счёт предотвращения потерь металла вследствие повышенного ски-эффекта на переднем участке ТЛП из МЛТС, было принято допущение о ключевой значимости второй подсистемы ($ИПМ_2$) при анализе процессов и синтезе новых технологических решений [284, 309, 347-348].

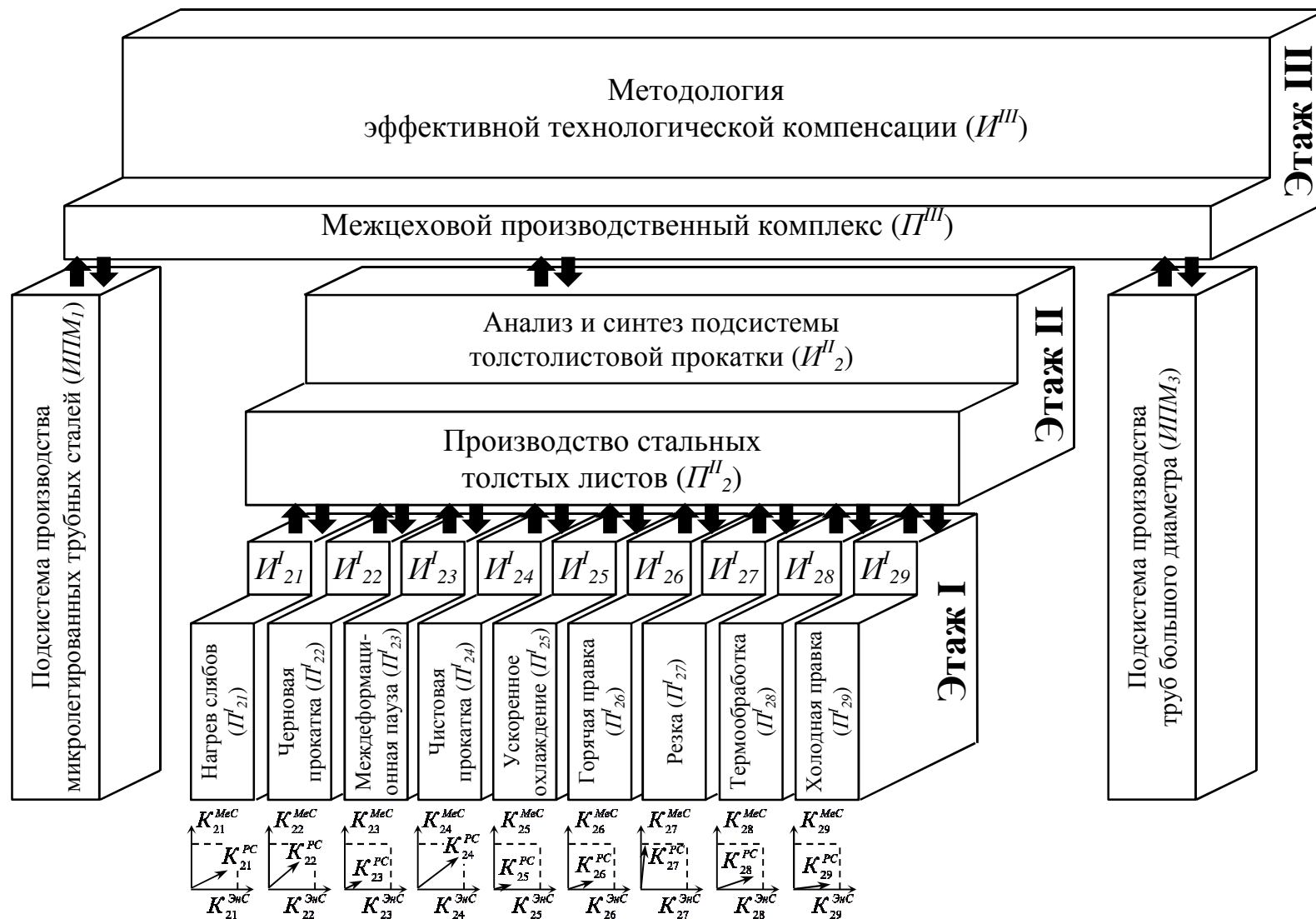


Рис. 5.1. Иерархическая схема технологической системы «МЛТС-ТЛП» для решения задачи минимизации негативного проявления ski-эффекта, стабилизации макрогеометрии ТЛП и снижения потерь металла

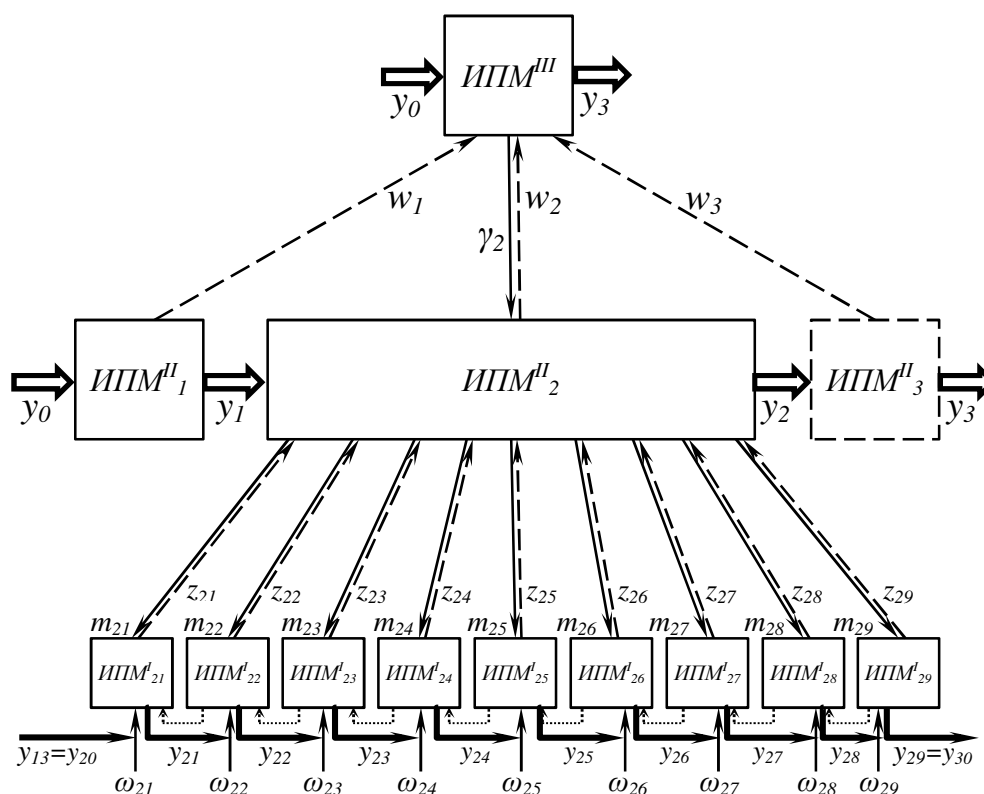


Рис. 5.2. Взаимодействие интеллектуально-производственных модулей в системе «МЛТС-ТЛП» при решении задачи минимизации негативного проявления ski-эффекта, стабилизации макрогеометрии ТЛП и снижения потерь металла

Алгоритмизация методологического подхода позволила структурировать и формализовать процедуры анализа и синтеза технологической системы «МЛТС-ТЛП». Так, при её анализе для решения сформулированной проблемы большое значение имеет исследование процессов нагрева и прокатки слябовой заготовки, охлаждения, правки и резки ТЛП в аспекте выявления ключевых механизмов и особенностей металлосбережения [284, 304-306, 309, 347-348] (рис. 5.3). Для этого были задействованы аналитические инструменты интеллектуальной составляющей $ИСМ_2^{II-1}$, входящей в интеллектуально-производственный модуль $ИПМ_2^{II}$ подсистемы производства ТЛП. С помощью этого модуля анализировали информационные потоки $z_{21}-z_{29}$ [284, 309, 347-348].

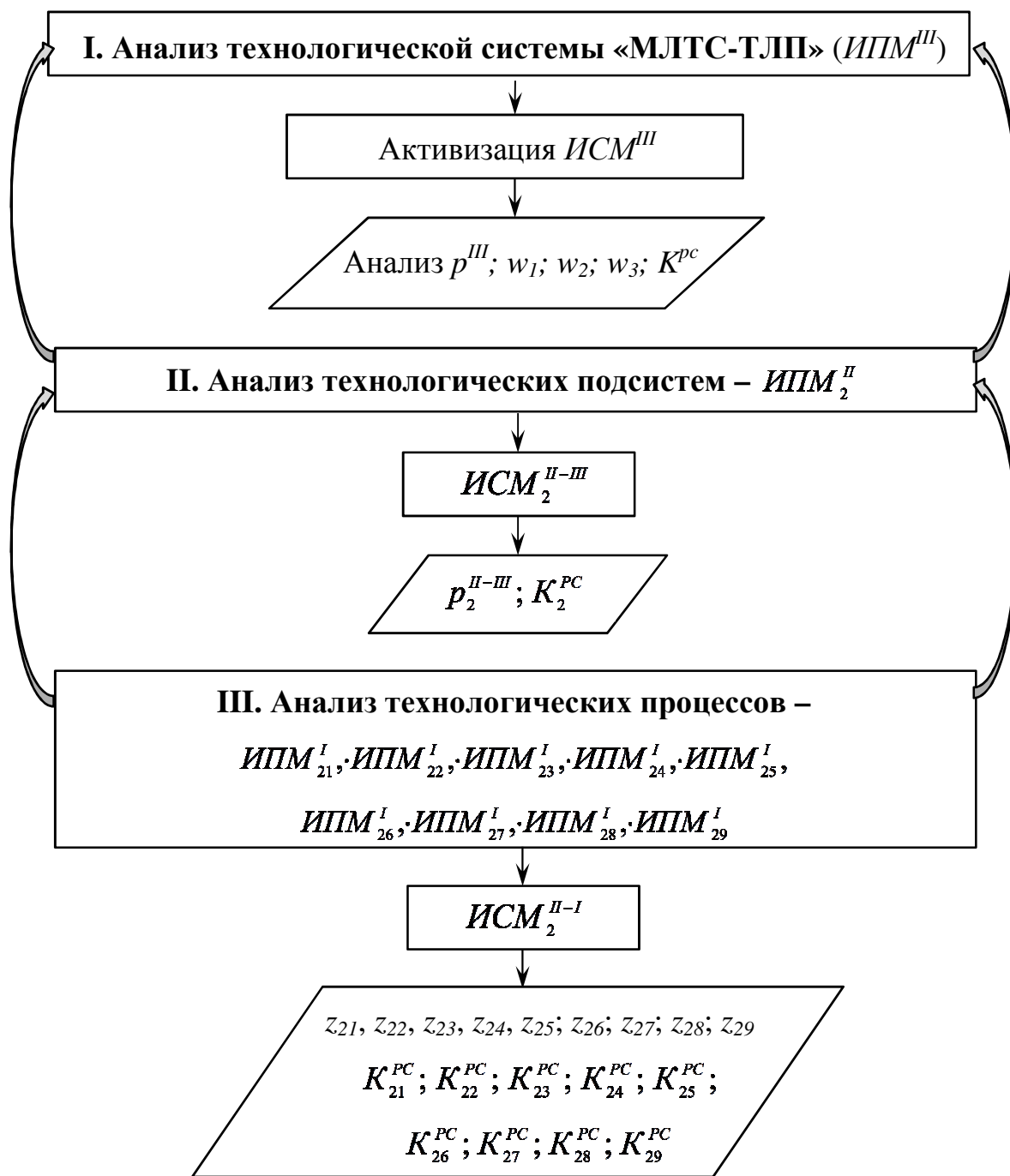


Рис. 5.3. Алгоритм анализа технологической системы «МЛТС-ТЛП» при решении задачи минимизации негативного проявления ski-эффекта, стабилизации макрогеометрии ТЛП и снижения потерь металла

На основании анализа информационных потоков $z_{21} - z_{29}$, описывающих операции листопрокатного комплекса, оценивалась их технологическая значимость при решении проблемы повышенного ski-эффекта ТЛП и задачи поиска эффективных способов компенсационного воздействия при наличии

температурного градиента металла по сечению. Это оказалось возможным на основе новых решений по снижению изгиба переднего участка ТЛП, сгенерированных на основе применения пакета моделей, наполняющих интеллектуальную составляющую $ИСМ_2^{II-I}$ [304-306, 309, 346, 350].

Выполненный анализ с использованием инструментария $ИСМ^{III}$, $ИСМ_2^{II-III}$, $ИСМ_2^{II-I}$ и $ИСМ_{2i}^I$ послужил основой для разработки новых технологических решений с использованием методологии эффективной технологической компенсации [284, 306, 309, 346-348, 350] (рис. 5.4). Согласно предложенному алгоритму, синтез таких решений осуществлялся на всех уровнях построенной иерархии с разработкой координирующих, управляющих сигналов и функциональных воздействий на процессы и подсистемы с использованием интеллектуальных составляющих $ИПМ_2$. С практической точки зрения особую важность составляла разработка управляющих воздействий на процессы $m_{21} - m_{29}$ листопрокатной технологической подсистемы и соответствующих им локальных функциональных воздействий на процессы $f_{21} - f_{29}$, преобразуемых с помощью моделей интеллектуальных модулей $ИСМ_{21}^I - ИСМ_{29}^I$ [284, 309, 347-348].

Как показано ниже, применение разработанной методологии позволило в промышленных условиях реализовать производство ТЛП из МЛТС с управляемой подгибкой переднего участка раската и минимизацией негативного проявления ski-эффекта. При этом возможное понижение уровня свойств ТЛП компенсировалось определёнными режимами обработки на черновой и чистовой стадиях контролируемой прокатки. Внедрение данных решений в условиях ТЛС 5000 позволило получить ТЛП с заданным комплексом механических свойств, отвечающим всем требованиям трубопрокатных заводов к качеству штрипсовой заготовки [302-303, 305-306, 309, 346, 348].

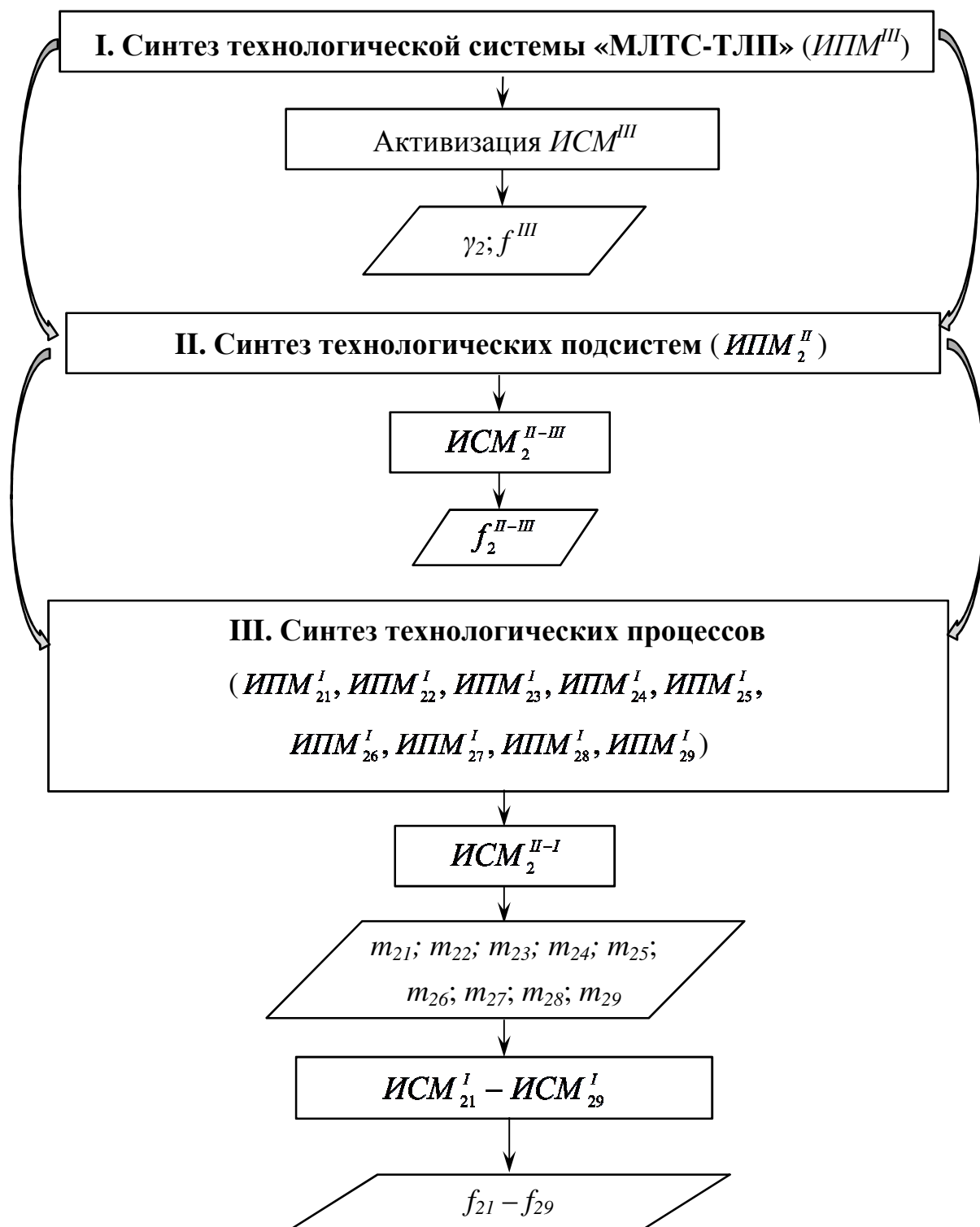


Рис. 5.4. Алгоритм синтеза технологической системы «МЛТС-ТЛП» при решении задачи минимизации негативного проявления ski-эффекта, стабилизации макрогеометрии ТЛП и снижения потерь металла

На первом этапе выполнен анализ характера вертикального изгиба переднего участка ТЛП из МЛТС с точки зрения решения задачи минимизации негативного проявления ski-эффекта и снижения потерь металла в системе.

5.2. Вертикальный изгиб переднего участка ТЛП и причины его возникновения при горячей прокатке

При толстолистовой прокатке часто наблюдается вертикальный изгиб переднего участка раската (рис. 5.5, а), который может возникать при деформации в валках, вращающихся с разными или с одинаковыми окружными скоростями. Повышенный изгиб (ski-эффект, рис. 5.5, б) приводит к «забуриванию» ТЛП в роликах рольганга или машины предварительной правки и, следовательно, вынужденным остановкам стана. Для уменьшения кривизны переднего участка листа применяют фактор кинематической асимметрии – рассогласование скоростей рабочих валков [269, 304-306, 343].



Рис. 5.5. Вертикальный изгиб переднего участка ТЛП (а) и форма раската при повышенных значениях кривизны (б)

В качестве основных причин вертикального изгиба переднего участка ТЛП в процессе горячей прокатки можно выделить следующие [284, 268, 305-306, 309, 347-348]:

- температурная асимметрия по высоте очага деформации;
- рассогласование скоростей рабочих валков;
- неравенство диаметров рабочих валков;
- фрикционная асимметрия (неравенство условий трения на контакте с верхним и нижним рабочим валком);

- геометрический фактор (несоответствие уровня рольганга и линии прокатки) (рис. 5.6).

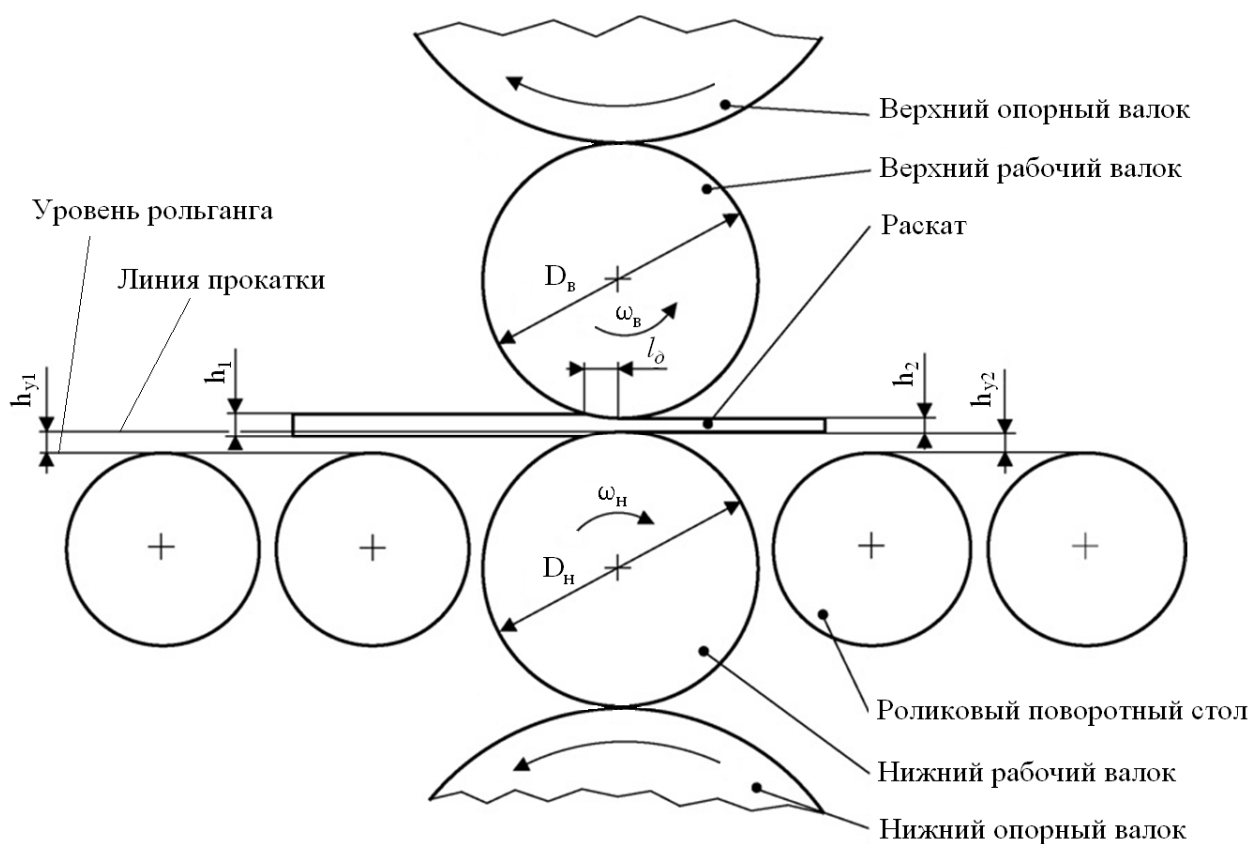


Рис. 5.6. несоответствие уровня рольганга и линии прокатки

Направление изгиба переднего участка ТЛП, как правило, зависит от величины и соотношения факторов асимметрии и может быть как верхним, так и нижним [269] (рис. 5.7, а). Изгиб характеризуется кривизной ρ и радиусом R (рис. 5.7, б), причём положительное значение кривизны ρ означает изгиб листа вверх, а отрицательное – вниз.

Анализ обозначенных факторов показал, что при наличии температурного градиента по толщине раската изгиб всегда происходит в направлении более холодной поверхности, что объясняется снижением вытяжки металла в захлажденных областях. Если при прокатке применяются валки разного диаметра, то изгиб направлен в сторону меньшего валка. В случае неравенства условий трения на контакте с верхним и нижним рабочим валком изгиб по-

лосы происходит в сторону валка, на контакте с которым трение больше [304-306, 347].

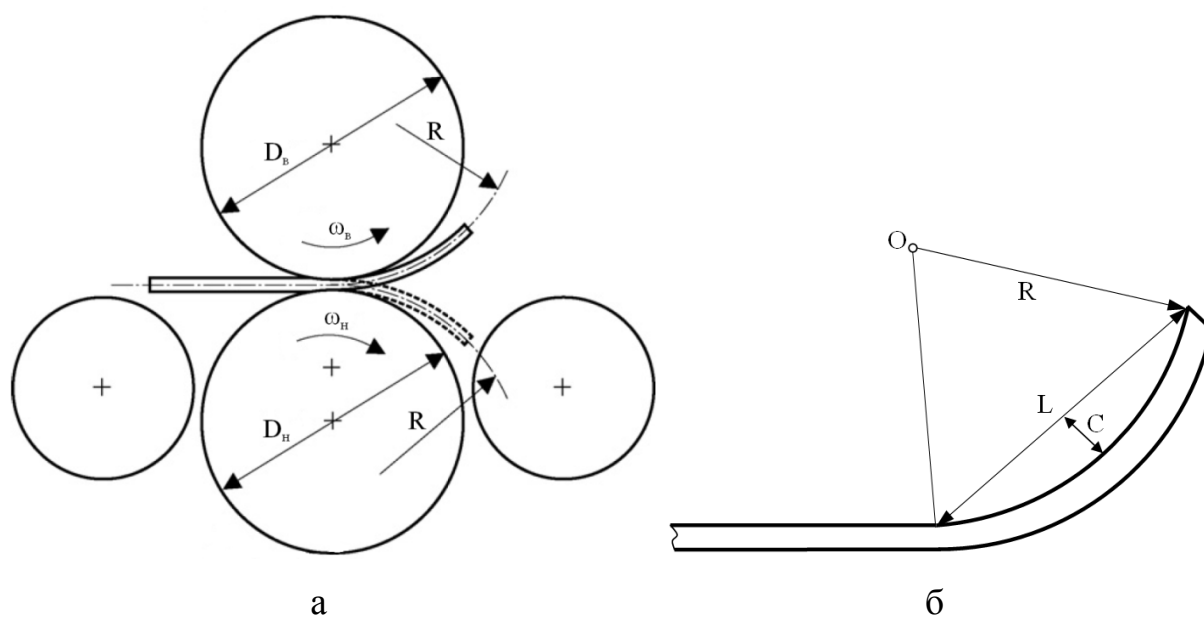


Рис. 5.7. Характер формоизменения переднего участка ТЛП при прокатке (а) и схема определения его радиуса кривизны (б)

Установлено, что рассогласование скоростей рабочих валков при толстолистовой прокатке на характер формоизменения переднего участка ТЛП влияет неоднозначно – изгиб может происходить как в сторону валка, вращающегося с меньшей скоростью, так и в сторону более быстрого валка. Если толщина раската большая, то его изгиб при любых обжатиях происходит в сторону валка, вращающегося с меньшей скоростью. Аналогичным образом ведёт себя и раскат относительно небольшой толщины при малых обжатиях. Однако при высоких обжатиях направление изгиба переднего участка ТЛП меняется на противоположное. Кроме того, при одновременном влиянии нескольких факторов асимметрии существует нейтральная точка, в которой не происходит вертикального изгиба переднего участка ТЛП даже в случае прокатки с рассогласованием скоростей рабочих валков [269, 304-306] (рис. 5.8).

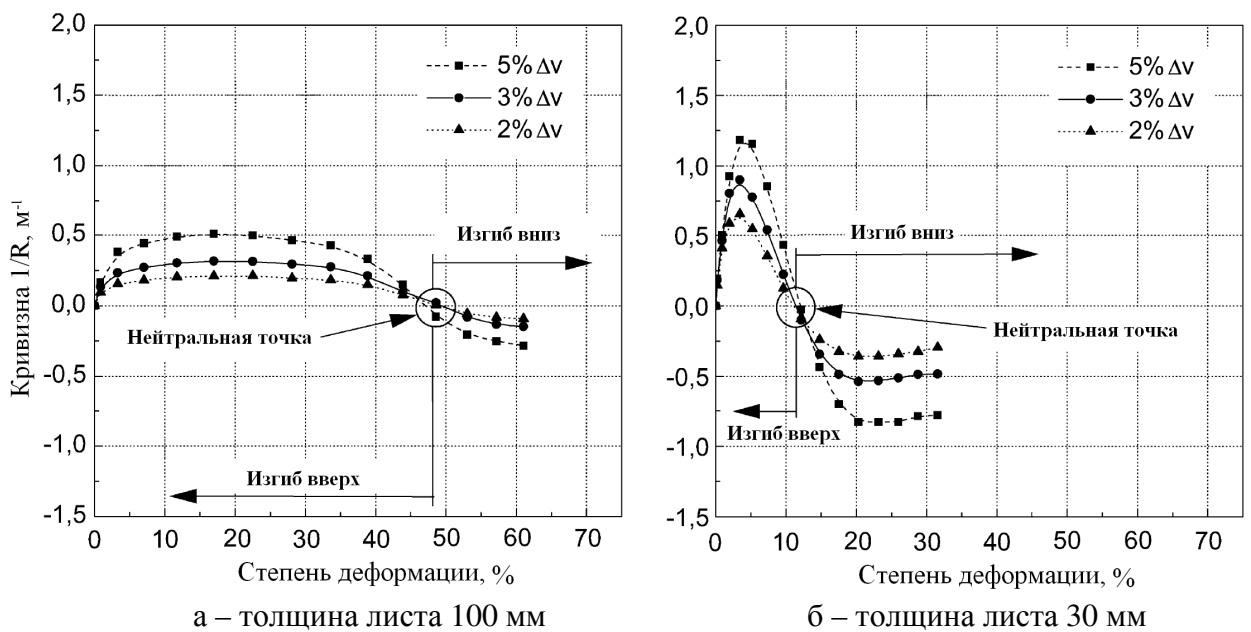


Рис. 5.8. Влияние степени деформации и толщины листа на кривизну и направление изгиба при прокатке с рассогласованием скоростей рабочих валков (скорость нижнего валка больше скорости верхнего)

В случае несоответствия уровня рольганга и линии прокатки передний конец раската входит в очаг деформации не прямо, а под углом, что является дополнительным фактором асимметрии и приводит к изгибу ТЛП. Направление и кривизна изгиба зависят от толщины полосы, температуры и степени обжатия за проход, а также от величины указанного несоответствия. Например, на стане 5000 ПАО «ММК» отклонение уровня рольганга от линии прокатки составляет 40-64 мм.

Для описания и исследования ski-эффекта при толстолистовой прокатке МЛТС разработан и адаптирован соответствующий математический аппарат – конечно-элементная математическая модель описания напряженно-деформированного состояния металла с учётом решения температурной задачи [306, 309, 348].

5.3. Разработка и адаптация математической модели и алгоритма для описания и исследования процесса производства ТЛШ с вертикальным изгибом переднего участка листа

Для описания и исследования напряжённо-деформированного состояния металла в процессе асимметричной толстолистовой прокатки использовали конечно-элементную математическую модель, адаптированную к условиям стана 5000 ПАО «ММК». Адаптация данной модели заключалась в научно обоснованной формулировке граничных и начальных условий решаемой задачи, а также в принятии определённых допущений моделируемого процесса [304-306, 284, 309, 348].

В качестве граничных условий задавались [304-305]:

- 1) граничные поверхности инструмента;
- 2) поверхности деформируемого материала, взаимодействующие с окружающей средой;
- 3) закон трения на контакте с рабочим инструментом;
- 4) реологическая модель деформируемого материала.

В качестве начальных условий моделирования задавались следующие параметры [304-305]:

- диаметры и угловые скорости вращения рабочих валков;
- кривая текучести материала сляба в виде $\sigma_s = \sigma_s(\varepsilon, \dot{\varepsilon}, T)$;
- температура нагрева сляба в печи;
- начальные размеры сляба (толщина H_0 и длина L_0);
- показатель трения m на контакте с рабочими валками;
- степень деформации за проход;
- время междеформационной паузы;
- температура окружающей среды;
- коэффициент теплопроводности, теплоемкости и черноты материала сляба;

- коэффициент теплопроводности, теплоемкости и черноты материала рабочих валков;
- коэффициент конвекции при теплообмене с окружающей средой;
- коэффициент деформационного разогрева;
- размеры и количество конечных элементов.

При моделировании процесса толстолистовой прокатки принимались следующие допущения [284, 304-305, 309, 348]:

- 1) деформированное состояние металла – плоское;
- 2) деформируемая среда – вязкопластическая;
- 3) валки несжимаемые;
- 4) напряжения трения пропорциональны пределу текучести на сдвиг.

В результате решения задачи определялись следующие величины [304-305]:

- температурное поле по длине и толщине листа после каждого деформационного прохода;
- длина переднего (заднего) участка листа, имеющая температурный градиент по толщине;
- величина вертикального отклонения переднего (заднего) участка листа от уровня рольганга.

Решение задачи описания НДС при исследовании процесса асимметричной толстолистовой прокатки в каждом случае проводилось в соответствии с алгоритмом [284, 309, 348] (рис. 5.9).

Рассмотрим приложение модели к анализу причин подгибки переднего и заднего участка ТЛП при прокатке МЛТС категории прочности К60 на толстолистовом стане 5000. Начальные условия для моделирования и деформационный режим представлены соответственно в табл. 5.1-5.2 [302-306, 346-347].

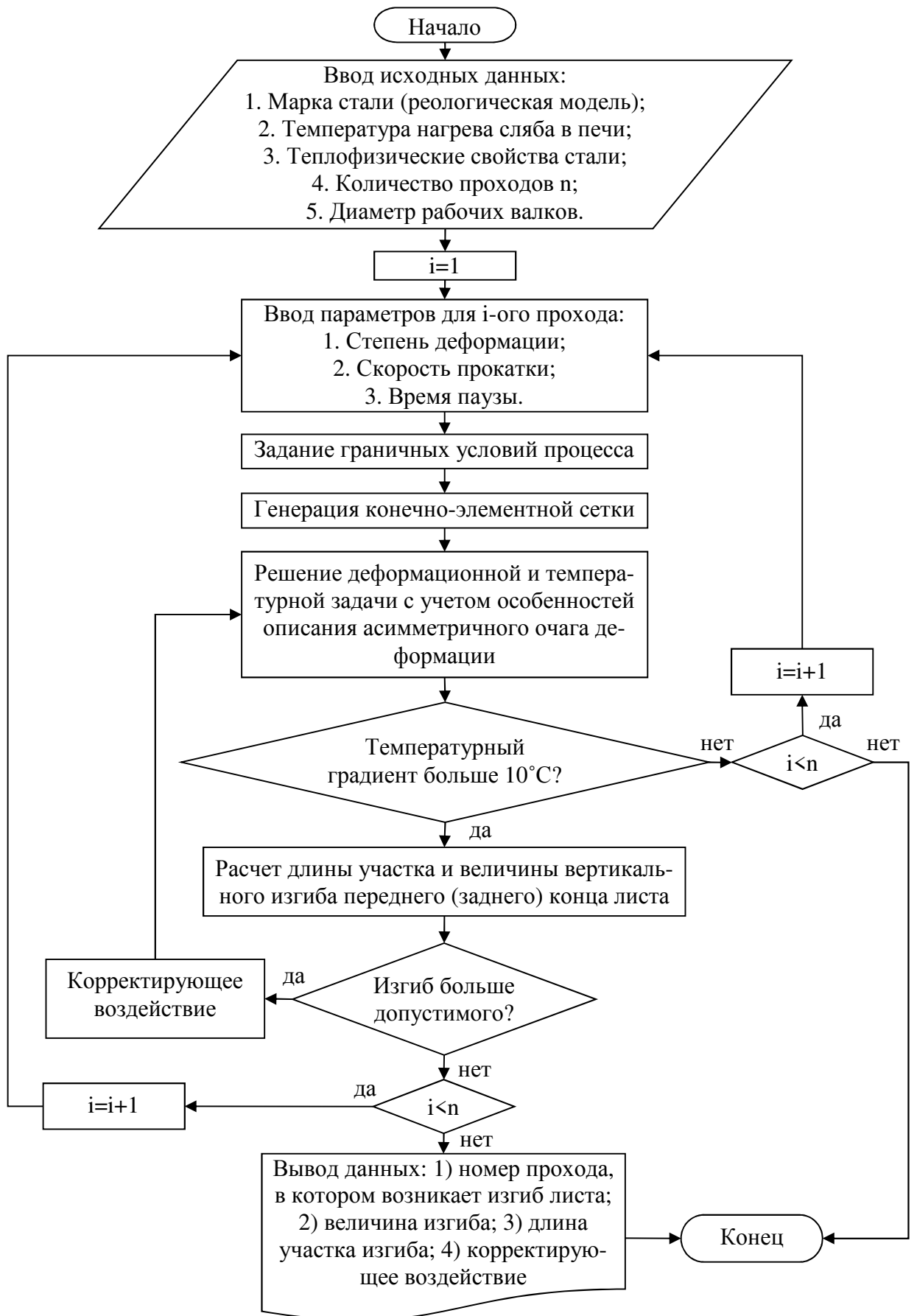


Рис. 5.9. Блок-схема алгоритма моделирования процесса асимметричной толстолистовой прокатки

Табл. 5.1. Исходные данные для математического моделирования

№ п/п	Параметр	Значение
1	Марка стали (реологическая модель)	К60
2	Начальная толщина сляба, мм	300
3	Температура нагрева сляба в печи, °С	1190
4	Конечная толщина листа, мм	15,7
5	Диаметр рабочих валков, мм	1200
6	Показатель трения на контакте с рабочими валками	0,9
9	Коэффициент теплопроводности стали К60, Вт/(м·К)	25-37
10	Коэффициент теплоёмкости стали К60, кДж/(кг·К)	0,46
11	Коэффициент черноты стали К60	0,8
12	Коэффициент теплопроводности материала рабочих валков, Вт/(м·К)	49,43
13	Коэффициент теплоёмкости материала рабочих валков, кДж/(кг·К)	0,458
14	Коэффициент черноты материала рабочих валков	0,75
15	Температура окружающей среды, °С	20
16	Коэффициент конвекции, Вт/(м ² ·К)	5-25
17	Коэффициент деформационного разогрева, Вт/(м ² ·К)	11,0
18	Количество конечных элементов	15000
19	Минимальный размер конечного элемента, мм×мм	1,0×1,0

На основе выполненных математических расчётов по определению напряженно-деформированного состояния металла при прокатке с учётом решения температурной задачи установлено, что в последних 3-4 чистовых проходах на переднем и заднем участках ТЛП длиной 500-1500 мм формируется температурный градиент по толщине листа величиной до 40°С (рис. 5.10-5.12).

В процессе толстолистовой прокатки заготовки из МЛТС категории прочности К60 наличие температурного градиента по толщине раската приводит к вертикальному изгибу концов на величину до 150 мм [284, 303-305, 309, 346, 348] (рис. 5.13).

Табл. 5.2. Моделируемый режим толстолистовой прокатки заготовки из МЛТС класса прочности К60

Черновые проходы:

Номер прохода	<i>R1</i>	<i>R2</i>	<i>R3</i>	<i>R4</i>	<i>R5</i>	<i>R6</i>	<i>R7</i>	<i>R8</i>	<i>R9</i>	<i>R10</i>	<i>R11</i>	<i>R12</i>
Степень деформации, %	11,0	9,3	10,2	11,2	12,1	12,9	12,9	14,4	16,9	16,9	0,0	0,0
Толщина раската, мм	266,9	242,1	217,5	193,2	169,8	147,9	128,8	110,3	91,7	76,2	76,2	76,2
Ширина раската, мм	2532	4233	4235	4237	4239	4241	4584	4586	4589	4591	4590	4588
Длина раската, мм	4094	2836	3151	3510	3956	4500	4691	5440	6522	7847	7847	7847
Скорость прокатки, м/с	1,60	2,50	2,45	2,50	2,43	2,50	2,43	2,50	2,39	3,40	3,40	3,40
Время пауз, с	89,00	23,00	9,34	9,34	9,34	9,34	23,00	9,34	9,34	9,34	9,34	9,34
Машинное время, с	2,33	1,64	1,16	1,26	1,44	1,58	1,85	1,88	2,28	1,92	2,31	2,31

Чистовые проходы:

Номер прохода	<i>F1</i>	<i>F2</i>	<i>F3</i>	<i>F4</i>	<i>F5</i>	<i>F6</i>	<i>F7</i>	<i>F8</i>	<i>F9</i>	<i>F10</i>	<i>F11</i>	<i>F12</i>	<i>F13</i>	<i>F14</i>	<i>F15</i>
Степень деформации, %	12,2	11,4	11,5	11,5	11,5	11,2	10,8	10,4	9,9	9,4	8,9	8,3	7,6	7,1	6,7
Толщина раската, мм	66,9	59,3	52,5	46,5	41,1	36,5	32,6	29,2	26,3	23,9	21,7	19,9	18,5	17,1	15,7
Ширина раската, мм	4569	4570	4571	4573	4575	4577	4579	4581	4582	4582	4582	4581	4580	4578	4577
Длина раската, мм	8788	9912	11261	12697	14302	16170	18130	20236	22459	24887	27430	29961	32384	35010	37622
Скорость прокатки, м/с	3,8	4,1	4,3	4,6	4,8	5,3	5,8	6,2	6,5	6,9	7,1	7,3	7,3	7,3	7,3
Время пауз, с	407,00	6,36	6,36	6,36	6,36	6,36	6,36	6,36	6,36	6,36	6,36	6,36	6,36	6,36	6,36
Машинное время, с	2,07	2,14	2,31	2,45	2,65	2,70	2,79	2,92	3,11	3,25	3,51	3,76	4,10	4,44	4,80

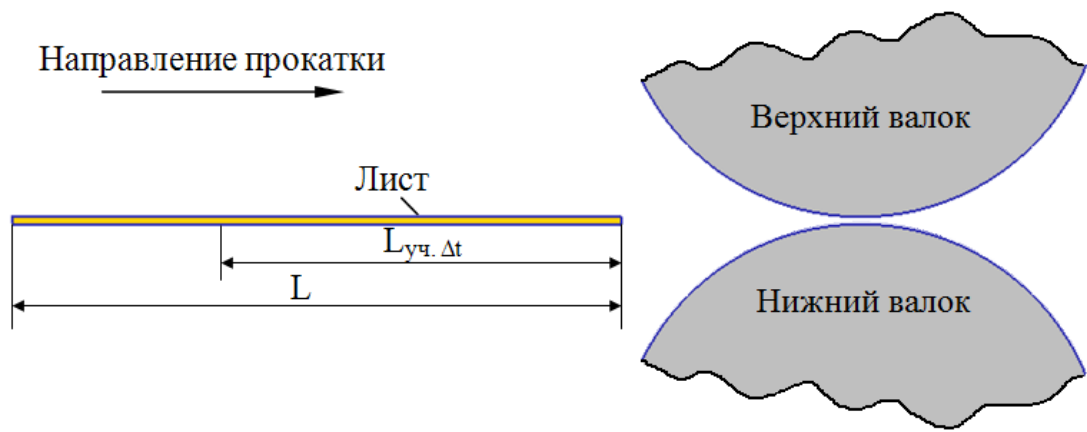


Рис. 5.10. Начальная геометрия раската перед чистовым проходом F14

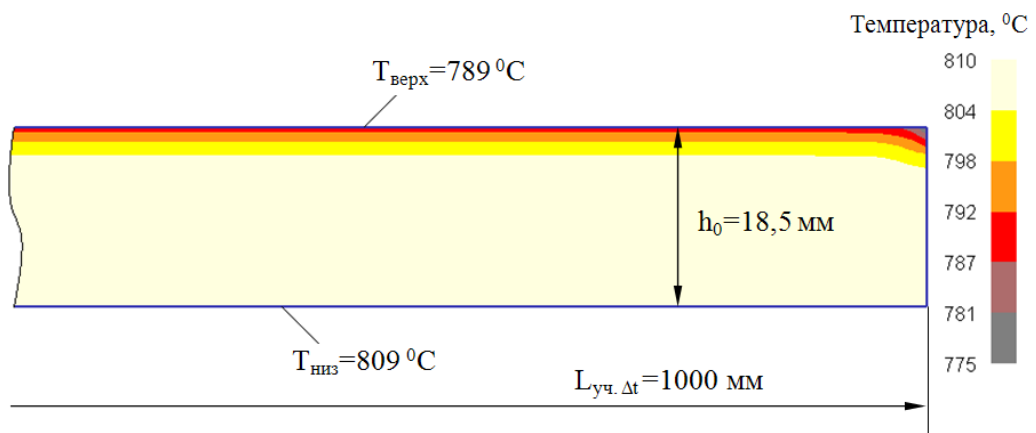


Рис. 5.11. Температурное поле раската перед чистовым проходом F14

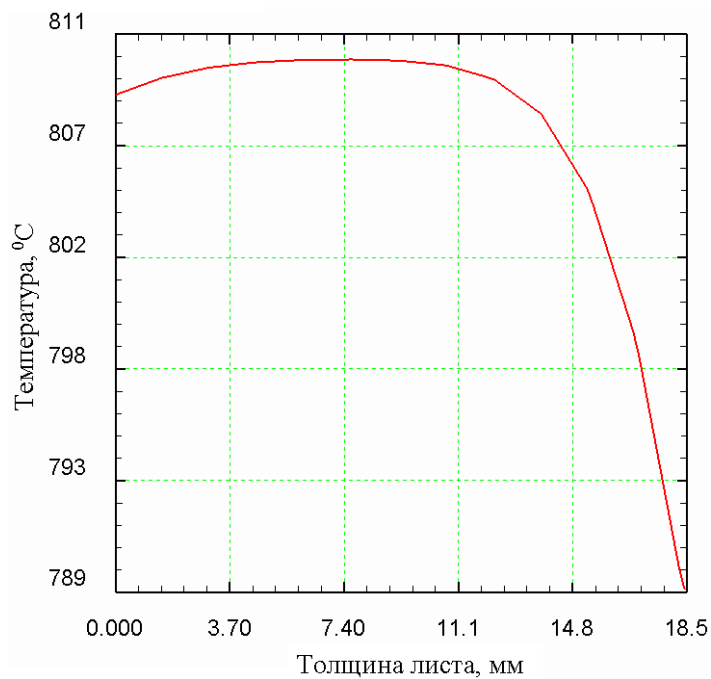


Рис. 5.12. Распределение температуры по толщине раската перед первым чистовым проходом F14

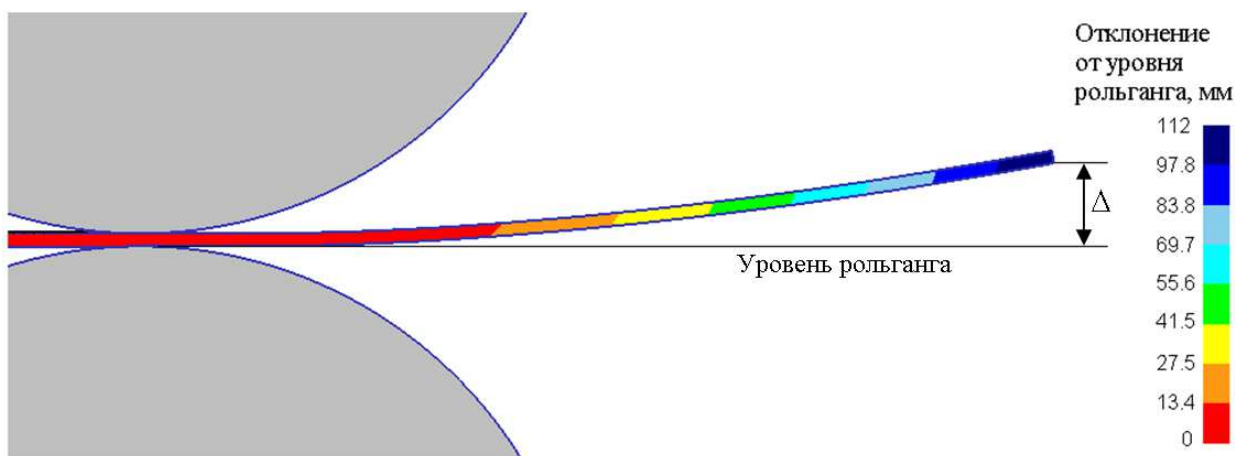


Рис. 5.13. Изгиб переднего участка листа при прокатке в чистовом проходе F14 (величина вертикального изгиба $\Delta=112$ мм)

Механизм подгибки переднего и заднего участков раската заключается в возникновении кинематической и температурной асимметрии очага деформации: в рассматриваемом случае скорость течения нижней более горячей поверхности листа выше, чем скорость течения верхней подстуженной поверхности [302-303, 346] (рис. 5.14-5.15).

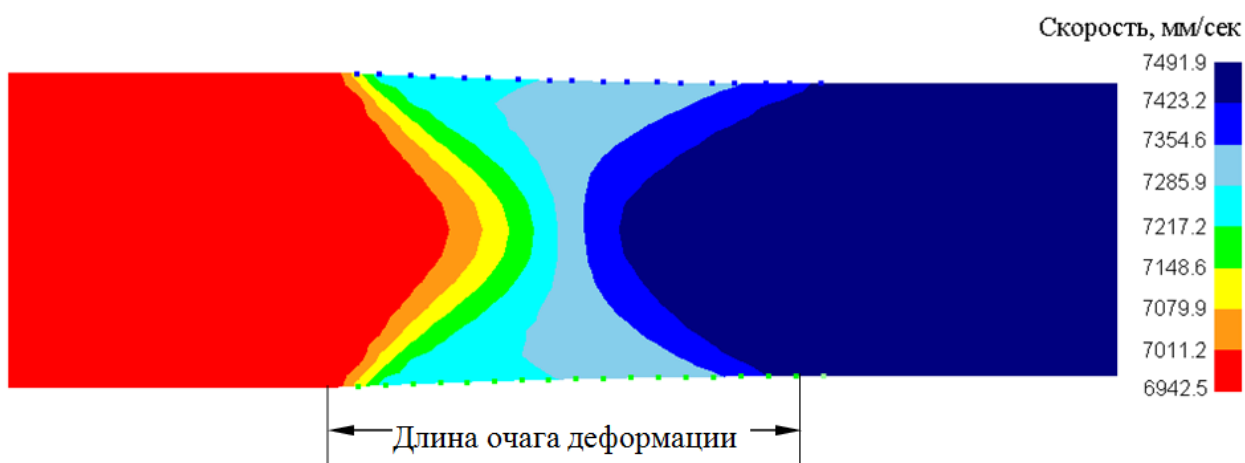


Рис. 5.14. Поле скоростей в асимметричном очаге деформации при прокатке

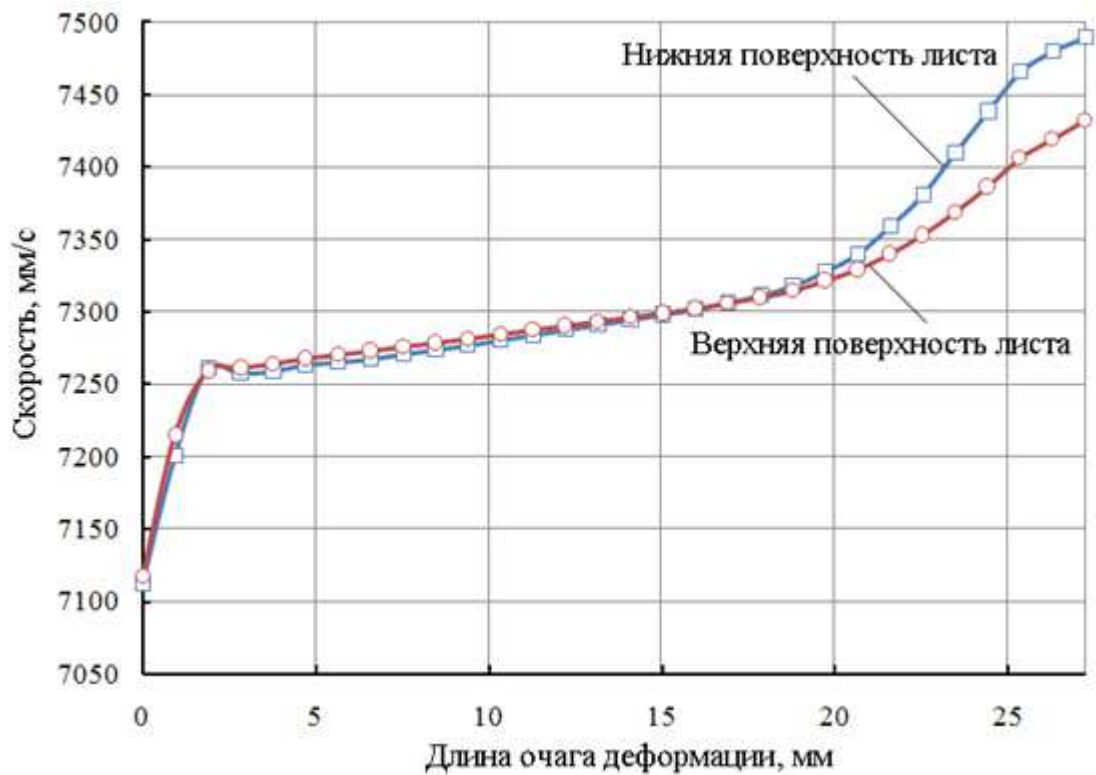


Рис. 5.15. Скорость верхней и нижней поверхности ТЛП в асимметричном очаге деформации при прокатке

Для установления причин вертикального изгиба переднего участка раската при горячей прокатке проанализированы условия деформирования с использованием адаптированной к условиям стана 5000 ПАО «ММК» конечно-элементной математической модели описания напряженно-деформированного состояния металла в асимметричном очаге деформации.

5.4. Математическое моделирование и анализ причин вертикального изгиба переднего участка раската на черновой стадии производства ТЛП

На черновой стадии толстолистовой прокатки главным фактором асимметрии является температура [269-270]. Нижняя поверхность сляба холоднее верхней, поэтому при обжатии изгиб происходит в сторону нижней более холодной поверхности. Значимым температурным градиентом является разница в 10-15°С и более. Изгиб раската вниз на черновой стадии прокатки при-

водит к проскальзыванию между роликами рольганга и его нижней поверхностью (рис. 5.16). В результате возникают технические трудности и потери времени при кантовке раската.

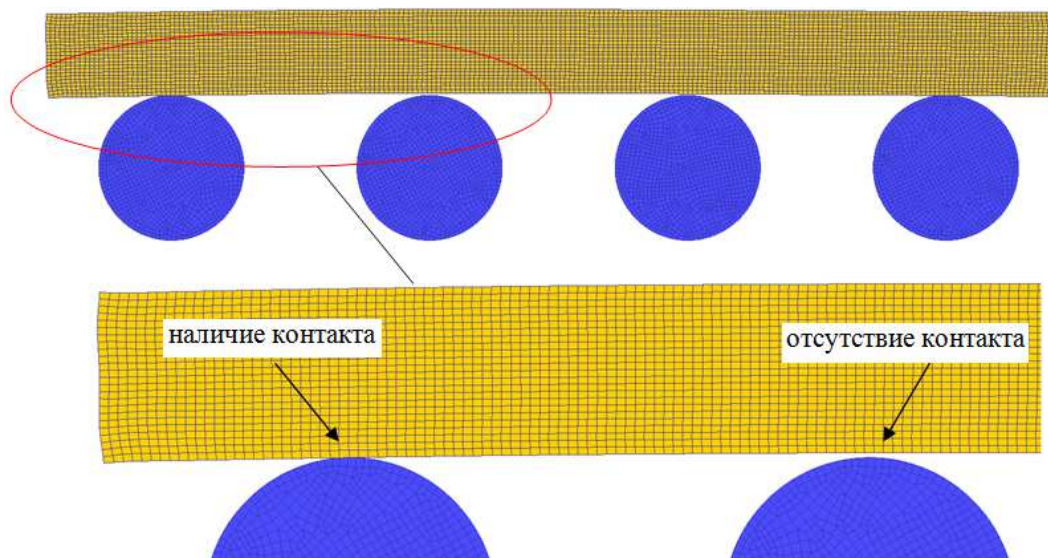


Рис. 5.16. Проскальзывание между роликами рольганга и нижней поверхностью раската на черновой стадии прокатки

Для уменьшения негативного влияния температурной асимметрии по толщине раската применяют рассогласование скоростей рабочих валков [269]. С целью принудительного изгиба раската вверх скорость нижнего валка увеличивают на 1-8% в зависимости от марки стали и другой технологической информации (рис. 5.17). В условиях ТЛС 5000 на черновой стадии прокатки автоматический режим не предусмотрен, поэтому рассогласование скоростей рабочих валков устанавливают в ручном режиме [303, 306, 309].

В некоторых случаях изгиб переднего участка чернового раската является достаточно высоким (рис. 5.18), однако в следующих деформационных проходах величина изгиба понижается.

Нижняя поверхность раската является более холодной из-за наличия контакта с водоохлаждаемыми роликами рольганга и поворотного стола (рис. 5.19).

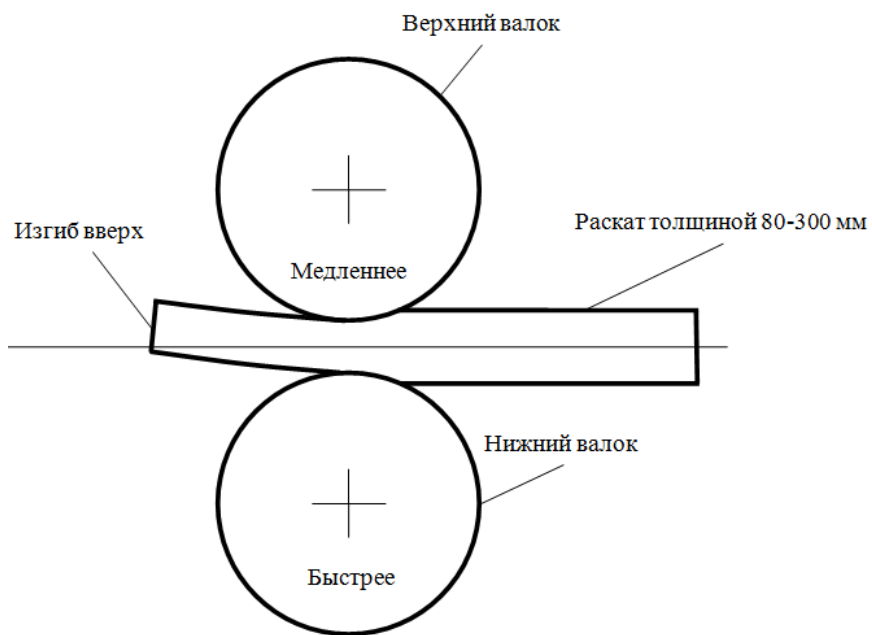


Рис. 5.17. Схема изгиба переднего участка раската толщиной 80-300 мм



Рис. 5.18. Изгиб переднего участка черного раската на ТЛС 5000

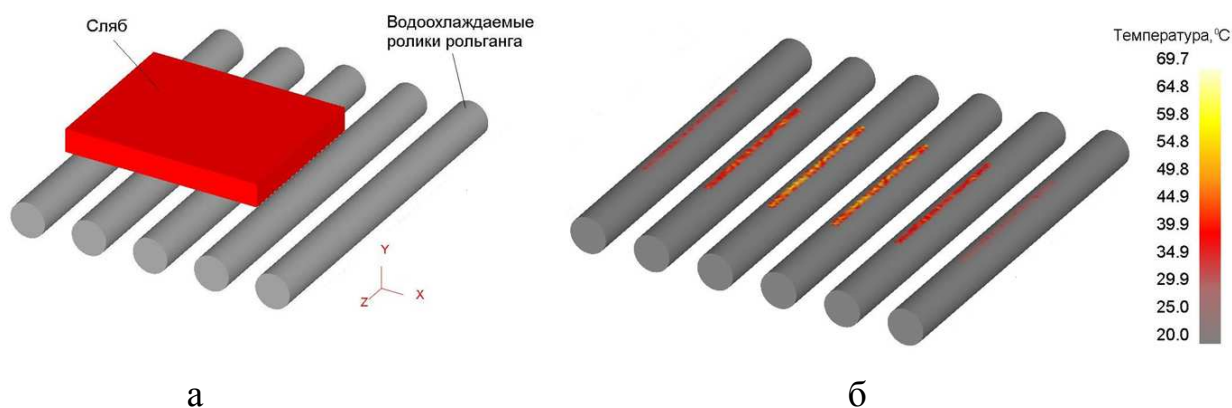


Рис. 5.19. Схема размещения сляба (а) и разогрев роликов рольганга при контакте с нижней поверхностью сляба (б)

Установлено, что температурный градиент формируется по всей длине раската на следующих этапах [270, 341]:

- 1) при транспортировании сляба от печей до рабочей клетки (за 50-100 с);
- 2) во время первой фазы прокатки (60-120 с – машинное время и паузы между проходами);
- 3) во время охлаждения промежуточного раската (200-900 с);
- 4) во время второй (третьей) фазы прокатки (120-240 с – машинное время и паузы).

При транспортировании сляба от печей до рабочей клетки температура его верхней и нижней поверхности изменяется в соответствии с графиками, представленными на рис. 5.20-5.21. Данные результаты получены для МЛТС категорий прочности К52-К65 при следующих начальных условиях:

- толщина исходной заготовки 300 мм;
- температура нагрева сляба в печи 1160-1220°С;
- температура сляба при выдаче его из печи одинакова во всем объеме.

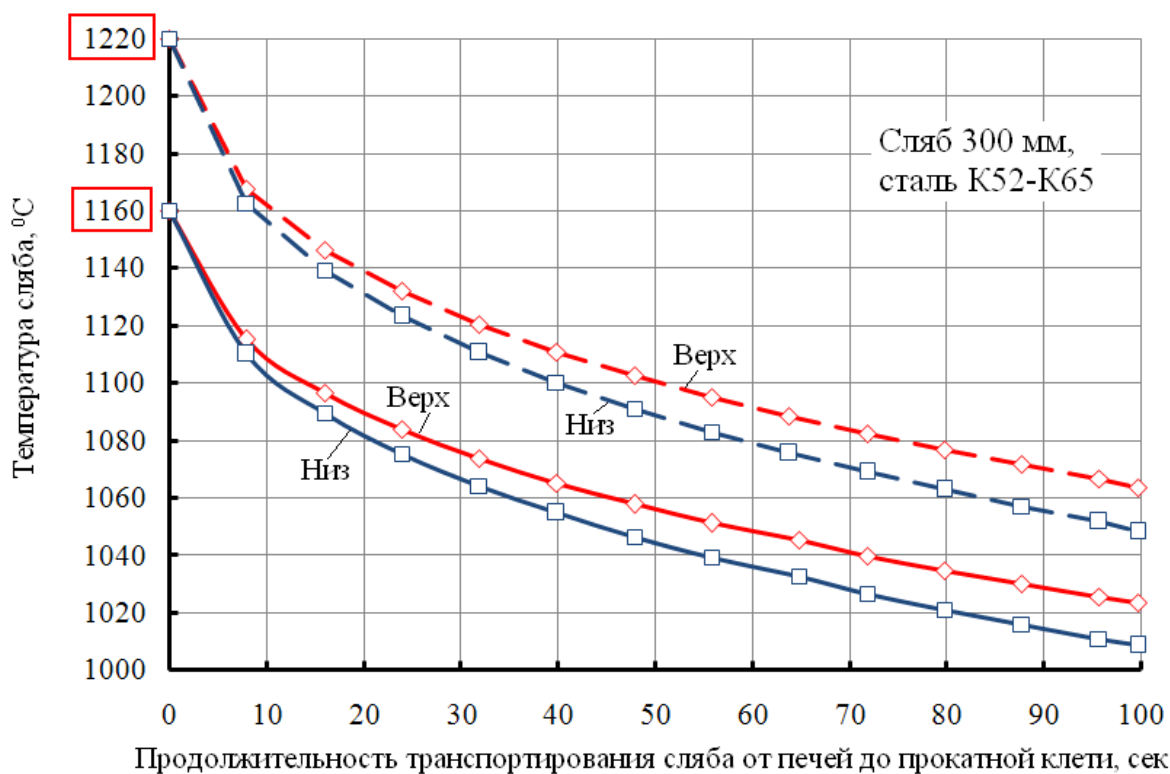


Рис. 5.20. Изменение температуры верхней и нижней поверхности сляба

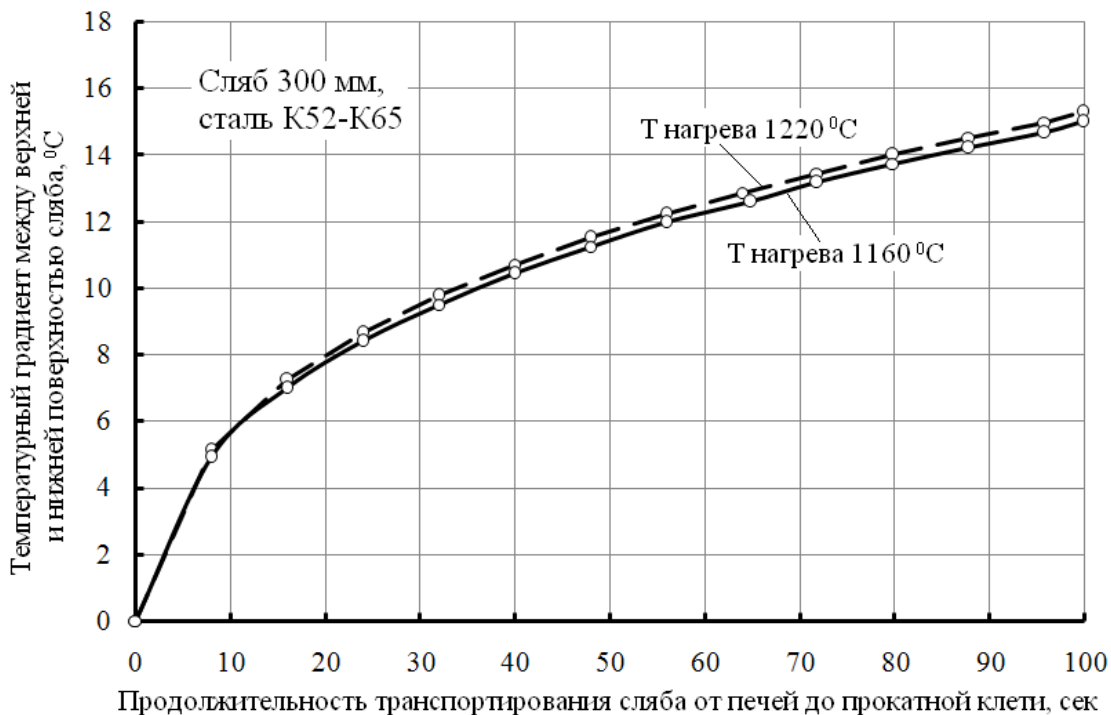


Рис. 5.21. График изменения температурного градиента между верхней и нижней поверхностями сляба

Перед первым деформационным проходом (первая фаза прокатки) температурный градиент между верхней и нижней поверхностью сляба составляет 14-15 °C (рис. 5.22).

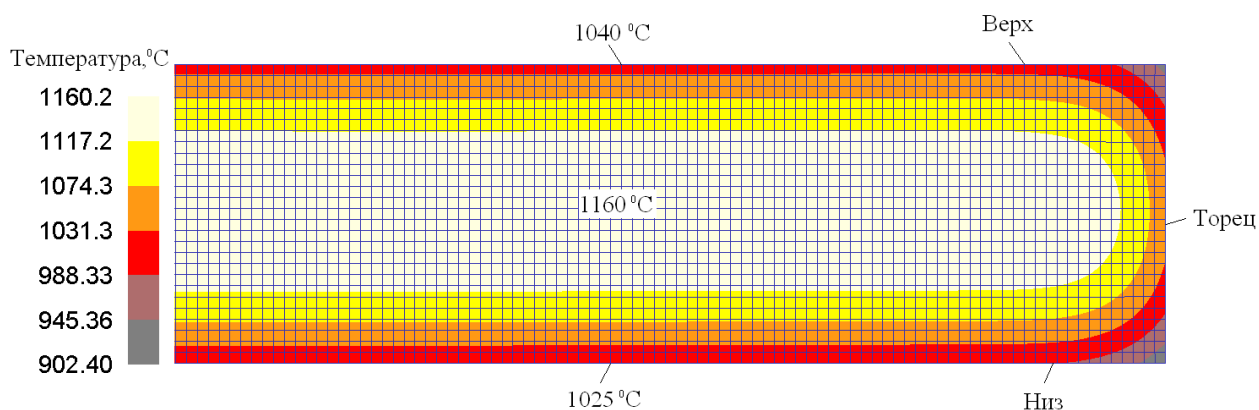


Рис. 5.22. Распределение температуры по толщине сляба перед первым деформационным проходом ($H_0 = 300$ мм; $\Delta T = 15$ °C)

Если сляб имеет более холодную нижнюю поверхность, то при прокатке без рассогласования скоростей рабочих валков происходит смещение раската от линии прокатки вниз (рис. 5.23). Чем больше длина раската, тем больше величина неплоскостности по длине. Загиб раската вниз объясняется более высокой скоростью течения верхней поверхности (более пластичной) в сравнении с нижней (менее пластичной).

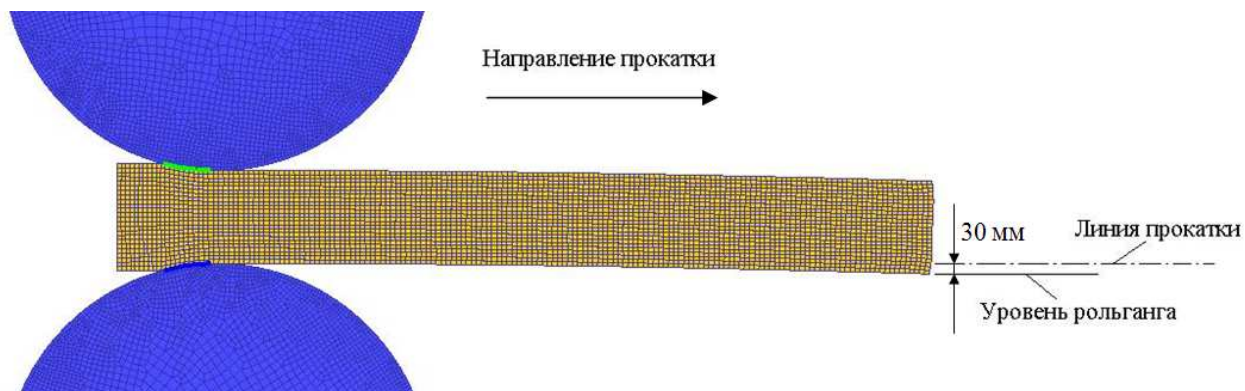


Рис. 5.23. Прокатка без рассогласования скоростей

($H_0 = 300$ мм; $\Delta h = 40$ мм; температурный градиент $\Delta T = 15^\circ\text{C}$)

В случае прокатки с рассогласованием скоростей рабочих валков на всей длине раската происходит его изгиб вверх (рис. 5.24-5.25). Величина изгиба зависит от уровня рассогласования скоростей, температурного градиента между верхней и нижней поверхностью раската, его толщины, обжатия за проход и длины участка, на котором реализуется данное рассогласование.

При прокатке в условиях ТЛС 5000 с рассогласованием скоростей в автоматизированном режиме «Загиб переднего участка (загиб «лыжи»)» раскат изгибается вверх только на длине этого участка (рис. 5.26). Остальная (задняя часть раската) деформируется в режиме без рассогласования скоростей рабочих валков и в результате раскат «тянет» вниз. Таким образом формируется неплоскостность по длине раската. Величина рассогласования скоростей рабочих валков должна быть достаточной для формирования загнутого вверх переднего участка раската. Параметры для управления изгибом рассчитываются в зависимости от условий процесса прокатки [284, 303, 306, 309, 348].

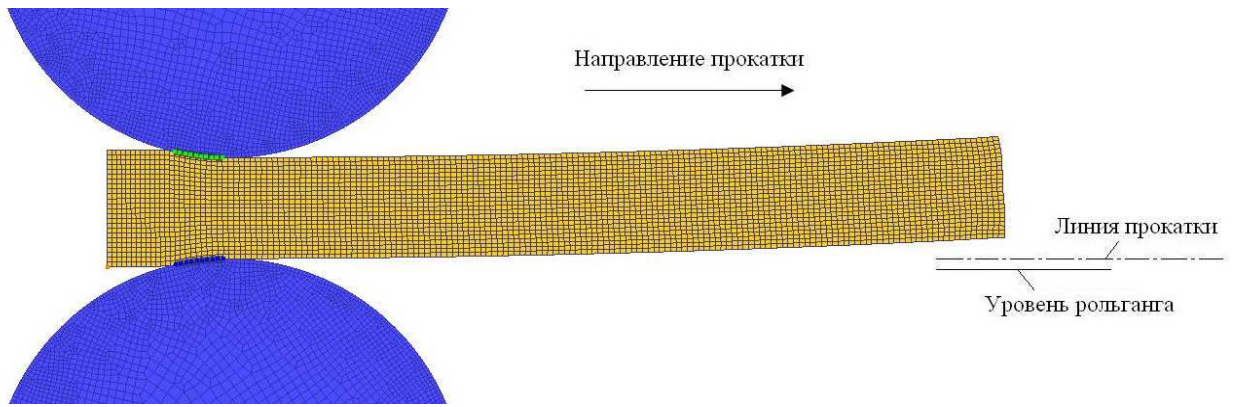


Рис. 5.24. Прокатка с рассогласованием скоростей 1% по всей длине раската ($L = 2000$ мм, $H_0 = 300$ мм, $\Delta h = 40$ мм, температурный градиент $\Delta T = 15^\circ\text{C}$)

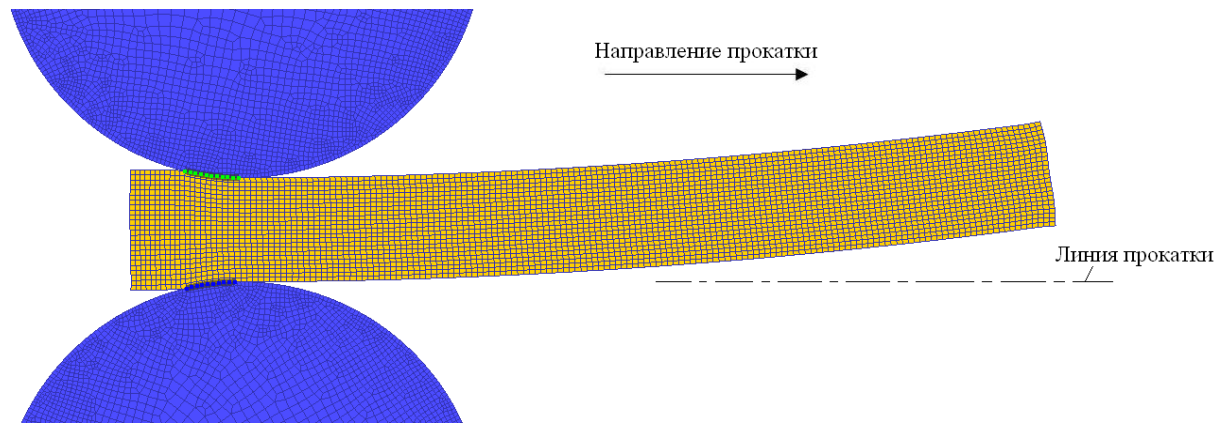


Рис. 5.25. Прокатка с рассогласованием скоростей 2% по всей длине раската ($L = 2000$ мм, $H_0 = 300$ мм, $\Delta h = 40$ мм, температурный градиент $\Delta T = 20^\circ\text{C}$)

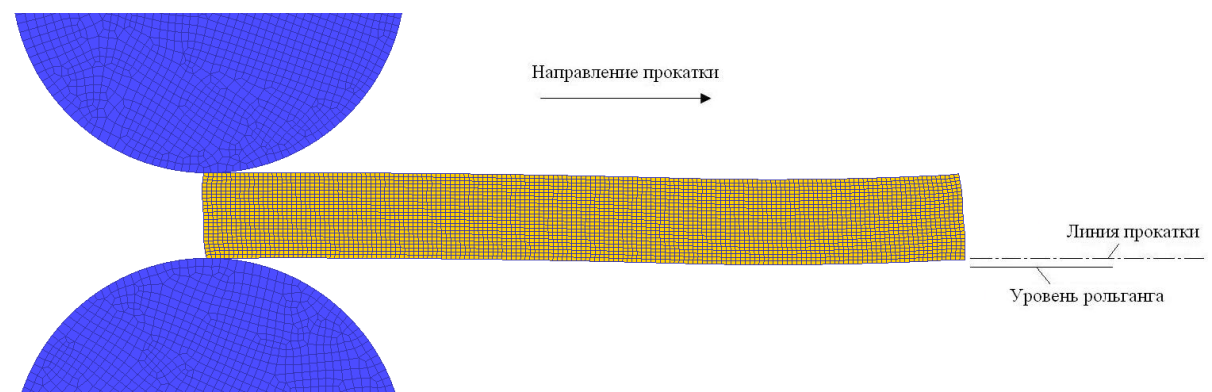


Рис. 5.26. Прокатка с рассогласованием скоростей 3% на длине «лыжи» 1000 мм ($H_0 = 300$ мм; $L_0 = 2000$ мм; $\Delta h = 40$ мм; $\Delta T = 15^\circ\text{C}$)

Таким образом, вынужденное формирование неплоскостности по длине раската при прокатке на стане 5000 ПАО «ММК» может быть скомпенсировано применением следующих технологических решений:

- рассогласованием скоростей рабочих валков по всей длине раската в зависимости от параметров прокатки (толщины раската, обжатия за проход, температурного градиента и величины рассогласования скоростей рабочих валков);
- применением рассогласования скоростей рабочих валков только на переднем участке раската (на длине «лыжи») в зависимости от параметров прокатки (толщины раската, обжатия за проход, температурного градиента, величины рассогласования скоростей рабочих валков, длины раската перед проходом и длины «лыжи»).

Проанализируем различные варианты первой стадии толстолистовой прокатки на примере МЛТС класса прочности К60. При прокатке за пять проходов с рассогласованием скоростей рабочих валков 1% на всей длине раската формируется значительная неплоскостность (рис. 5.27). При прокатке в режиме «Загиб «лыжи» значительная неплоскостность наблюдается только на переднем участке раската, а в остальной части неплоскостность имеет умеренный характер (рис. 5.28). При прокатке с рассогласованием скоростей по всей длине, но с определенной величиной рассогласования в каждом проходе (0,35%; 0,40%; 0,45%; 0,50%; 0,60%), неплоскостность раската минимальна [303-306, 347] (рис. 5.29).

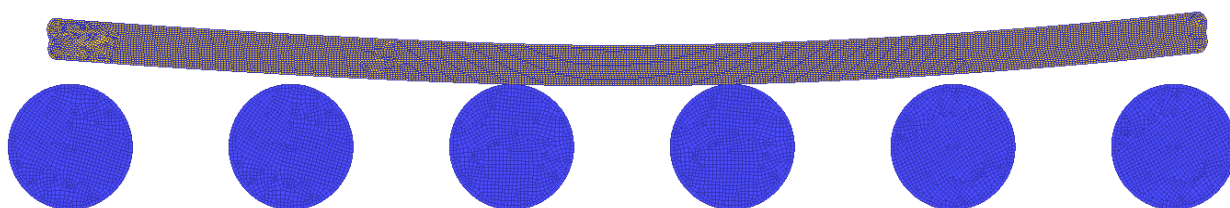


Рис. 5.27. Форма раската после первой фазы прокатки за 5 проходов с рассогласованием скоростей на всей длине (рассогласование во всех проходах 1,0%; $H_0 = 300$ мм; $h_p = 140$ мм; $l_p = 4250$ мм; $\Delta T = 15-20^\circ\text{C}$)

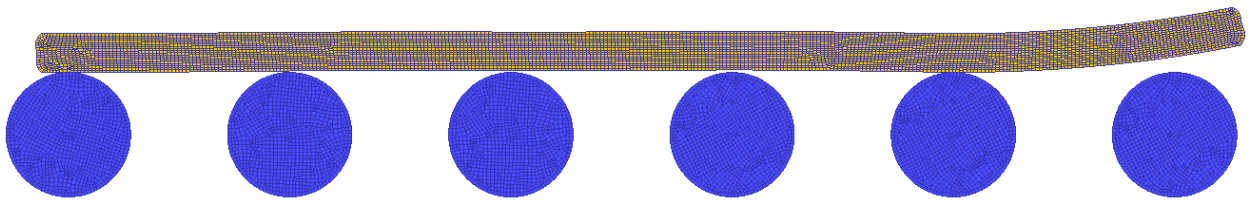


Рис. 5.28. Форма раската после первой фазы прокатки за 5 проходов с рассогласованием скоростей (длина «лыжи» 1000 мм; величина рассогласования по проходам: 3%; 3%; 2%; 2%; 2%; $H_0 = 300$ мм; $h_p = 140$ мм; $l_p = 4250$ мм; $\Delta T = 15-20^\circ\text{C}$)

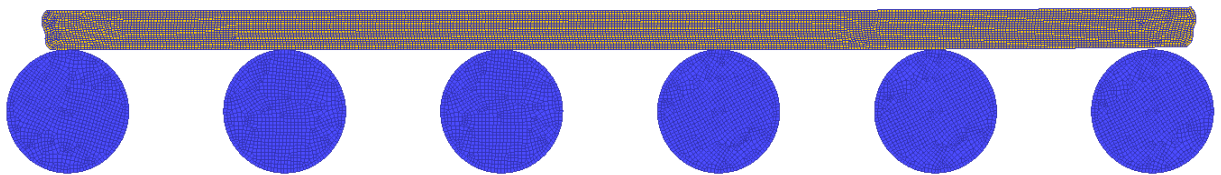


Рис. 5.29. Форма раската после первой фазы прокатки за 5 проходов с рассогласованием скоростей на всей длине (величина рассогласования по проходам: 0,35%; 0,40%; 0,45%; 0,50%; 0,60%; $H_0 = 300$ мм; $h_p = 140$ мм; $l_p = 4250$ мм; $\Delta T = 15-20^\circ\text{C}$)

За время первой фазы прокатки температурный градиент между верхней и нижней поверхностью раската возрастает на $3-5^\circ\text{C}$ до $17-20^\circ\text{C}$ (рис. 5.30).

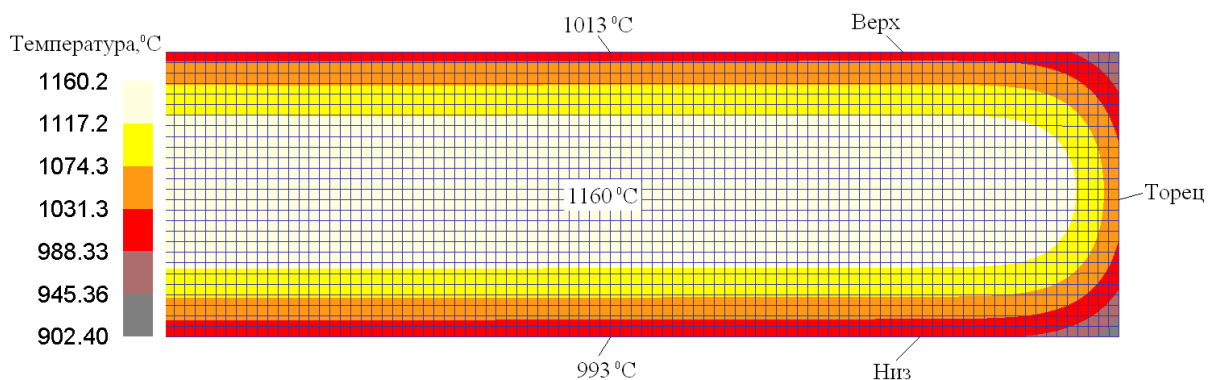


Рис. 5.30. Распределение температуры по толщине промежуточного раската после первой фазы прокатки ($h = 149$ мм; $\Delta T = 20^\circ\text{C}$)

Таким образом, при прокатке в первой фазе температурный градиент не превышает 20°C (без учёта температурного градиента по толщине сляба на выходе из печи). Во время охлаждения промежуточного раската температурный градиент изменяется в соответствии с графиками (рис. 5.31-5.32).

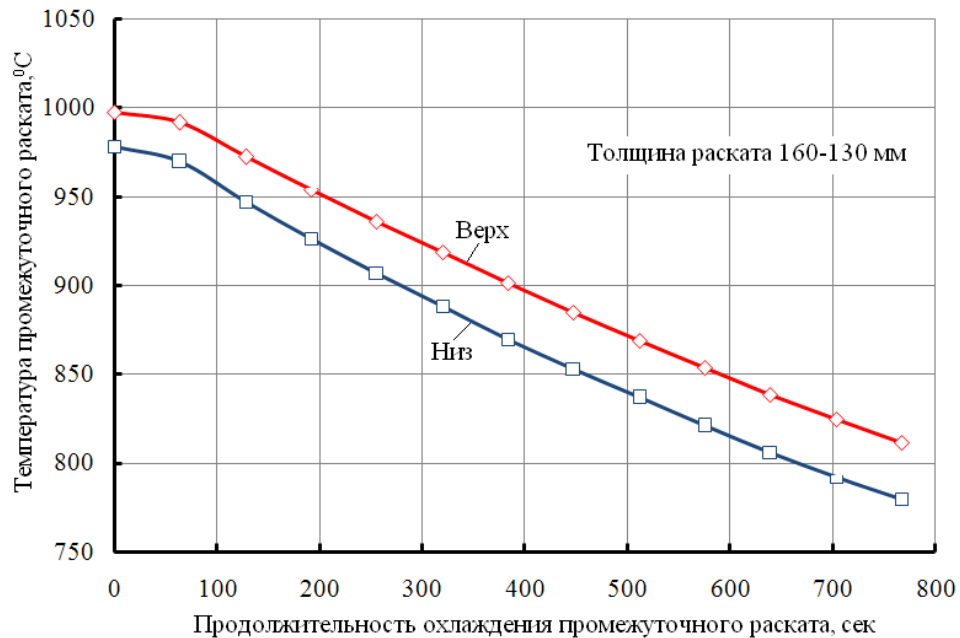


Рис. 5.31. График изменения температуры верхней и нижней поверхности промежуточного раската

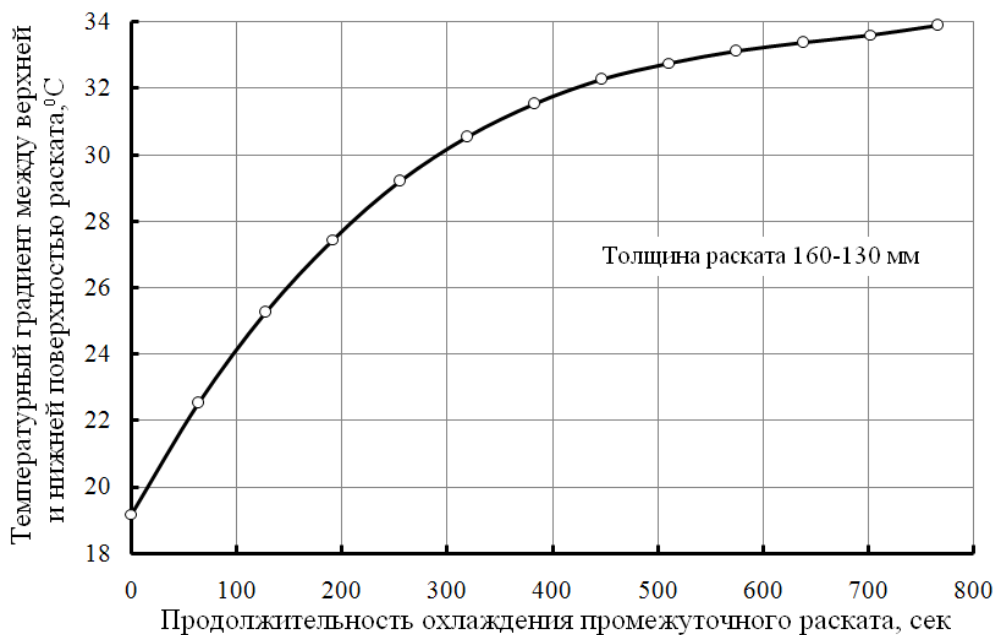


Рис. 5.32. График изменения температурного градиента между верхней и нижней поверхностью промежуточного раската

За время междеформационной паузы (200-900 секунд) температурный градиент между верхней и нижней поверхностью промежуточного раската возрастает до 28-34°C. Температурное поле по толщине раската представлено на рис. 5.33. Таким образом, в первом чистовом проходе (начало второй фазы прокатки) температурный градиент между верхней и нижней поверхностью раската достигает 28-34°C.

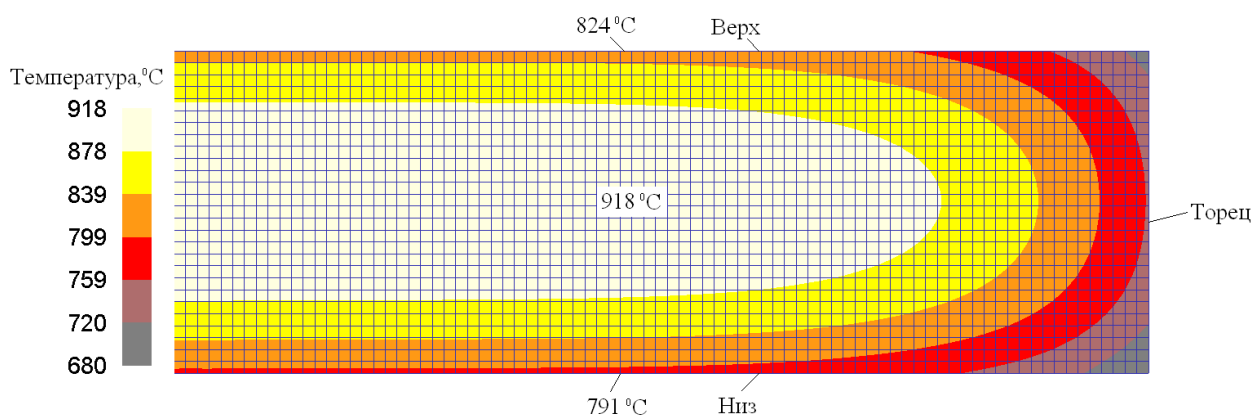


Рис. 5.33. Распределение температуры по толщине раската после промежуточного охлаждения ($h_p = 149$ мм; продолжительность охлаждения 770 с; $\Delta T = 33^\circ\text{C}$)

Как было указано ранее, в условиях стана 5000 ПАО «ММК» управление подгибкой концов раската происходит за счёт рассогласования скоростей рабочих валков в автоматическом и ручном режимах. Автоматический режим характеризуется недостаточным рабочим диапазоном рассогласования скоростей рабочих валков (до 0,5%). Ручной режим, наоборот, имеет слишком большой размах (от 1 до 15%). Последнее приводит к неконтролируемому превышению величины асимметрии при регулировании и возникновению ски-эффекта на черновой стадии прокатки [302-303, 306, 346].

Проведено экспериментальное исследование влияния величины рассогласования скоростей рабочих валков на изгиб переднего участка чернового раската. Для этого было проанализировано более 1200 тонн раскатов (65 слябов). Для каждого прохода изучали влияние параметров процесса прокатки и

величины рассогласования скоростей рабочих валков на форму переднего участка раската [284, 304-305, 309, 347-348]. Фактические данные о параметрах процесса брали из автоматизированной системы стана «ibaAnalyzer». Форму переднего участка раската оценивали визуально (фотосъемкой). В результате получили соответствие фактической формы переднего участка с прогнозируемой при данных технологических параметрах процесса [284, 309, 347-348] (рис. 5.34-5.35).

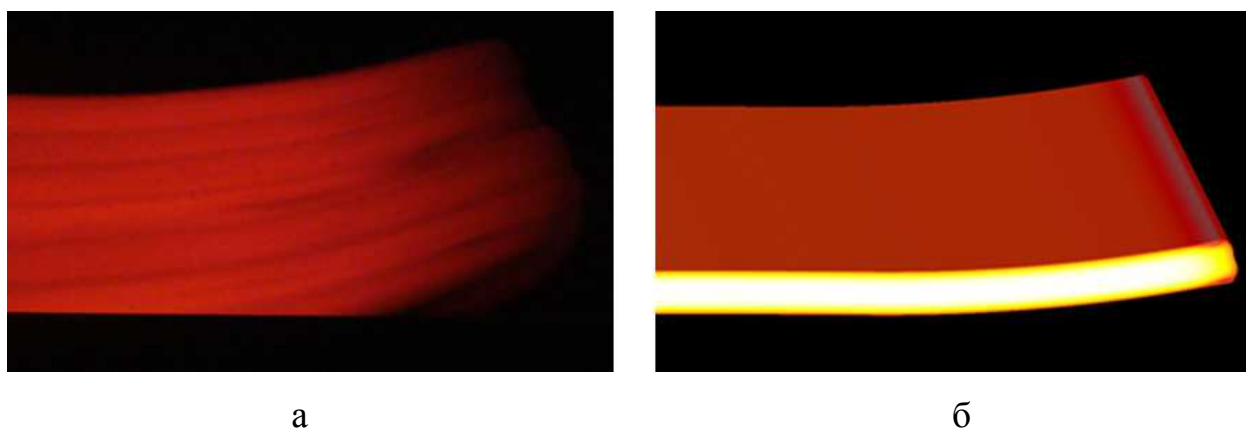


Рис. 5.34. Форма переднего участка раската при неправильно выбранной величине рассогласования скоростей рабочих валков на черновой стадии:

а – при промышленной прокатке на стане 5000;

б – при моделировании процесса

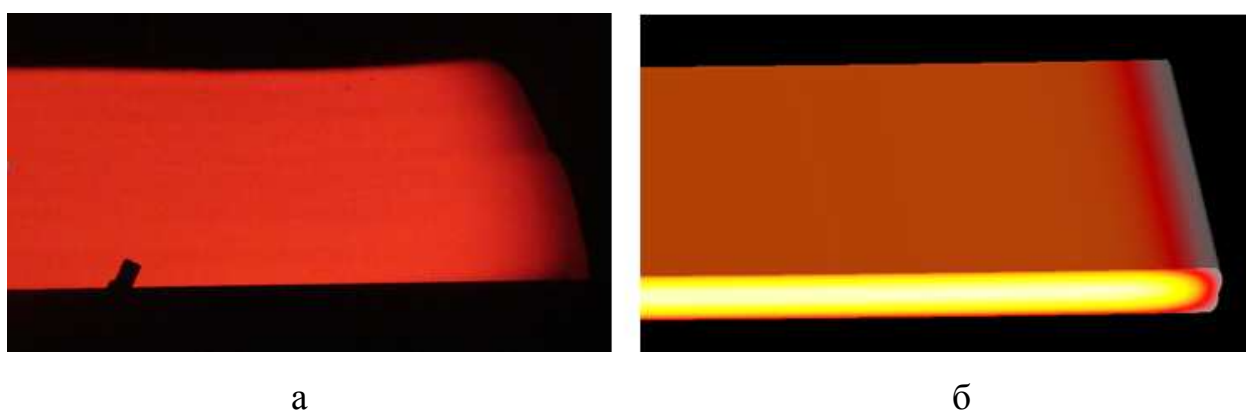


Рис. 5.35. Форма переднего участка раската при рациональной величине рассогласования скоростей рабочих валков на черновой стадии прокатки:

а – при промышленной прокатке на стане 5000;

б – при моделировании процесса

Следовательно, получено практическое подтверждение корректности предложенной математической модели. Это позволило перейти к разработке количественных рекомендаций в группах величин: «технологические параметры» (толщина, обжатие, температурный градиент) – «регулирующее воздействие» (рассогласование скоростей рабочих валков). Указанные рекомендации представлены в виде табл. 5.3 [306, 309, 348].

Табл. 5.3. Технологические параметры для управления изгибом раската

Толщина раската, мм	Обжатие за проход, %	Длина раската перед проходом, мм	Загиб «лыжи»	Длина «лыжи», мм
300-260	10-12	1500-2800	+2, +3	2800
300-260	10-12	2800-4850	+4, +5	2800
260-220	12-14	1500-2800	+2, +3	2800
260-220	12-14	2800-4850	+4, +5	2800
220-180	12-14	1500-2800	+2, +3	2800
220-180	12-14	2800-4850	+3, +4	2800
180-160	14-16	1500-2800	+2, +3	2800
180-160	14-16	2800-4850	+2, +3	2800

Данные решения позволили минимизировать локальную подгибку раската из МЛТС на черновой стадии процесса прокатки на стане 5000 ПАО «ММК» [284, 302-303, 305, 309, 346, 348]. Методология эффективной технологической компенсации применена также для решения задачи получения высококачественного ТЛП на чистовой стадии толстолистовой прокатки.

5.5. Исследование вертикального изгиба переднего участка раската на чистовой стадии толстолистовой прокатки

На чистовой стадии прокатки в интервале температур 800-900°С происходит повышенный изгиб вверх переднего участка листа (рис. 5.36). Наиболее проблемным является интервал толщин 25-50 мм.

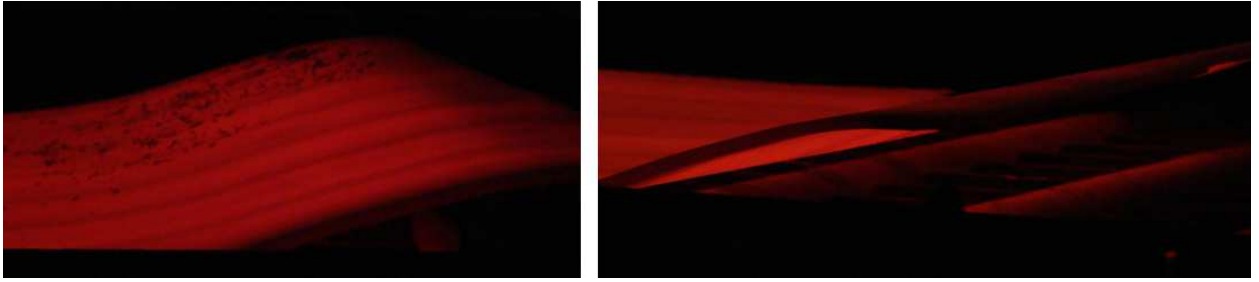


Рис. 5.36. Повышенный изгиб переднего участка ТЛП на стане 5000 ПАО «ММК»

Установлено, что причинами изгиба в данном случае являются следующие факторы: кинематический (рассогласование скоростей рабочих валков), геометрический (несоответствие линии прокатки и уровня рольганга) и температурный. Каждый из этих факторов, а также их сочетание может приводить к изгибу переднего участка ТЛП как вверх, так и вниз.

1. Рассогласование скоростей рабочих валков

В условиях ТЛС 5000 на чистовой стадии прокатки в интервале толщин 8-80 мм работает автоматический режим управления изгибом переднего участка раската. Максимальная величина рассогласования скоростей рабочих валков составляет 0,5%, при этом нижний валок вращается быстрее верхнего [306].

В результате исследований установлено, что при прокатке листа толщиной 32-80 мм увеличение скорости нижнего валка приводит к изгибу переднего участка ТЛП вверх (рис. 5.37, а). При толщине листа 8-32 мм увеличение скорости нижнего валка, наоборот, приводит к изгибу переднего участка ТЛП вниз (рис. 5.37, б).

Таким образом, если при прокатке ТЛП толщиной менее 32 мм автоматический режим управления «лыжей» не уменьшает изгиб переднего участка раската, то необходимо дополнительно увеличить скорость нижнего валка на 2-15% в ручном режиме [306].

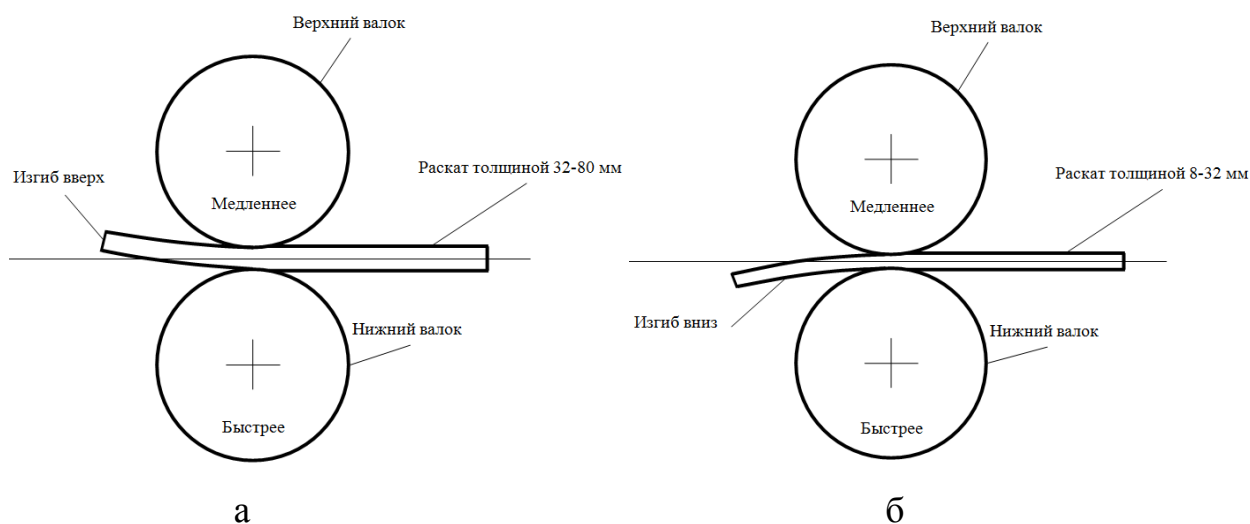


Рис. 5.37. Схема изгиба переднего участка ТЛП:

а – толщиной 32-80 мм; б – толщиной 8-32 мм

Установлено, что при прокатке с рассогласованием скоростей рабочих валков существует нейтральная точка, относительно которой определяется направление вертикального изгиба ТЛП. На основе моделирования установлено положение этой точки в зависимости от параметров процесса [284, 304-305, 309, 348] (табл. 5.4-5.5).

Если относительное обжатие (ε) больше, либо равно критическому ($\varepsilon_{крит}$) (см. табл. 5.4), то при прокатке с рассогласованием скоростей рабочих валков изгиб переднего участка ТЛП будет происходить в направлении валка, вращающегося с большей скоростью. И наоборот, если относительное обжатие меньше критического $\varepsilon_{крит}$, то изгиб будет направлен в сторону валка, вращающегося с меньшей скоростью.

В табл. 5.5 положение нейтральной точки выражено через фактор формы очага деформации l_d / h_m (l_d – длина очага деформации; h_m – средняя толщина полосы). Для изгиба переднего участка ТЛП в направлении валка, вращающегося с большей скоростью, параметр формы очага деформации не должен быть меньше указанного в таблице значения для данных параметров процесса [284, 309, 348].

Табл. 5.4. К определению положения нейтральной точки по критическому обжатию

Толщина полосы на входе в очаг деформации h , мм	Рассогласование скоростей ΔV , %	Температура полосы, °С		
		800	900	1000
		$\epsilon_{крит}$, %	$\epsilon_{крит}$, %	$\epsilon_{крит}$, %
16	0,5	10,0	10,5	11,0
18	0,5	10,5	11,0	11,5
20	0,5	11,0	11,5	12,0
22	0,5	12,0	12,5	13,0
24	0,5	13,0	13,5	14,0
26	0,5	13,5	14,5	15,0
28	0,5	14,0	15,5	16,0
30	0,5	14,5	16,5	17,0
32	0,5	15,5	18,0	19,0
34	0,5	16,5	27,0	-
36	0,5	18,0	30,0	-
38	0,5	20,0	-	-
40	0,5	21,0	-	-
42	0,5	22,0	-	-
44	0,5	23,0	-	-
46	0,5	23,5	-	-
48	0,5	24,0	-	-
50	0,5	25,0	-	-
16	2,0	7,0	9,0	8,0
18	2,0	8,0	10,0	9,0
20	2,0	9,0	11,0	10,0
22	2,0	10,0	11,5	10,5
24	2,0	10,5	12,0	11,0
26	2,0	11,0	12,5	11,5
28	2,0	12,0	13,0	12,0
30	2,0	13,0	13,5	12,5
32	2,0	13,5	17,0	14,0
34	2,0	14,0	20,0	18,0
36	2,0	15,0	21,5	21,0
38	2,0	16,0	24,0	22,0
40	2,0	17,0	25,0	24,0
42	2,0	17,5	28,0	25,0
44	2,0	18,0	29,0	28,0
46	2,0	18,5	30,0	29,0
48	2,0	19,0	31,0	30,0
50	2,0	20,0	32,0	31,0

Табл. 5.5. К определению положения нейтральной точки по фактору формы очага деформации

Толщина полосы на входе в очаг деформации h , мм	Рассогласование скоростей ΔV , %	Температура полосы, °C		
		800	900	1000
		l_d/h_m	l_d/h_m	l_d/h_m
16-32	0,5	1,90	2,00	2,05
32-50	0,5	2,00	-	-
16-32	2,0	1,70	1,90	1,95
32-50	2,0	1,70	2,20	2,30

На рис. 5.38 представлены результаты численного моделирования процесса асимметричной прокатки ТЛП. Рассмотрен случай деформации полосы толщиной 28 мм при температуре 800°C с рассогласованием скоростей рабочих валков 0,5% (нижний валок вращается быстрее верхнего). Если относительное обжатие составляет 10% (что меньше критического), то изгиб происходит вверх – в сторону валка, вращающегося с меньшей скоростью (рис. 5.38, а). Если же относительное обжатие при прочих равных условиях достигнет 15% (что больше критического), то изгиб ТЛП уже будет направлен вниз – в сторону валка, вращающегося с большей скоростью [284, 309, 348] (рис. 5.38, б).

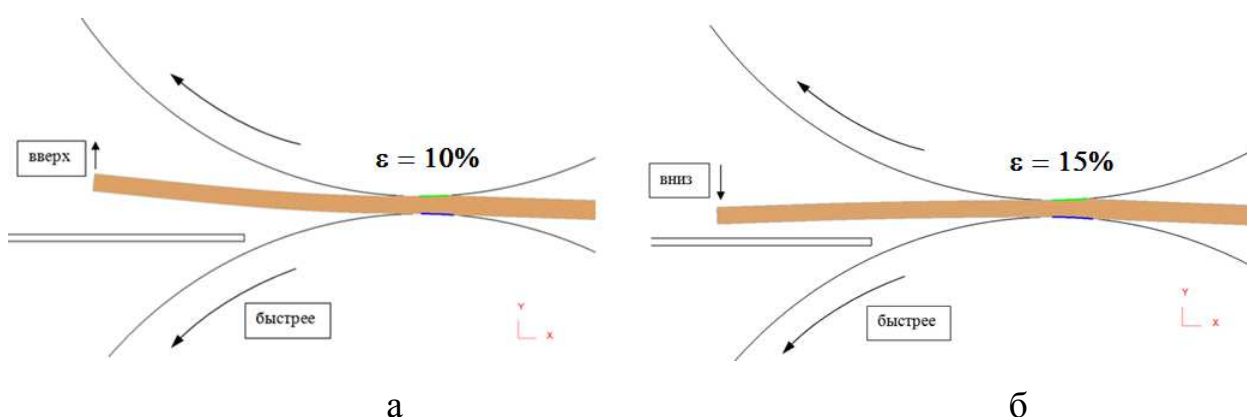


Рис. 5.38. Направление изгиба переднего участка ТЛП при различном обжатии: а – меньше критического значения; б – больше критического значения

II. Несоответствие линии прокатки и уровня рольганга

Как было указано ранее, отклонение уровня рольганга от линии прокатки на стане 5000 ПАО «ММК» составляет 40-64 мм (рис. 5.39), поэтому передний участок раската входит в очаг деформации под углом. Влияние этого фактора является существенно значимым при прокатке листов толщиной менее 80 мм.

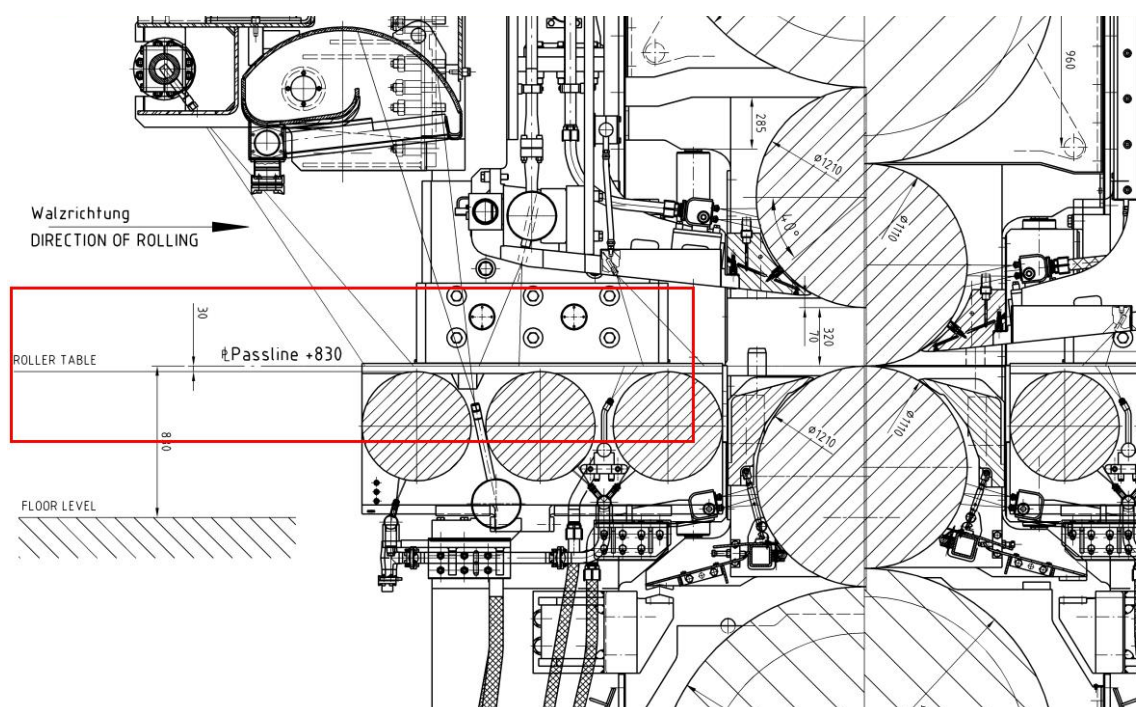


Рис. 5.39. Линия прокатки и уровень рольганга на стане 5000 ПАО «ММК»

С использованием разработанной модели выполнено численное исследование влияния уровня рольганга на подгибку ТЛП (рис. 5.40). Установлено, что при прокатке полос толщиной 25-50 мм из-за несоответствия уровня рольганга и линии прокатки происходит изгиб переднего участка листа вверх. При низких температурах (800°C) и малых обжатиях (около 10%) изгиб вверх увеличивается. При более высоких температурах (950°C) изгиб вверх увеличивается только при высоких обжатиях (15-18%) [302-303, 306, 309, 346, 348] (табл. 5.6).

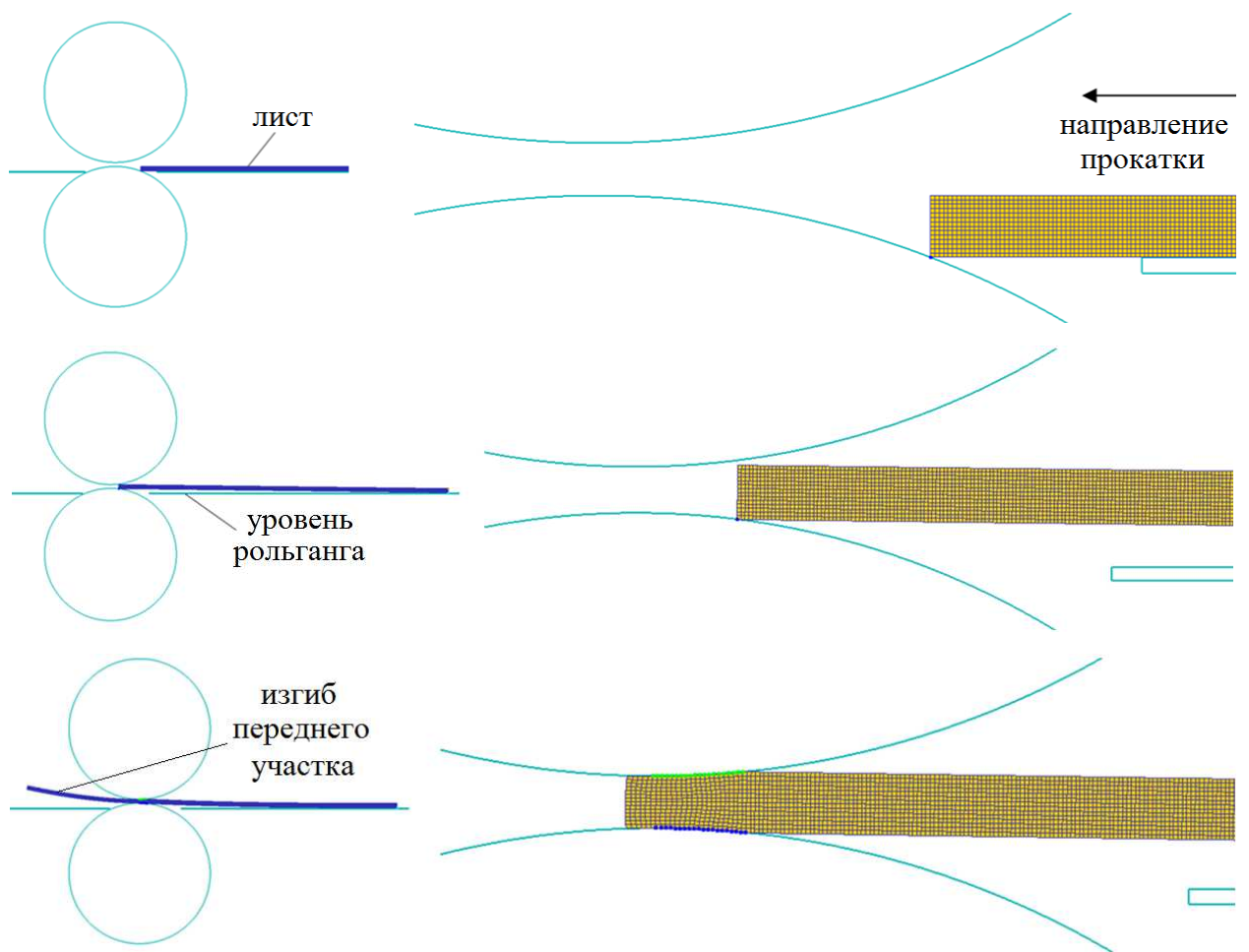


Рис. 5.40. Моделирование влияния уровня рольганга (40 мм) на изгиб переднего участка ТЛП и заполнения очага деформации при прокатке ($H = 40$ мм, $\varepsilon = 15\%$, $T = 950^\circ\text{C}$)

Табл. 5.6. Влияние уровня рольганга (40 мм) на изгиб переднего участка ТЛП толщиной 32 мм (прокатка без рассогласования скоростей рабочих валков)

Параметр	Степень деформации	
	$\varepsilon = 10\%$	$\varepsilon = 15\%$
Температура	$T = 800^\circ\text{C}$	
	$T = 950^\circ\text{C}$	

Если обжатия при прокатке меньше критических и нижний валок вращается быстрее верхнего, то изгиб вверх на переднем участке ТЛП значительно возрастает, так как действие двух факторов асимметрии складывается (табл. 5.7). Если же обжатие превышает критическое значение, то изгиб листа, наоборот, снижается. При прокатке листов толщиной менее 25 мм влияние уровня рольганга на изгиб переднего участка ТЛП при прокатке является незначимым (табл. 5.8).

Табл. 5.7. Влияние уровня рольганга (40 мм) на изгиб переднего участка листа толщиной 32 мм (прокатка с рассогласованием скоростей рабочих валков $\Delta V = 0,5\%$)

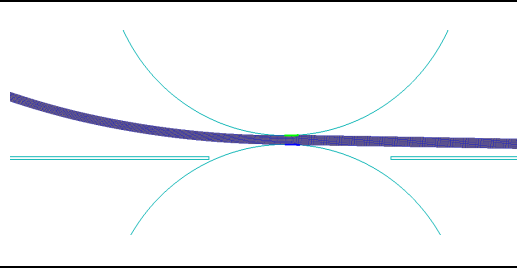
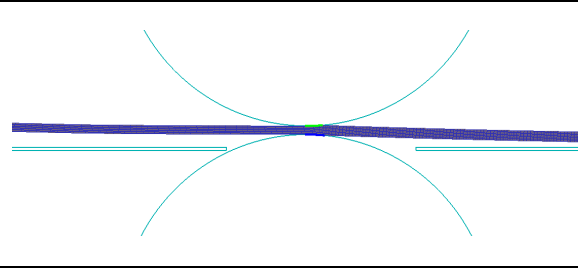
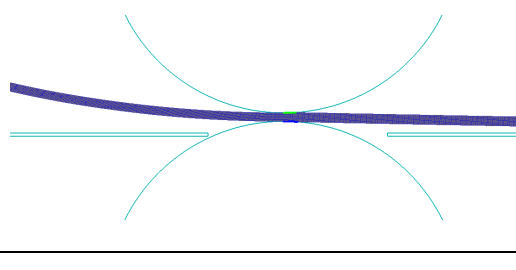
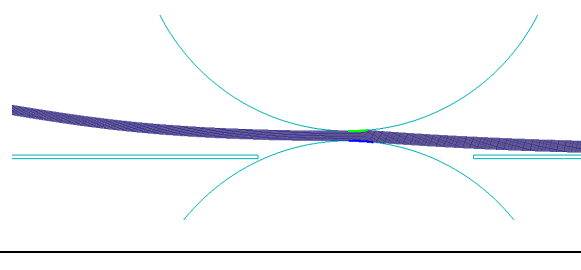
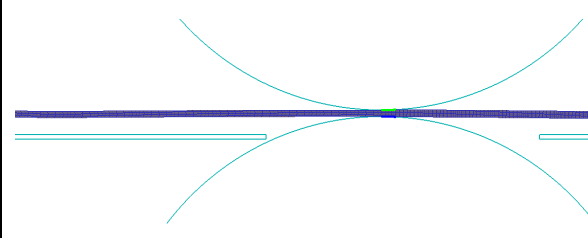
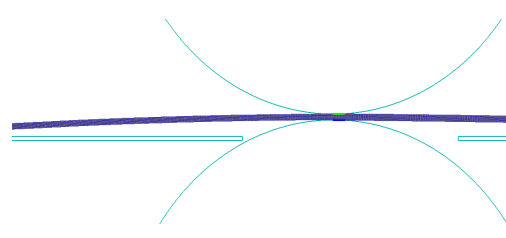
Параметр		Степень деформации	
		$\varepsilon = 10\%$	$\varepsilon = 15\%$
Температура	$T = 800^\circ\text{C}$		
	$T = 950^\circ\text{C}$		

Табл. 5.8. Влияние уровня рольганга (40 мм) и рассогласования скоростей рабочих валков на изгиб переднего участка листа толщиной 16 мм (степень деформации 10%)

Параметр		Рассогласование скоростей рабочих валков	
		$\Delta V = 0\%$	$\Delta V = 0,5\%$
Температура	$T = 800, 950^\circ\text{C}$		

Таким образом, для уменьшения вертикального изгиба ТЛП необходимо, чтобы рассогласование скоростей рабочих валков создавало противоизгиб листа. При этом необходимо учитывать величину критического обжатия или фактор формы очага деформации при прокатке [304-306, 309, 348].

5.6. Разработка технологических мероприятий для уменьшения вертикального изгиба передних участков ТЛП

Как показало исследование, при прокатке листов толщиной 25-50 мм главным фактором асимметрии является несоответствие уровня рольганга и линии прокатки. В этом случае раскат входит в очаг деформации под углом, что приводит к изгибу переднего участка листа вверх. Для создания компенсационного противоизгиба на переднем участке ТЛП величина рассогласования скоростей рабочих валков должна быть выбрана с учетом фактора формы очага деформации (4.3).

Взаимосвязь параметра формы очага деформации, толщины листа и обжатия за проход приведена в табл. 5.9. С уменьшением толщины и увеличением степени обжатия параметр формы очага деформации l_d/h_m возрастает. С учетом данных табл. 5.5 видно, что изгиб в сторону валка, вращающегося с большей скоростью, будет происходить при прокатке листов толщиной менее 32 мм, т.е. для изгиба вниз необходимо, чтобы нижний валок вращался быстрее верхнего. И наоборот, при прокатке ТЛП толщиной более 32 мм для изгиба вниз необходимо, чтобы верхний валок вращался быстрее нижнего.

С учетом влияния фактора формы очага деформации на направление изгиба переднего участка листа при прокатке с рассогласованием скоростей рабочих валков разработаны и запатентованы новые технологические режимы управления ski-эффектом при производстве ТЛП [306, 309, 348, 350, 353] (табл. 5.10-5.15, рис. 5.41-5.46).

Табл. 5.9. Взаимосвязь параметра формы очага деформации, толщины листа и обжатия за проход

Толщина Н, мм	Параметр формы очага деформации l_d/h_m										
	Обжатие за проход ϵ , %										
	10	11	12	13	14	15	16	17	18	19	20
250	0,51	0,54	0,57	0,59	0,62	0,64	0,67	0,69	0,72	0,74	0,76
230	0,54	0,56	0,59	0,62	0,65	0,67	0,70	0,72	0,75	0,77	0,79
220	0,55	0,58	0,61	0,63	0,66	0,69	0,71	0,74	0,76	0,79	0,81
200	0,57	0,61	0,64	0,66	0,69	0,72	0,75	0,77	0,80	0,83	0,85
190	0,59	0,62	0,65	0,68	0,71	0,74	0,77	0,80	0,82	0,85	0,88
180	0,61	0,64	0,67	0,70	0,73	0,76	0,79	0,82	0,85	0,87	0,90
170	0,62	0,66	0,69	0,72	0,75	0,78	0,81	0,84	0,87	0,90	0,93
160	0,64	0,68	0,71	0,74	0,78	0,81	0,84	0,87	0,90	0,93	0,96
150	0,66	0,70	0,73	0,77	0,80	0,83	0,87	0,90	0,93	0,96	0,99
140	0,69	0,72	0,76	0,80	0,83	0,86	0,90	0,93	0,96	0,99	1,02
130	0,71	0,75	0,79	0,83	0,86	0,90	0,93	0,96	1,00	1,03	1,06
120	0,74	0,78	0,82	0,86	0,90	0,93	0,97	1,00	1,04	1,07	1,11
110	0,78	0,82	0,86	0,90	0,94	0,97	1,01	1,05	1,08	1,12	1,16
100	0,81	0,86	0,90	0,94	0,98	1,02	1,06	1,10	1,14	1,18	1,21
90	0,86	0,90	0,95	0,99	1,04	1,08	1,12	1,16	1,20	1,24	1,28
80	0,91	0,96	1,01	1,05	1,10	1,14	1,19	1,23	1,27	1,31	1,36
75	0,94	0,99	1,04	1,09	1,14	1,18	1,23	1,27	1,31	1,36	1,40
70	0,97	1,03	1,08	1,13	1,18	1,22	1,27	1,32	1,36	1,41	1,45
65	1,01	1,06	1,12	1,17	1,22	1,27	1,32	1,37	1,41	1,46	1,51
60	1,05	1,11	1,16	1,22	1,27	1,32	1,37	1,42	1,47	1,52	1,57
55	1,10	1,16	1,22	1,27	1,33	1,38	1,43	1,49	1,54	1,59	1,64
50	1,15	1,21	1,27	1,33	1,39	1,45	1,50	1,56	1,61	1,67	1,72
48	1,18	1,24	1,30	1,36	1,42	1,48	1,53	1,59	1,65	1,70	1,75
46	1,20	1,27	1,33	1,39	1,45	1,51	1,57	1,62	1,68	1,74	1,79
44	1,23	1,29	1,36	1,42	1,48	1,54	1,60	1,66	1,72	1,78	1,83
42	1,26	1,33	1,39	1,46	1,52	1,58	1,64	1,70	1,76	1,82	1,87
40	1,29	1,36	1,43	1,49	1,56	1,62	1,68	1,74	1,80	1,86	1,92
38	1,32	1,39	1,46	1,53	1,60	1,66	1,73	1,79	1,85	1,91	1,97
36	1,36	1,43	1,50	1,57	1,64	1,71	1,77	1,84	1,90	1,96	2,03
34	1,40	1,47	1,55	1,62	1,69	1,76	1,82	1,89	1,96	2,02	2,08
32	1,44	1,52	1,59	1,67	1,74	1,81	1,88	1,95	2,02	2,08	2,15
30	1,49	1,57	1,65	1,72	1,80	1,87	1,94	2,01	2,08	2,15	2,22
28	1,54	1,62	1,70	1,78	1,86	1,94	2,01	2,08	2,16	2,23	2,30
26	1,60	1,68	1,77	1,85	1,93	2,01	2,09	2,16	2,24	2,31	2,38
24	1,66	1,75	1,84	1,93	2,01	2,09	2,17	2,25	2,33	2,41	2,48
22	1,74	1,83	1,92	2,01	2,10	2,19	2,27	2,35	2,43	2,51	2,59
20	1,82	1,92	2,02	2,11	2,20	2,29	2,38	2,47	2,55	2,64	2,72
18	1,92	2,03	2,13	2,23	2,32	2,42	2,51	2,60	2,69	2,78	2,87
16	2,04	2,15	2,26	2,36	2,46	2,56	2,66	2,76	2,85	2,95	3,04
14	2,18	2,30	2,41	2,52	2,63	2,74	2,84	2,95	3,05	3,15	3,25
12	2,35	2,48	2,61	2,73	2,84	2,96	3,07	3,18	3,30	3,40	3,51
10	2,58	2,72	2,85	2,99	3,12	3,24	3,37	3,49	3,61	3,73	3,85
8	2,88	3,04	3,19	3,34	3,48	3,63	3,76	3,90	4,04	4,17	4,30

Табл. 5.10. Традиционный режим рассогласования скоростей рабочих валков (при температуре 800°C)

l_d/h_m	0,00	0,50	1,00	1,30	1,50	1,70	2,10	2,50	3,00	4,00	5,00
$\Delta V, \%$	0,20	0,18	0,00	0,00	0,35	0,50	0,47	0,36	0,10	0,05	0,04

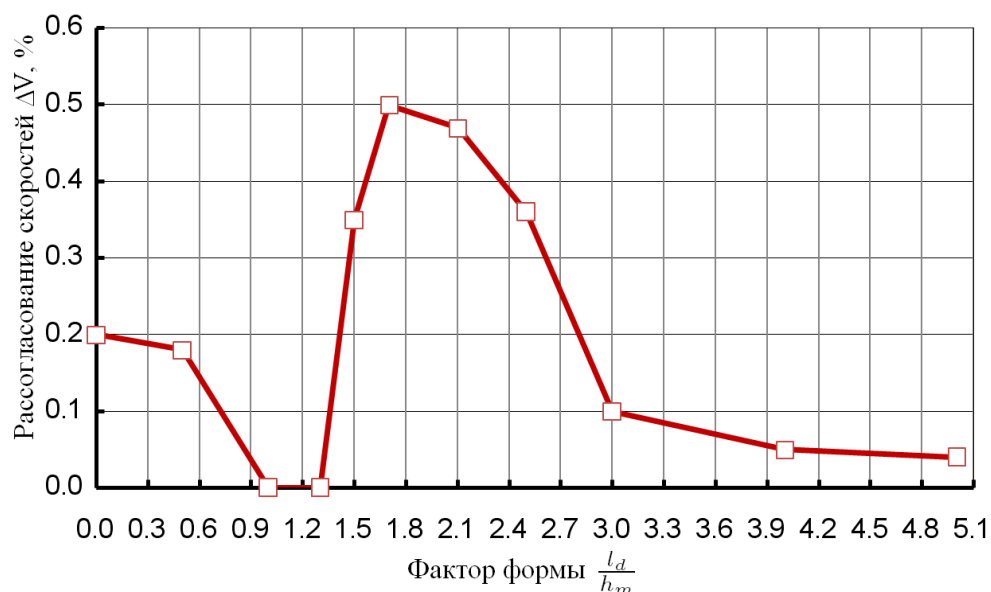


Рис. 5.41. Традиционный режим рассогласования скоростей рабочих валков (при температуре деформируемого металла 800°C)

Табл. 5.11. Традиционный режим рассогласования скоростей рабочих валков (при температуре 900°C)

l_d/h_m	0,00	0,50	1,00	1,30	1,50	1,70	2,10	2,50	3,00	4,00	5,00
$\Delta V, \%$	0,18	0,162	0,00	0,00	0,315	0,45	0,423	0,324	0,090	0,045	0,036



Рис. 5.42. Традиционный режим рассогласования скоростей рабочих валков (при температуре деформируемого металла 900°C)

Табл. 5.12. Разработанный режим рассогласования скоростей рабочих валков (при температуре 800°C, вариант 1)

l_d/h_m	0,00	0,50	1,00	1,30	1,50	1,70	2,00	2,50	3,00	4,00	5,00
$\Delta V, \%$	0,20	0,18	0,00	0,00	0,00	0,15	0,50	0,36	0,10	0,05	0,04

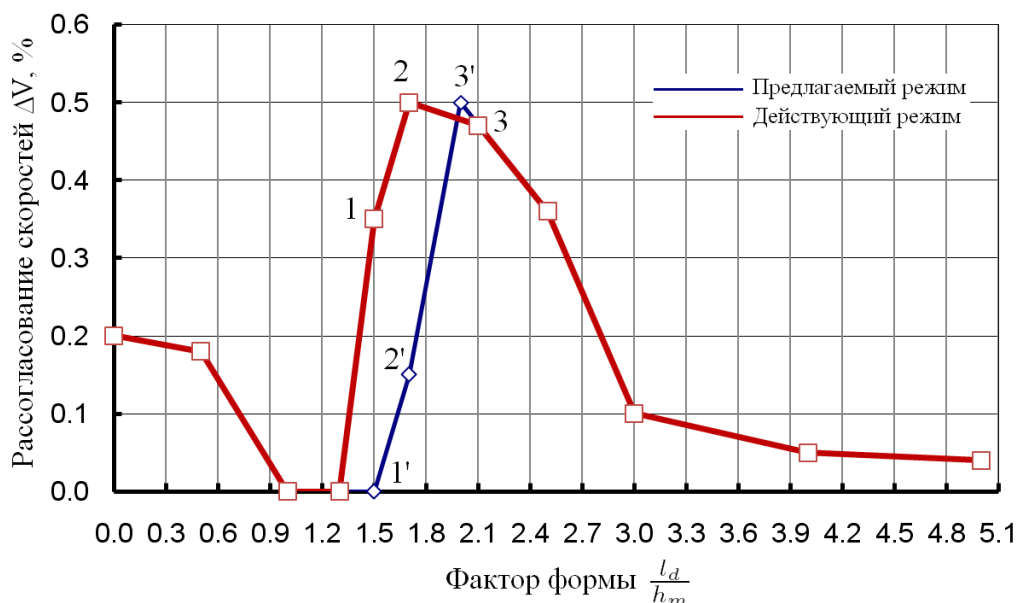


Рис. 5.43. Разработанный режим рассогласования скоростей рабочих валков (при температуре деформируемого металла 800°C, вариант 1)

Табл. 5.13. Разработанный режим рассогласования скоростей рабочих валков (при температуре 900°C, вариант 1)

l_d/h_m	0,00	0,50	1,00	1,30	1,50	1,70	2,00	2,50	3,00	4,00	5,00
$\Delta V, \%$	0,18	0,162	0,00	0,00	0,00	0,135	0,45	0,324	0,09	0,045	0,036

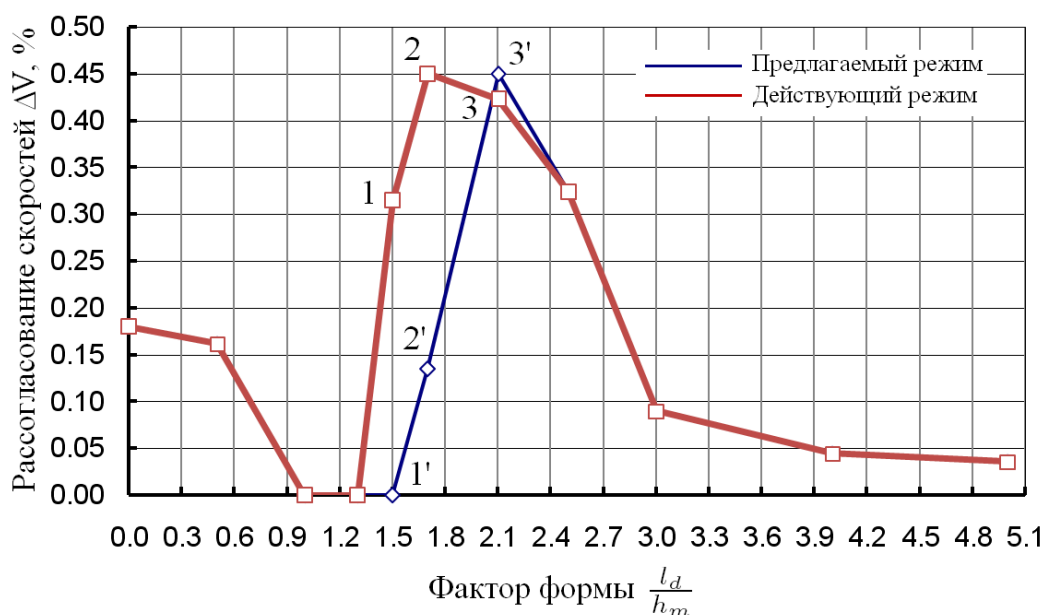


Рис. 5.44. Предлагаемый режим рассогласования скоростей рабочих валков (при температуре деформируемого металла 900°C, вариант 1)

Табл. 5.14. Разработанный режим рассогласования скоростей рабочих валков (при температуре 800°С, вариант 2)

l_d/h_m	0,00	0,50	1,00	1,30	1,50	1,80	1,85	2,00	2,20	2,50	3,00	4,00	5,00
$\Delta V, \%$	0,20	0,18	0,00	0,00	0,20	0,30	0,84	1,00	0,90	0,36	0,10	0,05	0,04

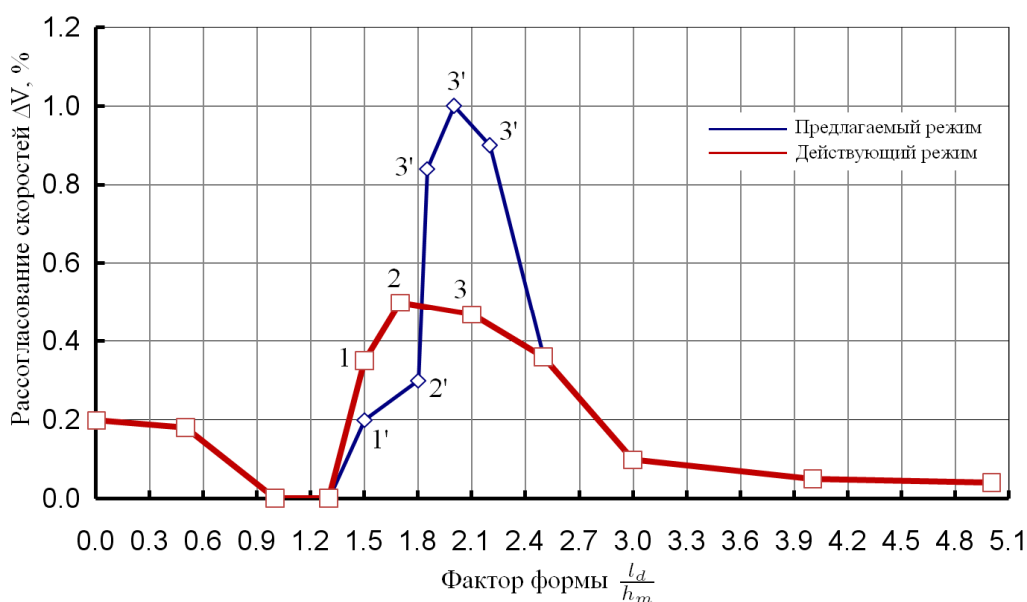


Рис. 5.45. Разработанный режим рассогласования скоростей рабочих валков (при температуре деформируемого металла 800°С, вариант 2)

Табл. 5.15. Разработанный режим рассогласования скоростей рабочих валков (при температуре 900°С, вариант 2)

l_d/h_m	0,00	0,50	1,00	1,30	1,50	1,80	1,85	2,00	2,20	2,50	3,00	4,00	5,00
$\Delta V, \%$	0,15	0,14	0,00	0,00	0,15	0,23	0,63	0,75	0,68	0,27	0,08	0,04	0,03

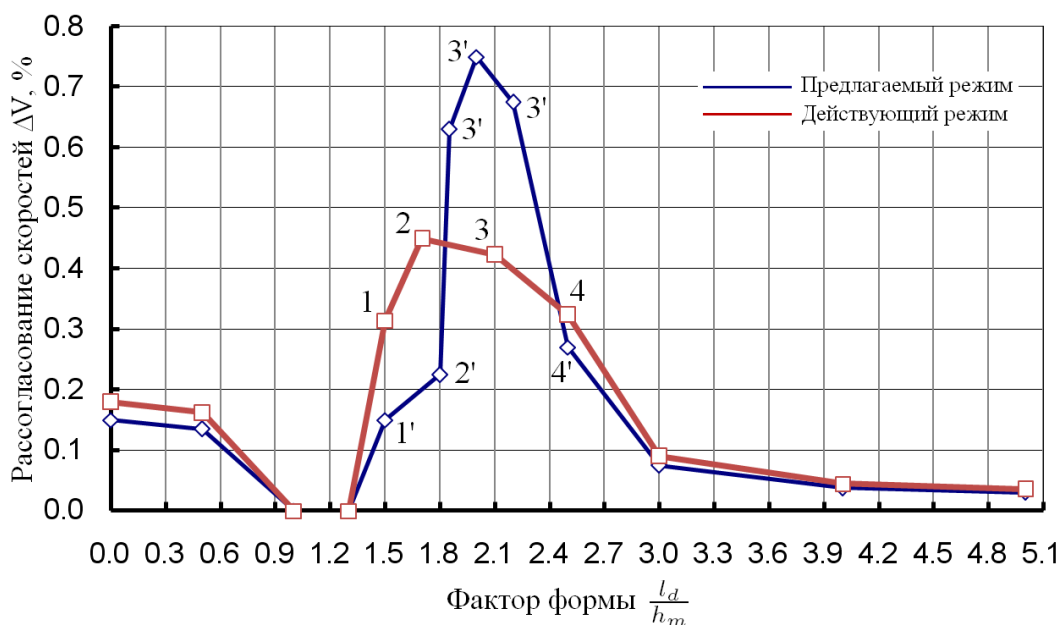


Рис. 5.46. Разработанный режим рассогласования скоростей рабочих валков (при температуре деформируемого металла 900°С, вариант 2)

Таким образом, применение методологии эффективной технологической компенсации позволило разработать и внедрить новые технологические решения, позволившие стабилизировать процесс получения ТЛП из непрерывнолитых заготовок с неравномерной температурой металла по сечению за счёт минимизации ski-эффекта на переднем участке раската. Это позволило сократить простои стана из-за подгибки раската и снизить объём металла, переводимого в брак и несоответствующую продукцию по причине нарушения температурных режимов деформационно-термической обработки ТЛП из МЛТС [284, 302-303, 306, 309, 346, 348]. При этом в качестве компенсационных технологических воздействий применялись асимметричные режимы деформирования с рассогласованием скоростей рабочих валков в диапазоне 0,1-15,0% в зависимости от соотношения степени деформации, величины критического обжатия за проход, толщины раската и температуры металла (прил. 7). Экономический эффект составил более 35 млн рублей.

Выводы по главе 5

1. Построен алгоритм применения методологии эффективной технологической компенсации, позволяющий осуществить анализ и совершенствование технологической системы «МЛТС-ТЛП» при решении задачи по минимизации негативного проявления ski-эффекта при толстолистовой прокатке микролегированных трубных сталей.

2. Разработан принцип эффективной технологической компенсации в интеллектуально-производственных модулях технологической системы «МЛТС-ТЛП», устанавливающий, что наличие температурного градиента по толщине непрерывнолитого сляба из МЛТС наиболее целесообразно компенсировать режимами деформации на черновой и чистовой стадиях контролируемой прокатки (обеспечением кинематической асимметрии с учётом вели-

чины критического обжатия и положения нейтральной точки) в модулях производства ТЛП.

3. Разработана и адаптирована к условиям стана 5000 ПАО «ММК» конечно-элементная математическая модель асимметричной толстолистовой прокатки непрерывнолитой заготовки из МЛТС. Отличием данной модели является возможность учёта влияния на напряженно-деформированное состояние металла фактора формы очага деформации, неравномерности температуры по сечению заготовки и величины рассогласования скоростей рабочих валков. При этом определяется необходимый уровень компенсационного воздействия на систему с целью минимизации ski-эффекта при толстолистовой прокатке и обеспечения требуемой геометрической формы переднего участка ТЛП.

4. Разработаны и внедрены новые технологические решения, которые позволили стабилизировать процесс получения ТЛП из непрерывнолитых заготовок с неравномерной температурой металла по сечению. При этом минимизация ski-эффекта на переднем участке раската обеспечивалась применением компенсирующих асимметричных режимов деформирования с рассогласованием скоростей рабочих валков в диапазоне 0,1-15,0% в зависимости от соотношения степени деформации, величины критического обжатия за проход, толщины раската и температуры металла (патент РФ № 2486974).

5. Экономический эффект от внедрения новых технологических решений, минимизирующих негативное проявление ski-эффекта при толстолистовой прокатке МЛТС, в условиях действующего промышленного производства составил более 35 млн рублей.

Глава 6. СОЗДАНИЕ КОМПЛЕКСА ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ РЕШЕНИЙ ПО ПРОИЗВОДСТВУ ВЫСОКОКАЧЕСТВЕННЫХ МЛТС И ТЛП СО СНИЖЕННОЙ ОСЕВОЙ ХИМИЧЕСКОЙ НЕОДНОРОДНОСТЬЮ

6.1. Алгоритм применения методологии эффективной технологической компенсации для решения задачи производства стали и проката со сниженной осевой химической неоднородностью в технологической системе «МЛТС-ТЛП»

В предшествующих главах было продемонстрировано, что применение методологии эффективной технологической компенсации позволяет успешно решать задачи материало-, металло- и энергосбережения в технологической системе «МЛТС-ТЛП» при целенаправленном снижении содержания микролегирующих элементов в трубных сталях (экономном легировании МЛТС), наличии поверхностных дефектов (прикромочных трещин) на непрерывнолитых слябах из МЛТС и температурного градиента по их толщине.

Одной из наиболее острых проблем при производстве высококачественных МЛТС и ТЛП является осевая химическая неоднородность металла. Данная проблема носит ярко выраженный системный характер: осевая химическая неоднородность формируется на стадии выплавки и разливки стали, развивается при прокатке металла и проявляет себя в трубном переделе – как на стадии производства ТБД, так и при эксплуатации, являясь возможной причиной аварийных ситуаций на магистральных трубопроводах [84-85, 135-136, 186, 205, 307]. Механические свойства проката с повышенной осевой химической неоднородностью, как правило, не отвечают требованиям нормативных документов, поэтому в подсистеме ТЛП возможны существенные потери металла [186, 205, 307, 351-352].

Для повышения эффективности процессов и системы в целом необходима разработка комплекса решений, снижающих такие потери. Это возможно на основе применения принципа эффективной технологической компен-

сации для решения задачи ресурсосбережения в подсистемах производства МЛТС и ТЛП.

В рассматриваемых подсистемах существенное влияние на формирование осевой химической неоднородности проката оказывают факторы производства МЛТС – качество чугуна, легирующих добавок, режимы конвертерной плавки, внепечной обработки и, особенно, разливки [135-136, 186, 244-245, 307, 351-352]. На стадии производства ТЛП осевая химическая неоднородность сляба может испытывать деформационно-температурное воздействие, в результате чего происходит уплотнение слоёв, их вытягивание вдоль направления прокатки. Это приводит к уменьшению класса осевой химической неоднородности, что благоприятно сказывается на уровне свойств проката и показателях ресурсосбережения. Учёт влияния такого количества факторов при разработке и совершенствовании технологических процессов представляет собой сложную научно-техническую проблему [135-136, 186, 244-245, 307, 351-352]. Её решение возможно на основе применения методологии эффективной технологической компенсации в системе «МЛТС-ТЛП». Сформируем её интеллектуально-производственную иерархию, позволяющую осуществить анализ и синтез ресурсосберегающих технологий с разработкой возможного компенсационного воздействия на систему, что в итоге обеспечит снижение осевой химической неоднородности проката, уменьшение перевода металла в несоответствующую продукцию и брак, а также минимизирует вероятность развития аварийных ситуаций на трубопроводах [307, 351-352] (рис. 6.1).

Анализ возможностей материало-, металло- и энергосбережения в технологической системе «МЛТС-ТЛП» показывает, что эффективные компенсационные воздействия в случае повышенной осевой химической неоднородности металла возможно осуществить на завершающей стадии формирования слябовой заготовки из МЛТС, а также на начальных стадиях производства ТЛП – черновой и чистовой прокатки, что обеспечит существенную экономию металла.

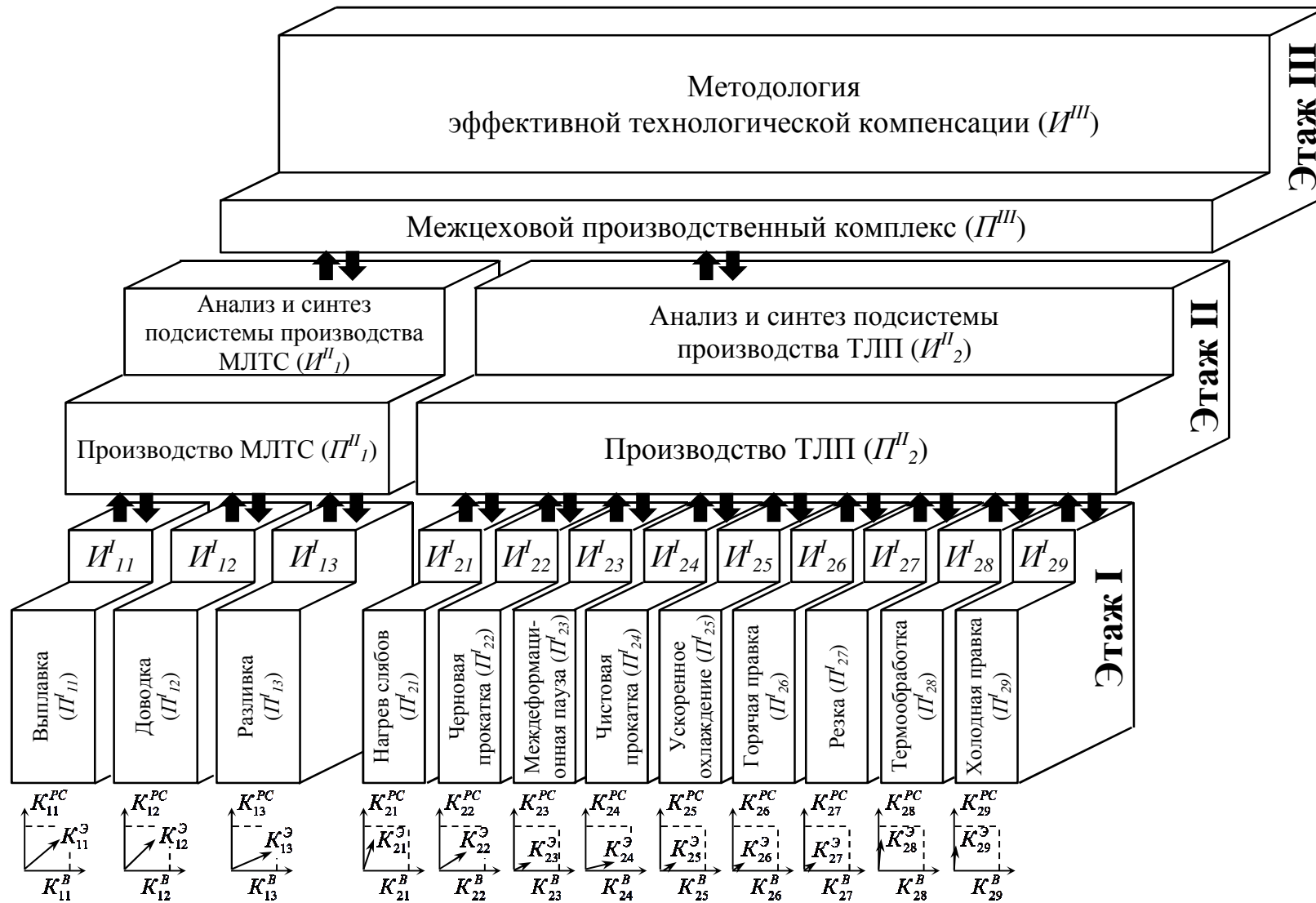


Рис. 6.1. Иерархическая схема технологической системы «МЛТС-ТЛП» для решения задачи производства высококачественного ТЛП со сниженной осевой химической неоднородностью

Рассмотрим взаимодействие интеллектуально-производственных модулей в построенной иерархической схеме (рис. 6.2). В ней подсистемы производства микролегированных трубных сталей и ТЛП представлены в виде модулей $ИПМ_1''$ и $ИПМ_2''$, оказывающих влияние на технологическую систему «МЛТС-ТЛП» посредством комплексных сигналов w_1 и w_2 . На первых уровнях указанных подсистем отображены интеллектуально-производственные модули, используемые для решения конкретной задачи производства высококачественного ТЛП со сниженной осевой химической неоднородностью.

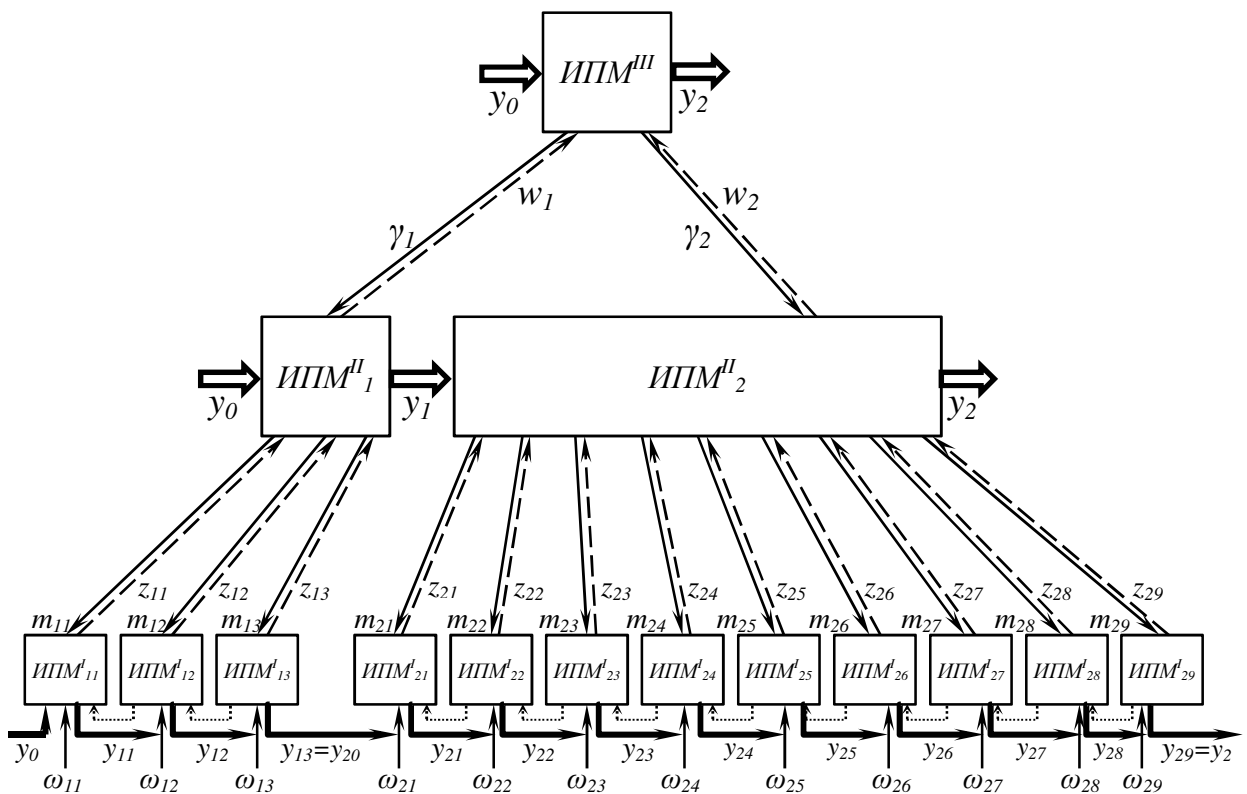


Рис. 6.2. Взаимодействие интеллектуально-производственных модулей в системе «МЛТС-ТЛП» при решении задачи производства высококачественного ТЛП со сниженной осевой химической неоднородностью

Алгоритмизация методологического подхода позволила структурировать и формализовать процедуры анализа и синтеза технологической системы «МЛТС-ТЛП». Установлено, что при её анализе для решения сформули-

рованной проблемы большое значение имеет исследование процессов выплавки, доводки и разливки, а также черновой и чистой прокатки (рис. 6.3).

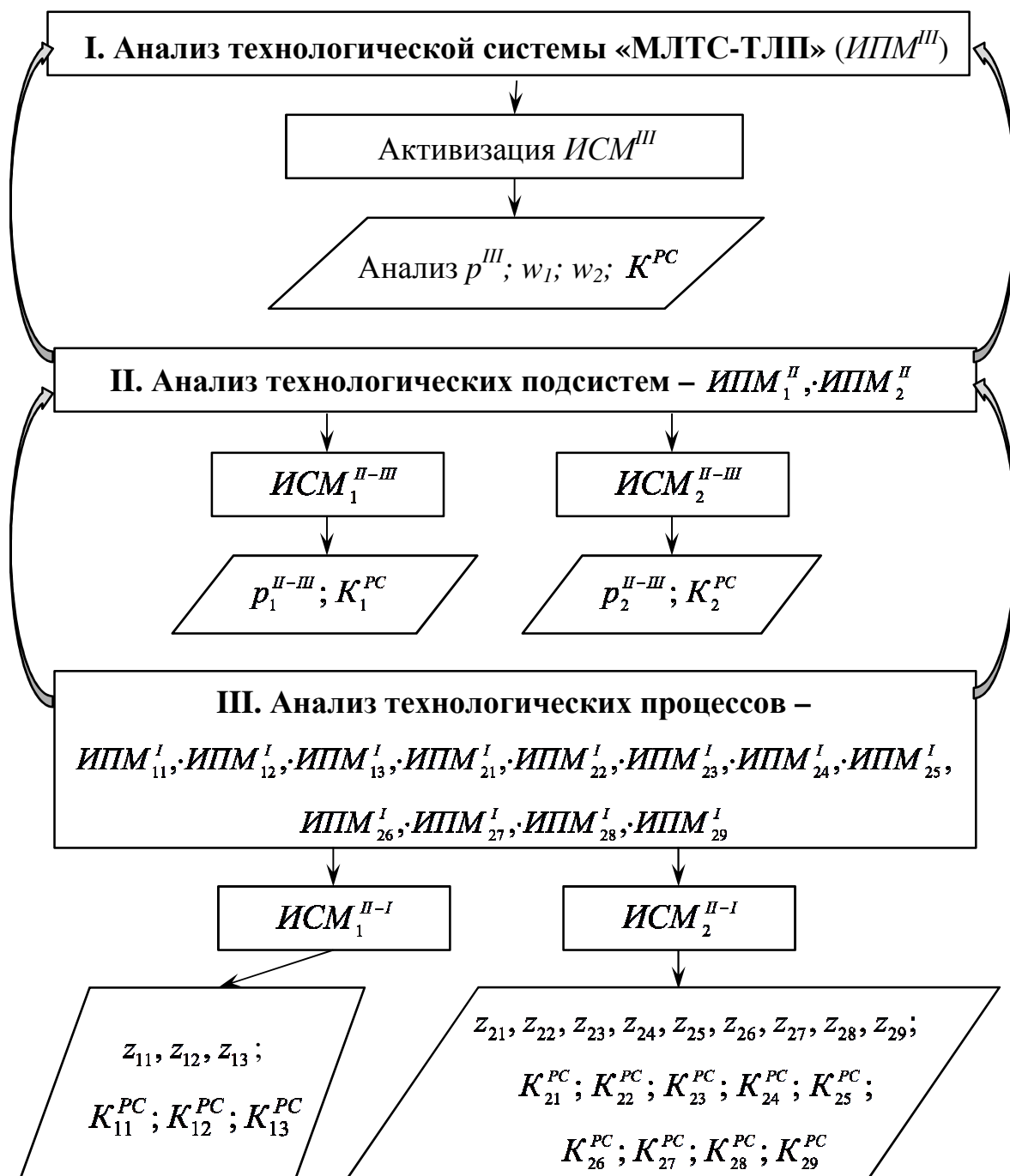


Рис. 6.3. Алгоритм анализа технологической системы «МЛТС-ТЛП» при решении задачи производства высококачественного ТЛП со сниженной осевой химической неоднородностью

При этом были задействованы аналитические инструменты интеллектуальных составляющих $ИСМ_1^{II-I}$ и $ИСМ_2^{II-I}$, входящих в соответствующие интеллектуально-производственные модули $ИПМ_1^{II}$ и $ИПМ_2^{II}$ подсистем производства МЛТС и ТЛП. С помощью этих модулей анализировали информационные потоки $z_{11} - z_{13}$ и $z_{21} - z_{29}$.

На основании анализа информационных потоков $z_{11} - z_{13}$ и $z_{21} - z_{29}$, описывающих операции сталеплавильного и листопрокатного комплексов, оценивалась их технологическая значимость при решении проблемы производства высококачественного ТЛП со сниженной ликвационной неоднородностью и задачи поиска эффективных способов технологической компенсации в подсистемах разлива и толстолистовой прокатки. Это оказалось возможным на основе новых решений по деформационной проработке внутренних слоёв металла, сгенерированных на основе применения пакета моделей, наполняющих интеллектуальные составляющие $ИСМ_1^{II-I}$ и $ИСМ_2^{II-I}$.

Выполненный анализ с использованием инструментария $ИСМ^{III}$, $ИСМ_1^{II-III}$, $ИСМ_2^{II-III}$, $ИСМ_1^{II-I}$, $ИСМ_2^{II-I}$, $ИСМ_{1i}^I$ и $ИСМ_{2i}^I$ послужил основой для разработки новых технологических решений с использованием методологии эффективной технологической компенсации в системе «МЛТС-ТЛП» (рис. 6.4). Согласно предложенному алгоритму, синтез таких решений осуществлялся на всех уровнях построенной иерархии с разработкой координирующих, управляющих сигналов и функциональных воздействий на процессы и подсистемы с использованием интеллектуальных составляющих рассматриваемых $ИПМ$. С практической точки зрения особую важность приобретает разработка управляющих воздействий на процессы m_{13} подсистемы производства МЛТС, $m_{21} - m_{29}$ листопрокатной технологической подсистемы и соответствующих им локальных функциональных воздействий f_{13} , $f_{21} - f_{29}$, преобразуемых с помощью моделей интеллектуальных модулей $ИСМ_{13}^I$, $ИСМ_{21}^I - ИСМ_{29}^I$.

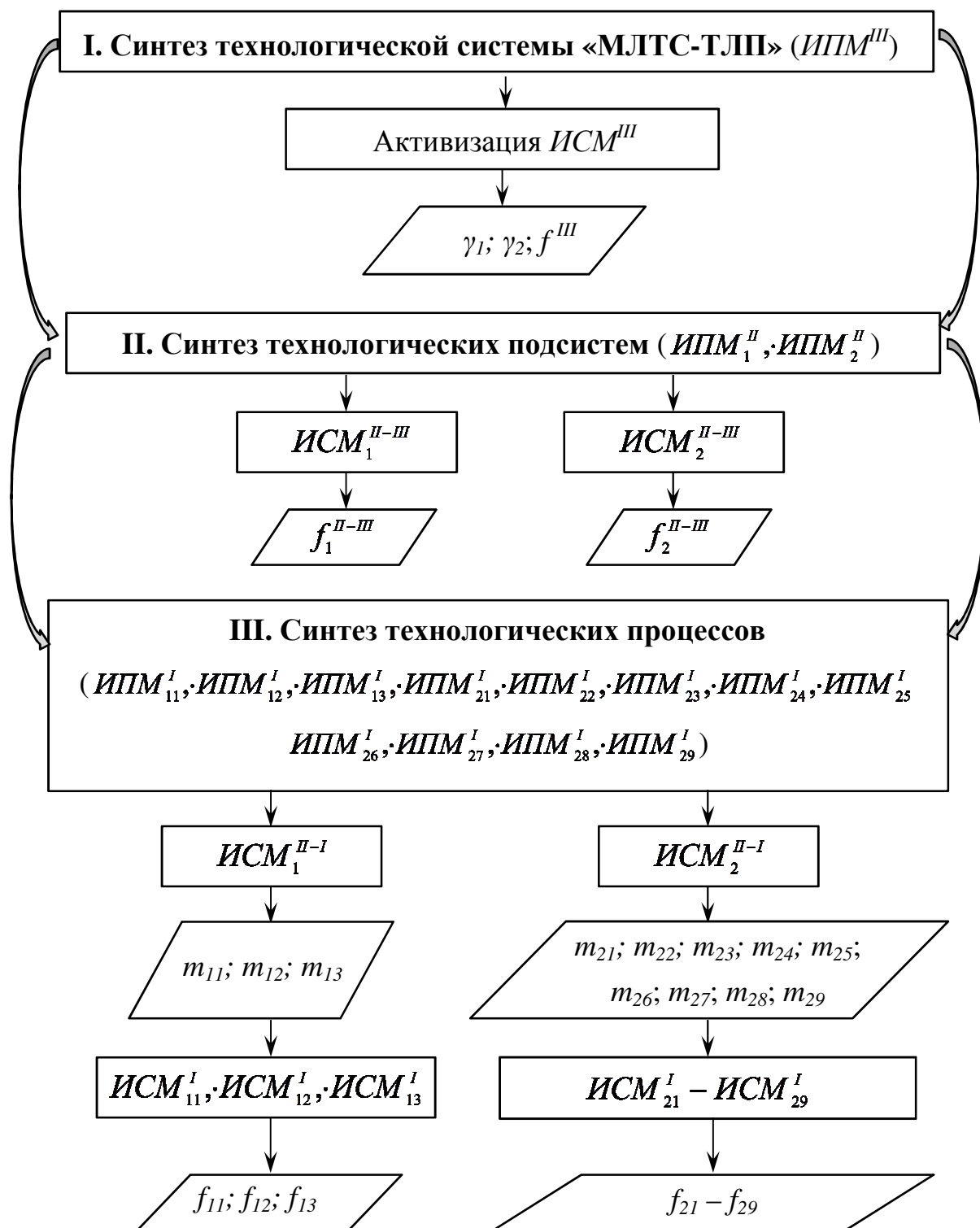


Рис. 6.4. Алгоритм синтеза технологической системы «МЛТС-ТЛП» производства высококачественного ТЛП со сниженной осевой химической неоднородностью

Применение разработанной методологии позволило в промышленных условиях реализовать производство высококачественного ТЛП со сниженной

осевой химической неоднородностью металла. При этом возможные потери качества МЛТС компенсировались определёнными режимами обработки слябовой заготовки, ТЛП на черновой и чистовой стадиях контролируемой прокатки. Внедрение данных решений в условиях технологической системы ККЦ –МНЛЗ-6 – ТЛС 5000 ПАО «ММК» позволило получить ТЛП с заданным комплексом механических и специальных эксплуатационных свойств, отвечающим всем требованиям трубопрокатных заводов к качеству штрипсовой заготовки [307, 351-352].

Для решения поставленной задачи разработана модель, позволяющая описывать геометрическую трансформацию области осевой химической неоднородности металла в процессе производства ТЛП из МЛТС.

6.2. Разработка модели для описания геометрической трансформации области осевой химической неоднородности металла в процессе производства ТЛП

Для управления осевой химической неоднородностью металла при производстве высококачественных МЛТС и ТЛП разработана модель, позволяющая описывать и анализировать напряжённо-деформированное состояние по всему сечению проката, в том числе в зоне осевой химической неоднородности. Для разработки этой модели воспользовались методом конечных элементов, подробно описанным во второй главе.

Математическая модель была реализована с использованием конечно-элементного комплекса «Abaqus», включающего стандартные вязко- и упруго-пластические модули материалов и показатели повреждения. Для генерации сетки конечных элементов внутри и вокруг области силового воздействия использовали трёхмерные твердотельные конечные элементы. Трёхмерные элементы сетки имели соотношение сторон близкое к единице, а размеры элементов области осевой химической неоднородности (ОХН) целенаправленно уменьшали для повышения точности расчётов.

Особенностью математической модели являлась возможность прогнозирования разрушения материала на основе энергетической теории через эквивалентное напряжение (интенсивность) и вид напряжённого состояния. Критерий разрушения (дробимости), используемый в модели, устанавливал наступление разрушения в момент превышения значением интенсивности пластической деформации определённого порога. После инициации разрушения (достижения критического уровня начала разрушения ε_i^{kp}) его прогресс развивался в виде линейного разупрочнения (рис. 6.5).

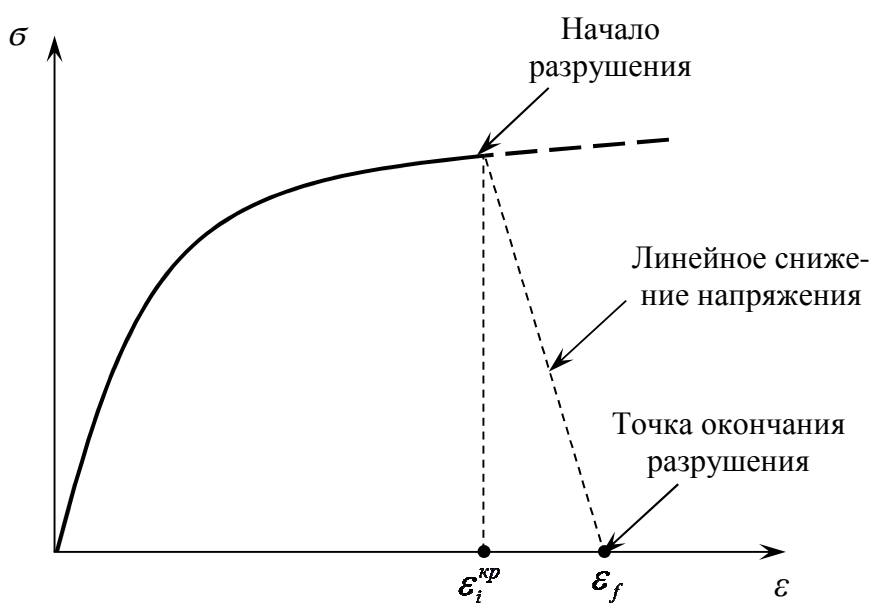


Рис. 6.5. Схема линейного разупрочнения при разрушении материала

Данная концепция была положена в основу конечно-элементного моделирования процесса деформирования непрерывнолитого сляба с учётом нарушения сплошности области ОХН. Кривая начала разрушения аппроксимировалась следующей функциональной формой:

$$\varepsilon_i^{kp} = \begin{cases} \infty, & \eta \leq -\frac{1}{3} \\ \frac{C_1}{1+3 \cdot \eta}, & -\frac{1}{3} < \eta \leq 0 \\ C_1 + (C_2 - C_1) \cdot \left(\frac{\eta}{\eta_0}\right)^2, & 0 < \eta < \eta_0 \\ \frac{C_2 \cdot \eta_0}{\eta}, & \eta_0 < \eta \end{cases} \quad (6.5)$$

где ε_i^{kp} – интенсивность пластической деформации для инициирования разрушения; $C_1 = \varepsilon_i^{kp}$ в чистом сдвиге; $C_2 = \varepsilon_i^{kp}$ в одноосном растяжении; η_0 – величина критерия, соответствующая одноосному напряжённому состоянию.

Константы C_1 и C_2 определялись из следующих уравнений:

$$C_1 = C_2 \cdot \left(\frac{\sqrt{3}}{2}\right)^{1/n}, \quad (6.6)$$

$$C_2 = \ln\left(\frac{1}{1-RA}\right), \quad (6.7)$$

где RA – сокращение площади.

Для адаптации фундаментальных принципов конечно-элементного моделирования к условиям решаемой задачи определялись краевые (граничные и начальные) условия. В качестве граничных условий задавались:

- 1) граничные поверхности инструмента;
- 2) поверхности деформируемого материала, взаимодействующие с окружающей средой;
- 3) характер взаимодействия деформируемого металла с материалом ликвационной полосы;
- 4) закон трения на контакте с рабочим инструментом;

5) реологические модели деформируемого металла и материала области осевой химической неоднородности.

В качестве начальных условий моделирования задавались следующие параметры:

- диаметры и угловые скорости вращения рабочих валков;
- кривая текучести основного материала сляба в виде функциональной зависимости $\sigma_s = \sigma_s(\varepsilon, \dot{\varepsilon}, T)$ с учётом фазовых превращений;
- кривая текучести материала области осевой химической неоднородности с учётом критерия начала разрушения;
- температура нагрева сляба в печи;
- начальные размеры сляба (толщина, ширина, длина);
- начальные размеры и форма осевой химической неоднородности непрерывнолитой заготовки;
- показатель трения на контакте с рабочими валками;
- показатели силового взаимодействия деформируемого металла и материала области осевой химической неоднородности;
- степень деформации за каждый проход;
- время междеформационной паузы;
- температура окружающей среды;
- коэффициенты теплопроводности, теплоёмкости и черноты основного материала сляба;
- коэффициенты теплопроводности и теплоёмкости материала рабочих валков;
- коэффициент конвекции при теплообмене с окружающей средой;
- коэффициенты деформационного разогрева основного металла сляба и материала области осевой химической неоднородности;
- размеры и количество конечных элементов, а также условия их перестройки.

При моделировании процесса листовой прокатки принимались следующие допущения:

- 1) деформированное состояние металла – объёмное с плоскопараллельным течением слоёв в центральной части;
- 2) деформируемая среда основного материала сляба – вязкопластическая;
- 3) деформируемая среда области осевой химической неоднородности – вязкопластическая с реализацией функции вязкого разрушения при деформации;
- 4) валки несжимаемые;
- 5) напряжения трения на контакте деформируемого металла с инструментом пропорциональны пределу текучести на сдвиг.

В результате решения задачи определялись следующие основные характеристики:

- напряжённно-деформированное состояние металла по сечениям раската;
- напряжённно-деформированное состояние материала области осевой химической неоднородности;
- показатель напряжённного состояния материала области осевой химической неоднородности и запас пластичности;
- размеры и форма сечений раската после каждого деформационного прохода;
- размеры и форма области осевой химической неоднородности.

Решение задачи описания НДС при исследовании процесса листовой прокатки металла с осевой химической неоднородностью в каждом случае проводилось в соответствии с алгоритмом (рис. 6.6).

С помощью разработанной модели выполнен анализ напряжённно-деформированного состояния металла при толстолистовой прокатке МЛТС классов прочности К56-К65. Начальные условия для моделирования представлены в табл. 6.1.

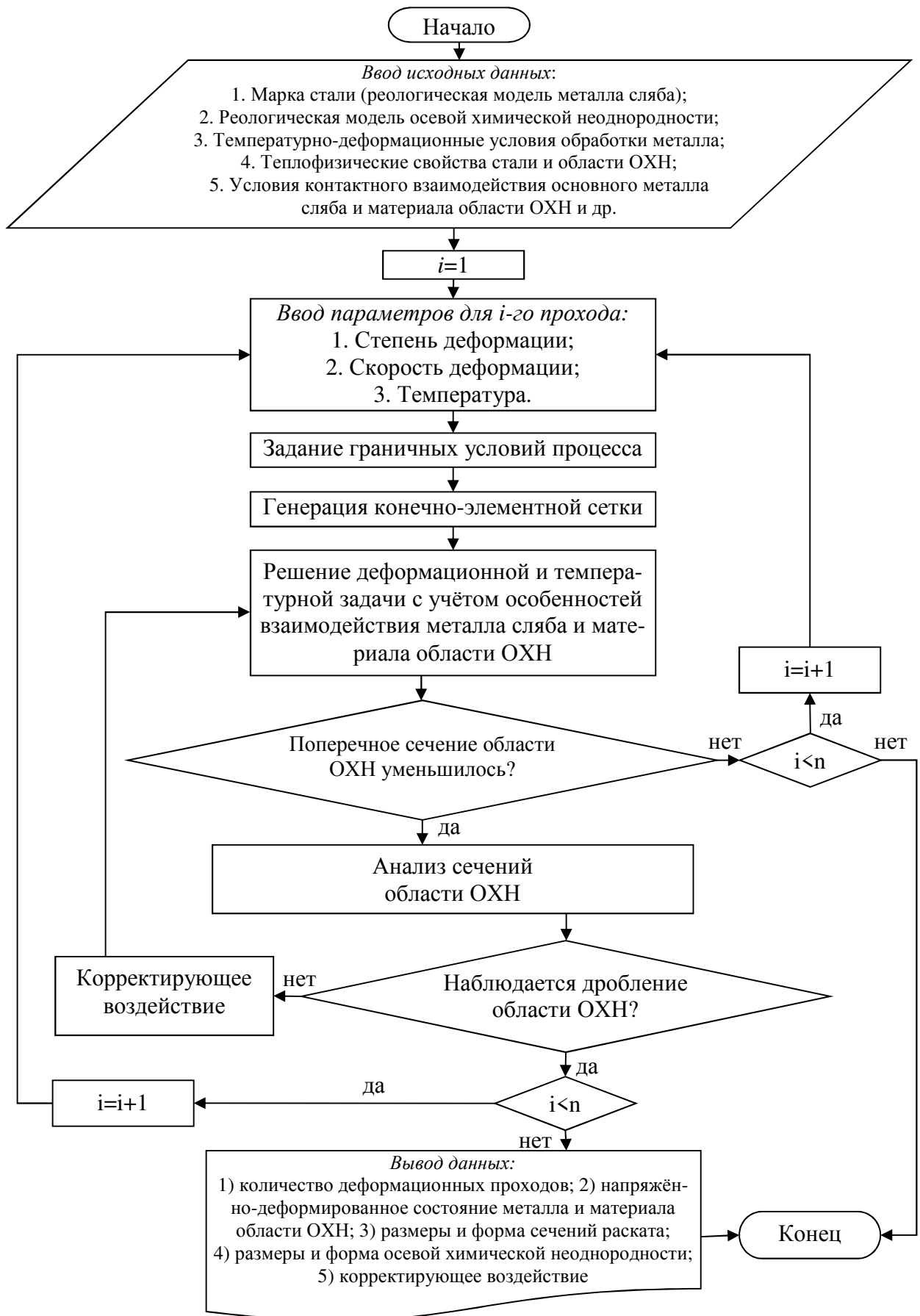


Рис. 6.6. Блок-схема алгоритма моделирования процесса листовой прокатки металла с осевой химической неоднородностью

Табл. 6.1. Начальные условия для математического моделирования

Наименование параметра	Значение
Класс прочности стали (реологическая модель)	K56-K65
Толщина сляба, мм	250-350
Температура нагрева сляба в печи, °С	1100-1200
Толщина проката, мм	15-40
Диаметр рабочих валков, мм	1200-1400
Показатель трения на контакте с рабочими валками	0,3-0,9
Коэффициент черноты стали	0,8
Коэффициент теплопроводности материала валков, Вт/(м·К)	49,43
Коэффициент теплоёмкости материала валков, кДж/(кг·К)	0,458
Коэффициент черноты материала рабочих валков	0,75
Температура окружающей среды, °С	20
Коэффициент конвекции, Вт/(м ² ·К)	5-25
Коэффициент деформационного разогрева, Вт/(м ² ·К)	11,0
Количество конечных элементов, шт.	10 ⁵

Для решения поставленной задачи принято допущение о симметричном линейном распределении области осевой химической неоднородности (ХН) в поперечном сечении сляба (рис. 6.7).

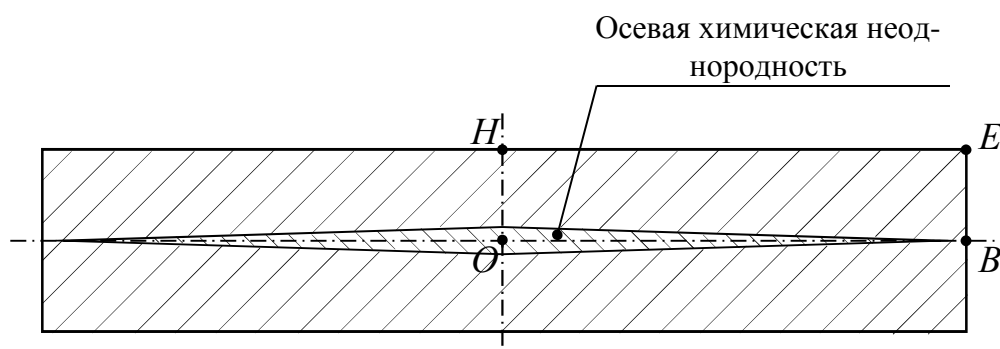


Рис. 6.7. Поперечное сечение сляба с осевой ХН

Также принималось, что толщина участка с выраженной химической неоднородностью увеличивалась от боковых рёбер сляба к его центру и до-

стигала максимума на вертикальной оси. При моделировании рассматривали как весь объём сляба, так и $1/4$ сечения *HOBE* непрерывнолитой заготовки (рис. 6.8).

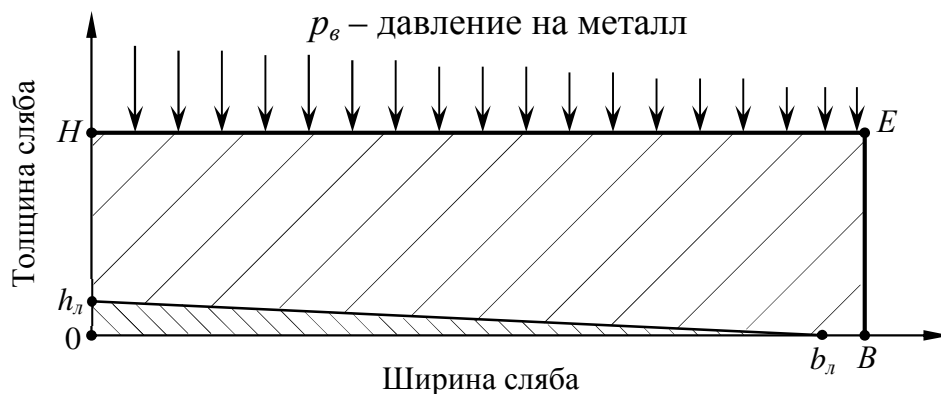


Рис. 6.8. Поперечное сечение ($1/4$ часть) непрерывнолитой заготовки с осевой химической неоднородностью

Аналогичным образом в продольном вертикальном сечении сляба принималось допущение о симметричном линейном распределении осевой химической неоднородности (рис. 6.9).

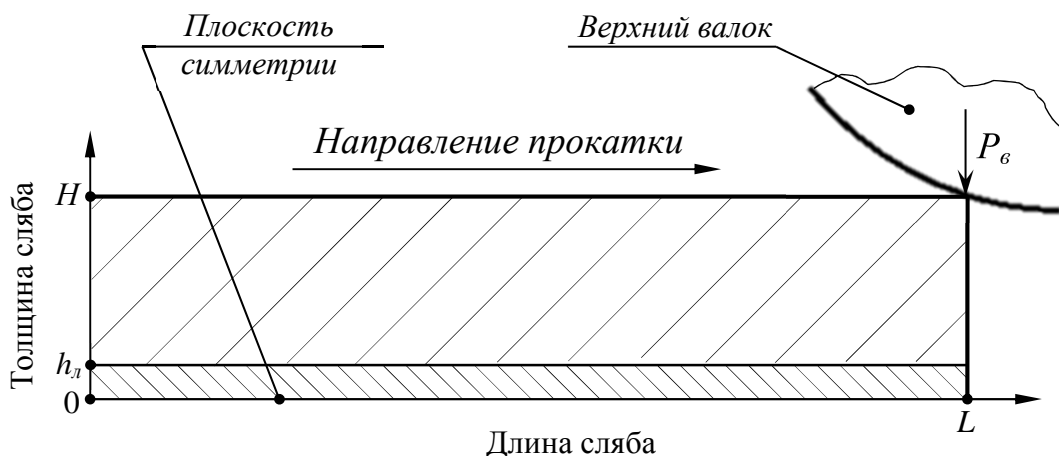


Рис. 6.9. Продольное сечение сляба с осевой ХН

Разработанная модель была применена для изучения влияния основных технологических параметров на степень изменения и трансформацию химической неоднородности в прокатываемом металле.

6.3. Моделирование технологического процесса производства ТЛП с изучением влияния основных параметров на геометрическую трансформацию области химической неоднородности в прокатываемом металле

Изучение влияния основных технологических параметров на степень изменения осевой химической неоднородности при прокатке возможно при формализации геометрического критерия её трансформации. Для этого рассмотрен общий случай дробления области ХН на m участков после k -го набора технологических воздействий (рис. 6.10). Площадь поперечного сечения области ХН в этом случае определяется так:

$$S_{XH}^k = \frac{h_{n1}^k \cdot b_{n1}^k}{2} + \sum_{i=2}^m h_{ni}^k \cdot b_{ni}^k, \quad (6.10)$$

где h_{n1}^k – толщина первого участка осевой химической неоднородности после k -го набора технологических воздействий; b_{n1}^k – ширина первого участка осевой химической неоднородности после k -го набора технологических воздействий; h_{ni}^k – толщина i -го участка осевой химической неоднородности после k -го набора технологических воздействий; b_{ni}^k – ширина i -го участка осевой химической неоднородности после k -го набора технологических воздействий.

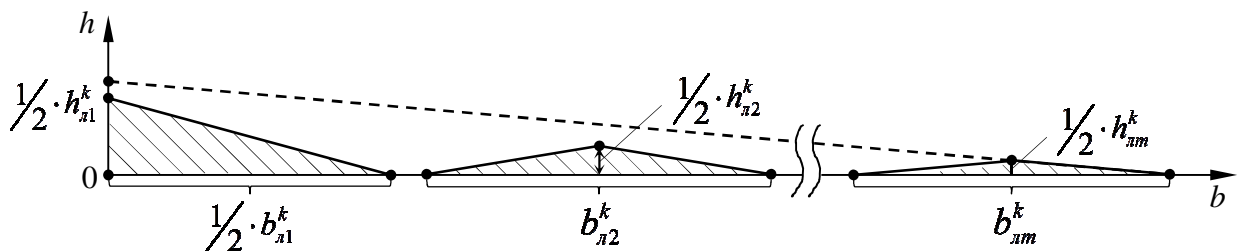


Рис. 6.10. Дробление области ХН на m участков после k -го набора технологических воздействий

Характеристикой геометрической трансформации области ХН в процессе прокатки можно считать соотношение:

$$D_{л} = \frac{h_{л1}^k \cdot b_{л1}^k + 2 \cdot \sum_{i=2}^m h_{ли}^k \cdot b_{ли}^k}{h_{л0} \cdot b_{л0}}. \quad (6.12)$$

где $h_{л0}$ – начальная толщина области осевой химической неоднородности; $b_{л0}$ – начальная ширина области осевой химической неоднородности.

Принимая допущение о возможности оценки изменения области ХН через её протяжённость в направлении ширины (оси b), критерий оценки будет иметь вид:

$$D_{л} = \frac{b_{л1}^k + 2 \cdot \sum_{i=2}^m b_{ли}^k}{b_{л0}}. \quad (6.14)$$

В случае полного отсутствия остаточной ХН критерий $D_{л} = 0$ (минимально возможное значение). Если протяжённость остаточной ХН остаётся равной исходной, то $D_{л} = 1$ (максимальное значение). Таким образом, показатель $D_{л}$ может служить геометрическим критерием эффективности деформации с точки зрения снижения уровня остаточной ХН в готовом прокате.

Для компьютерного моделирования технологического процесса производства ТЛП с изучением влияния основных параметров на степень изменения и трансформацию химической неоднородности в прокатываемом металле использовали разработанную конечно-элементную математическую модель.

Адекватность модели была проверена по двум факторам – дроблению области ХН при прокатке и энергосиловым параметрам процесса. В первом случае проведён лабораторный эксперимент в условиях Инжинирингового центра «Термодеформ-МГТУ». На лабораторном стане Дуо-500 прокатывали

заготовку, имитирующую сляб с осевой ХН. Для этого использовали двухкомпонентный спрессованный пакет из двух различных материалов: свинцовой оболочки и тонкой медной пластины (рис. 6.11, а). Реологические свойства такого пакета материалов подобны горячей прокатке стали с явно выраженной областью осевой химической неоднородности, склонной к вязкому разрушению. Деформируя двухкомпонентную заготовку на лабораторном прокатном стане, наблюдали дробление её центральной области (медной пластины) на части (рис. 6.11, б-в).

Задавая в разработанную конечно-элементную математическую модель граничные и начальные условия, соответствующие задаче лабораторного эксперимента, получили достаточно точную картину дробления центральной области (медной пластины) (рис. 6.11, г). В дальнейшем, данную модель использовали для решения задачи горячей прокатки металла с характерной центральной областью, склонной к вязкому разрушению.

Адекватность разработанной математической модели подтверждена также расчётом энергосиловых параметров процесса: сопоставлены расчётные и фактические значения усилия деформирования при горячей прокатке МЛТС классов прочности К60-К65 (рис. 6.12). В результате сопоставления с опытными данными со стана 5000 получена степень соответствия расчётных и экспериментальных значений усилия прокатки на уровне 93,2%.

Проведено компьютерное моделирование процесса производства толстолистового проката с изучением влияния технологических параметров на степень изменения и поведение ХН в прокатываемом металле. В качестве основного материала сляба задавалась реология МЛТС классов прочности К60-К65, в качестве области ХН – материал с возможностью вязкого разрушения.

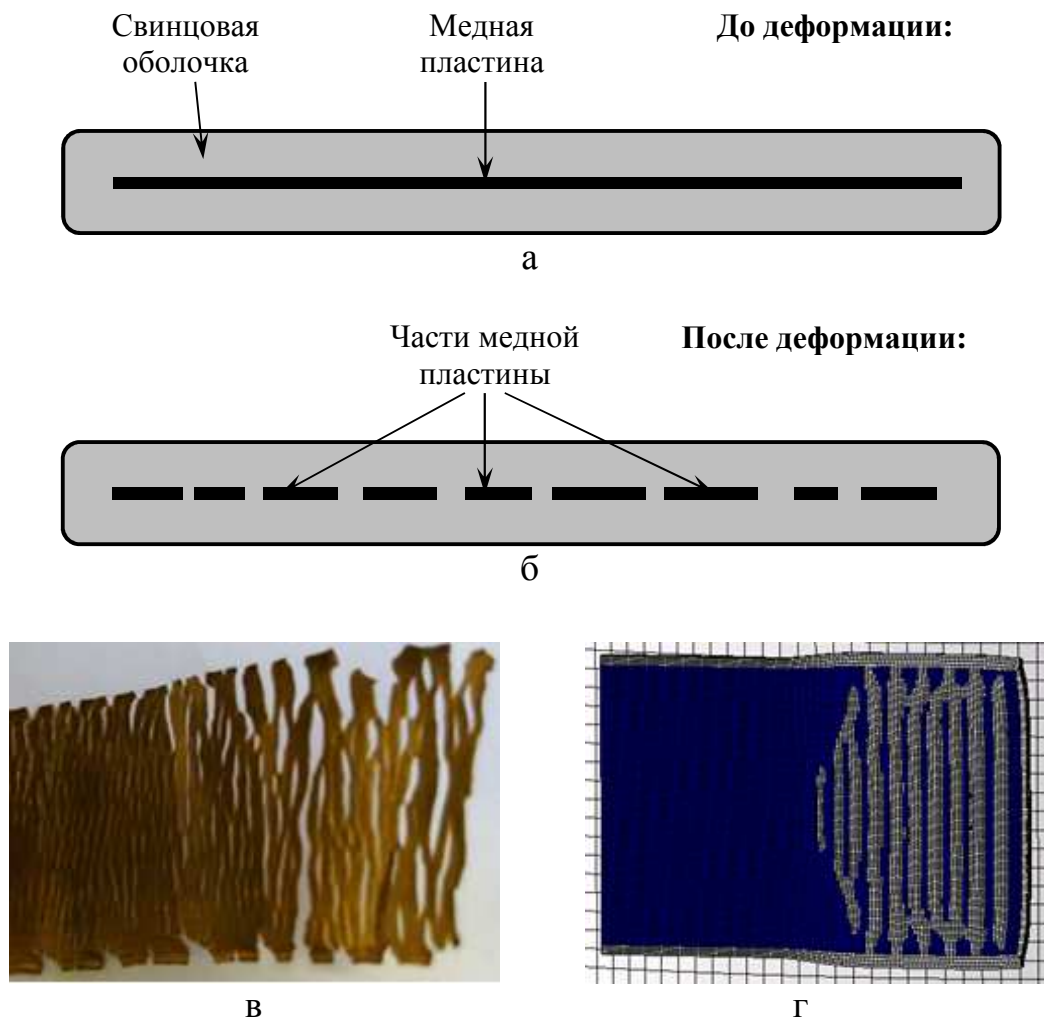


Рис. 6.11. Экспериментальный двухкомпонентный спрессованный пакет для моделирования процесса прокатки металла с ХН: а – до деформации; б – после деформации; в – фотография медной пластины после деформации; г – результаты численного эксперимента

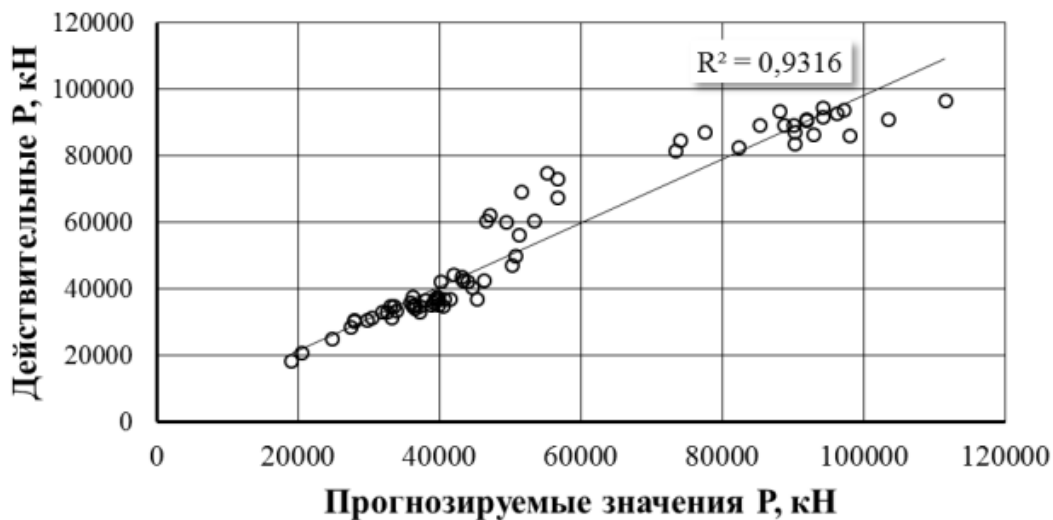
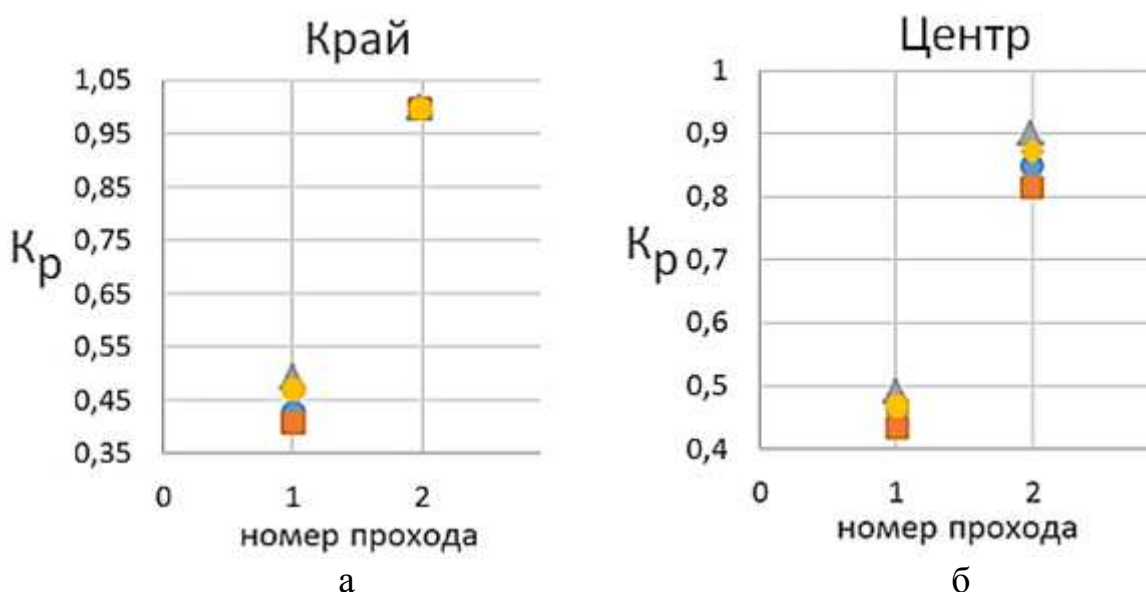


Рис. 6.12. Сравнение расчётных и фактических значений усилия прокатки

Проведено исследование влияния направления деформации (продольное и поперечное) на трансформацию области ХН при толстолистовой прокатке. Результаты моделирования показали, что при поперечной прокатке энергетический критерий разрушения в области ХН приблизительно в два раза выше, чем при продольной (рис. 6.13). Также установлено, что в случае поперечной прокатки одинаково эффективно прорабатываются и центральные, и краевые участки раската.



Проход № 1 – продольный; Проход № 2 – поперечный

Рис. 6.13. Значение энергетического критерия разрушения в области ХН:
а – на краю раската; б – в центре раската

Проанализировано влияние степени деформации на изменение ХН. Для этого варьировали величину обжатия при прокатке. Результаты моделирования представлены на рис. 6.14, а. С увеличением степени деформации с 5 до 15% значение энергетического критерия разрушения возрастает в три раза в центре раската и в пять раз на кромке. Кроме того, наблюдается интенсивный рост значения критерия вблизи кромки при больших степенях деформации.

Выполнено исследование влияния температуры металла при деформации на изменение ХН. Результаты моделирования представлены на

рис. 6.14, б. Увеличение температуры с 1000 до 1100°С приводит к снижению критерия разрушения в 1,2 раза (на кромке).

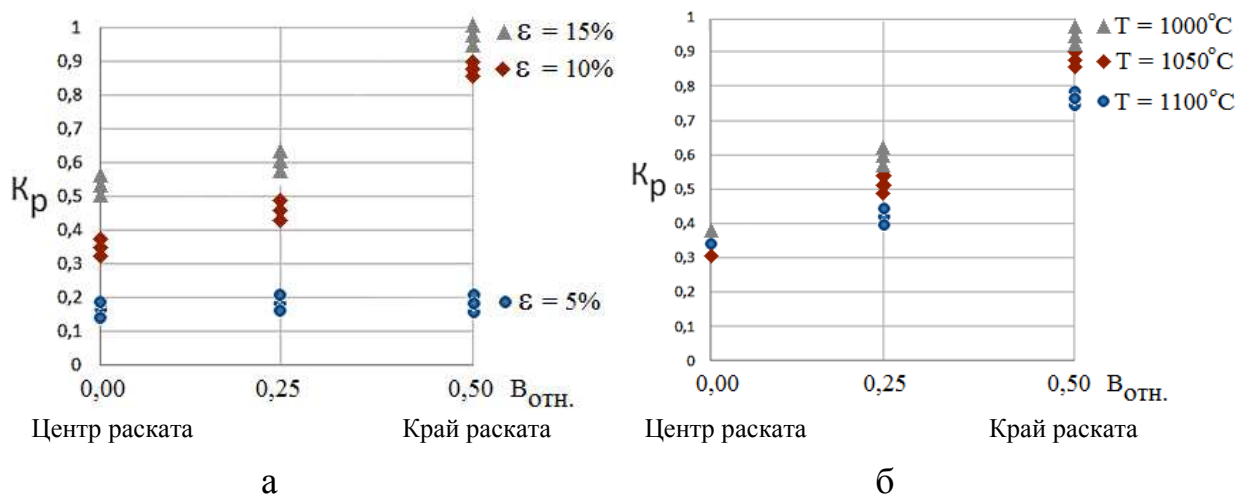


Рис. 6.14. Влияние степени (а) и температуры (б) деформации металла на значение критерия разрушения

Математическое моделирование основных стадий производства ТЛП позволило выявить ключевые параметры сквозной технологии в системе «МЛТС-ТЛП», компенсирующие влияние исходной ОХН в заготовке и позволяющие эффективно её трансформировать в готовом прокате. Основным выводом является то, что область ХН непрерывнолитой заготовки может изменяться (трансформироваться) вследствие температурно-деформационного воздействия на прокатном стане.

Большое влияние на дробимость ХН в готовом прокате оказывает степень деформации. Рекомендуется осуществлять процесс прокатки с обжатиями не менее 10-15%, поскольку при таком уровне воздействия наблюдается повышенное значение критерия дробимости ХН – соотношения интенсивностей напряжений и деформаций в осевой зоне, приводящее к нарушению связей между различными участками ХН.

Следует отметить, что увеличение степени деформации приводит к росту энергетического критерия разрушения (дробимости) области ХЛ по всему сечению прокатываемого металла – как в краевых участках, так и в центре

раската. Установлено, что степень деформации за проход может считаться наиболее эффективным компенсирующим параметром с точки зрения влияния на изменение ХН в ТЛП.

Эффективность деформационного воздействия ещё более повышается при понижении температуры металла. Установлено, что при большом обжатии и пониженной температуре металла деформационное воздействие проникает глубже по сечению раската. Кроме того, при пониженной температуре металла (900-1000°С) резерв прочности области ХН быстрее исчерпывается и создаются благоприятные условия для её интенсивного дробления.

С точки зрения эффективности влияния на изменение ХН степень деформации является более предпочтительным компенсирующим параметром, так как позволяет воздействовать на центральную область ХН [268, 351-352]. Температурный же фактор оказывает меньшее влияние на центральные участки ХН и эффективен лишь в краевых областях.

Таким образом, ключевыми параметрами сквозной технологии, оказывающими наиболее существенное влияние на образование ХН в непрерывно-литом слябе и дробление этого дефекта в готовом прокате, являются формирование однородной структуры кристаллизующейся заготовки (сляба) в подсистеме «МЛТС», степень обжатия, температура и направление деформации при толстолистовой прокатке металла в подсистеме «ТЛП» [307, 351-352]. На основании анализа разработаны научно обоснованные рекомендации по совершенствованию сквозной технологии производства МЛТС и ТЛП с улучшающим воздействием на комплекс механических свойств [307, 351-352].

6.4. Научное обоснование и разработка рекомендаций по совершенствованию сквозной технологии производства МЛТС и ТЛП

Как показали результаты исследований, осевая ХН оказывает существенное влияние на формирование структуры и свойств ТЛП. Она образуется в процессе кристаллизации МЛТС вследствие высокой ликвационной спо-

способности некоторых химических элементов (углерода, марганца, серы, фосфора и др.). Отсутствие технической возможности «мгновенной» кристаллизации слитка (сляба) по всему сечению приводит к одновременному существованию в кристаллизующейся заготовке двух фаз – твёрдой (корочки) и жидкой (сердцевины). Высокая диффузионная способность ликвирующих элементов объясняет естественное насыщение ими жидкой сердцевины и обеднение застывшей корочки. В результате такого явления в поперечном сечении сляба после травления можно наблюдать следующую картину распределения исходной (начальной) ХН в виде участков повышенной травимости [307, 351-352] (рис. 6.15).

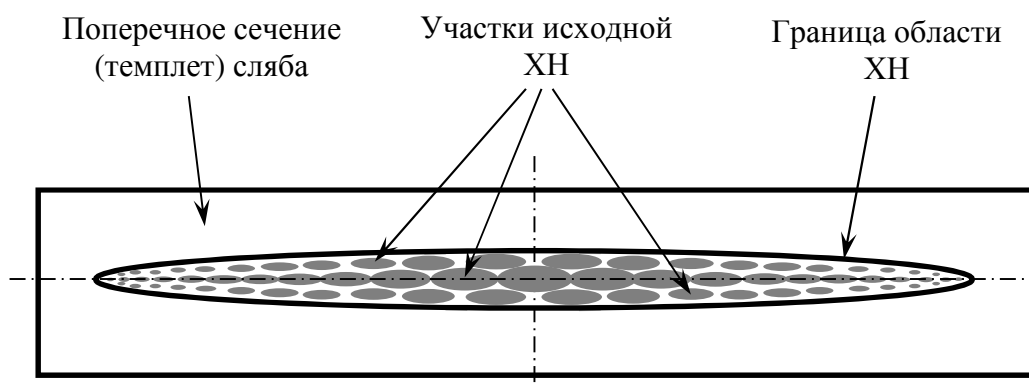


Рис. 6.15. Исходная ХН после кристаллизации непрерывнолитого сляба в виде участков повышенной травимости металла на поперечном темплете

Одним из эффективных способов решения проблемы ХН является применение системы электромагнитного перемешивания стали в процессе её разливки и кристаллизации. Однако дороговизна и техническая сложность осуществления данного способа делает его весьма затруднительным в плане реализации в промышленных условиях.

Другим эффективным способом является осуществление мягкого обжатия формирующейся слябовой заготовки на заключительной стадии кристаллизации МЛТС (рис. 6.16). При мягком обжатии происходит уплотнение литой структуры, устранение осевой рыхлости, а также движение жидкой фазы к границам кристаллизации дендритов. Кроме того, некоторое выдавлива-

ние насыщенной ликвирующими элементами жидкой стали снижает уровень ХН в разливаемом на МНЛЗ слябе [307, 351-352].

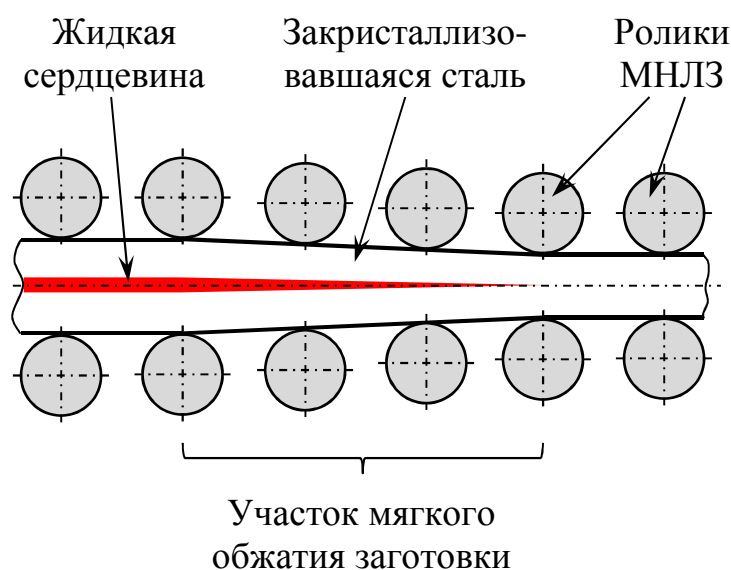


Рис. 6.16. Принцип мягкого обжатия при кристаллизации слябовой заготовки

При мягком обжатии кристаллизуемая заготовка равномерно обжимается по всей её ширине [307, 351-352] (рис. 6.17). Исследование показало, что при производстве слябов из МЛТС эффективность мягкого обжатия снижается, поскольку существенная доля суммарного усилия тратится на обжатие краевых участков, в том числе заоложенных ребровых зон.

Решение обозначенной проблемы заключается в компенсирующем перераспределении обжатия по ширине кристаллизуемой заготовки с максимизацией нагрузки в центральной части сляба и её минимизации по краям (рис. 6.18).

Такой характер распределения нагрузки по ширине кристаллизуемой слябовой заготовки позволил интенсивнее прорабатывать центральную часть металла. Именно в этой зоне наблюдается высокая концентрация ликвирующих химических элементов, поскольку она кристаллизуется в самую последнюю очередь. Следовательно, если сильнее продавливать металл в центральной части сечения, качество получаемой слябовой заготовки будет выше (рис. 6.19).

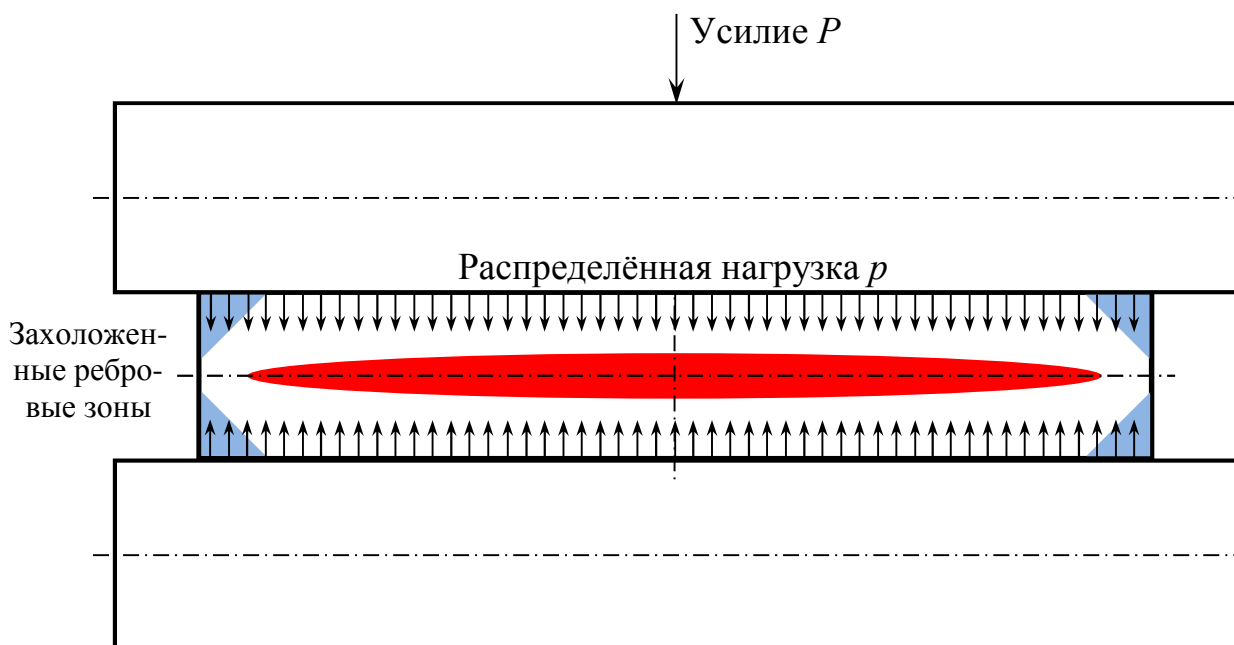


Рис. 6.17. Поперечное сечение кристаллизующейся слябовой заготовки при мягком обжатии

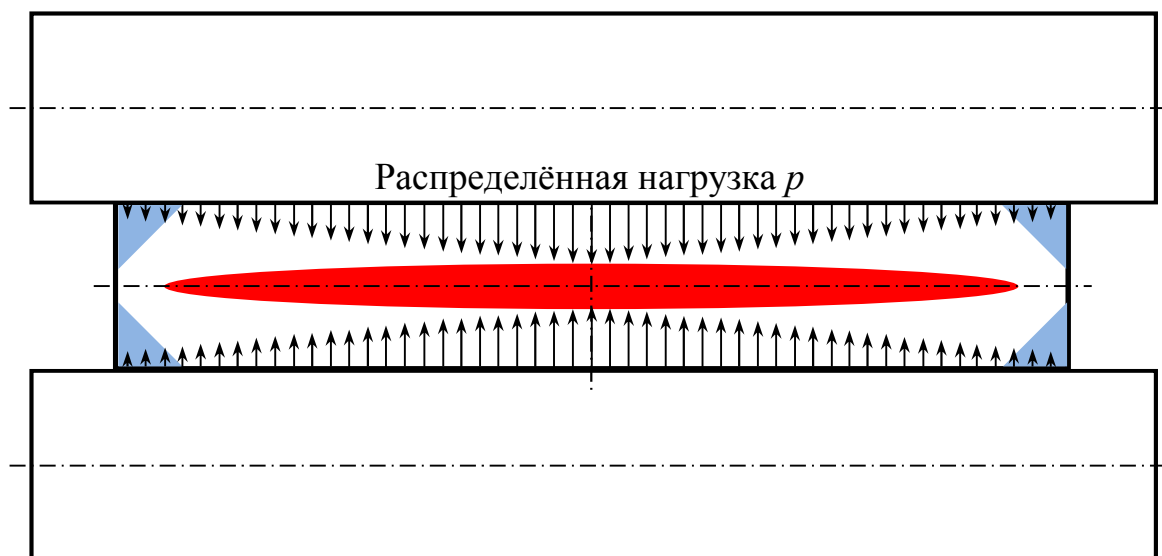


Рис. 6.18. Неравномерное обжатие по ширине кристаллизующейся слябовой заготовки

Реализация предлагаемого решения может быть осуществлена разными способами. Например, применением профилированных роликов сегментов мягкого обжатия МНЛЗ (рис. 6.20).

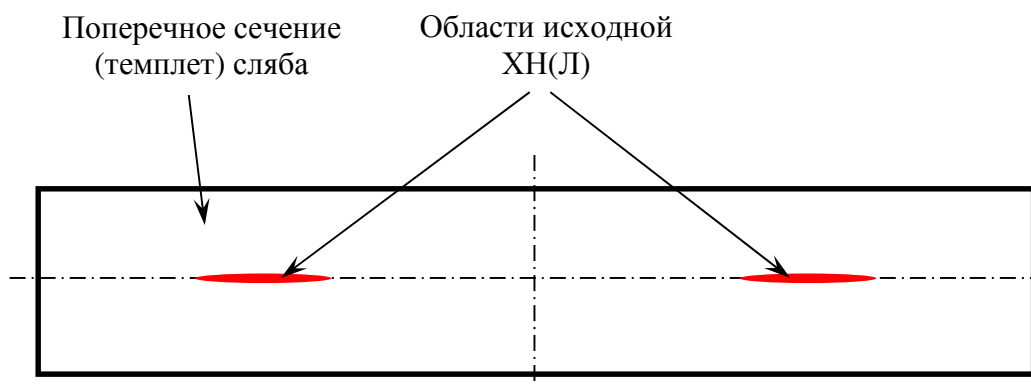


Рис. 6.19. Исходная ХН(Л) непрерывнолитого сляба после применения неравномерного мягкого обжатия по ширине кристаллизующейся заготовки

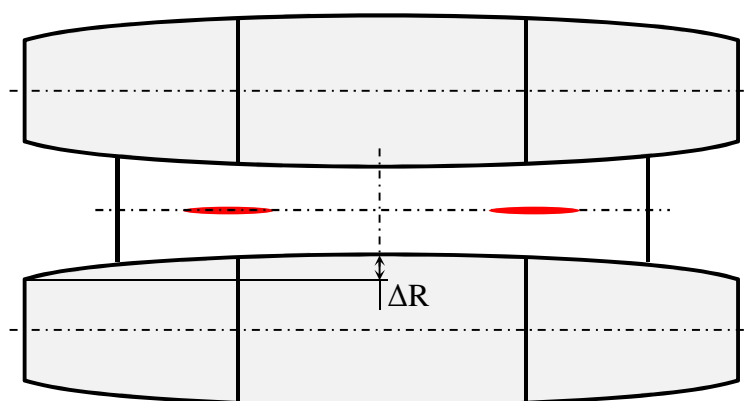


Рис. 6.20. Применение системы профилированных роликов сегментов мягкого обжатия МНЛЗ

В такой системе ролики МНЛЗ изготавливаются выпуклыми с требуемой величиной ΔR . При данном исполнении роликов центральная часть металла прорабатывается интенсивнее, а ребровые зоны – в меньшей степени, что повышает эффективность мягкого обжатия при кристаллизации слябовой заготовки.

Разновидностью предлагаемого способа является применение сегментов мягкого обжатия МНЛЗ с верхними профилированными (выпуклыми) и нижними цилиндрическими роликами (рис. 6.21). Данное решение обусловлено тем, что через верхние ролики подаётся энергия для мягкого обжатия, а нижние используются в качестве опорных.

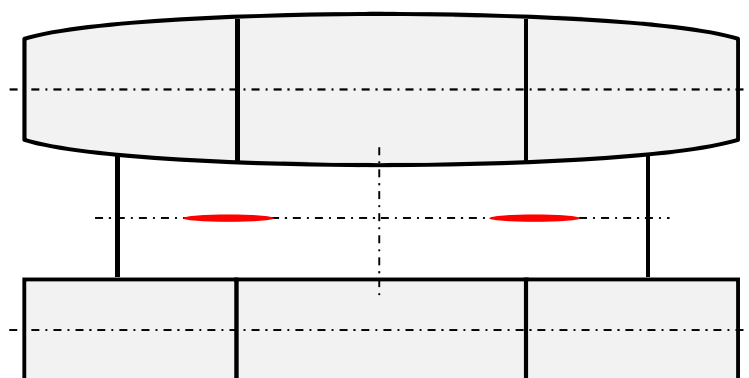


Рис. 6.21. Применение верхнего выпуклого ролика для интенсификации мягкого обжата слябовой заготовки

Однако техническая сложность при реализации данного решения с применением профилированных роликов в системе МНЛЗ делает этот способ несколько затруднительным в плане практического осуществления в действующих производственных условиях. Это связано, прежде всего, со сложностями при перестройке машины с одного профилеразмера заготовки на другой, переключении режимов мягкого обжата и др.

Другим возможным способом интенсификации проработки центральной части кристаллизующейся слябовой заготовки является применение усовершенствованной технологии мягкого обжата в цилиндрических роликах сегментов вторичного охлаждения МНЛЗ. Отличием данной технологии от традиционной является обеспечение предварительной выпуклости кристаллизующегося сляба в поперечном сечении (перед мягким обжатием) (рис. 6.22).

Мягкое обжатие предварительно выпуклого сляба в горизонтальных цилиндрических роликах обеспечивает дополнительную деформацию в центральных областях, что в свою очередь способствует более интенсивному смыканию верхней и нижних закристаллизовавшихся слоёв металла и продавливанию жидкой фазы. При этом наибольшее обжатие наблюдается в средней части сляба, а в ребровых заоложенных участках – оно минимально (рис. 6.23).

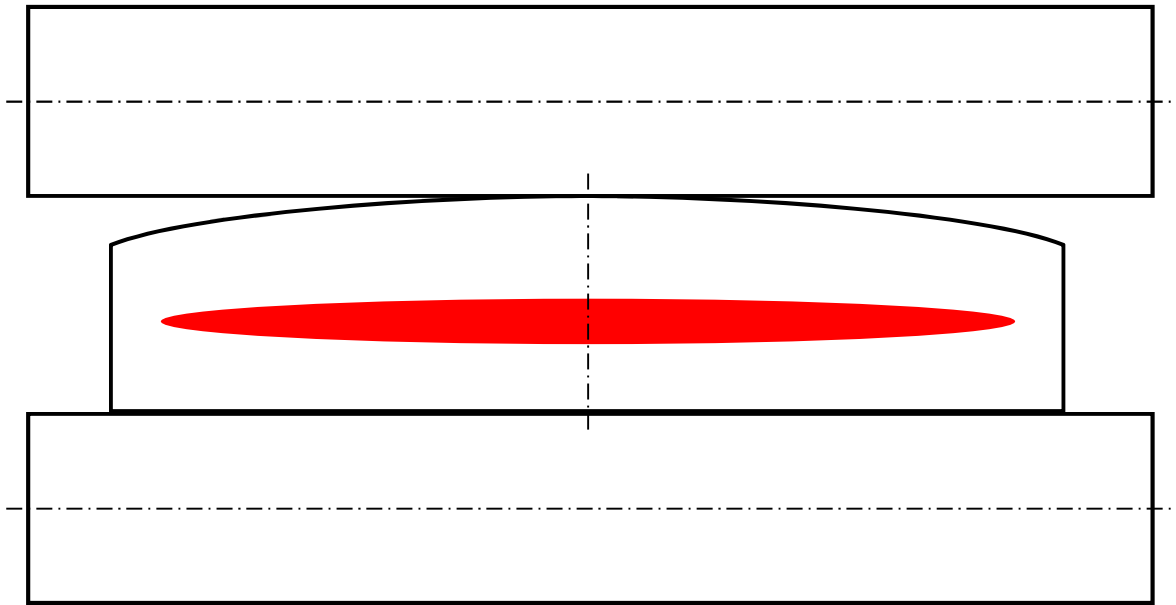


Рис. 6.22. Выпуклая форма поперечного сечения кристаллизующейся слябовой заготовки перед мягким обжатием на МНЛЗ

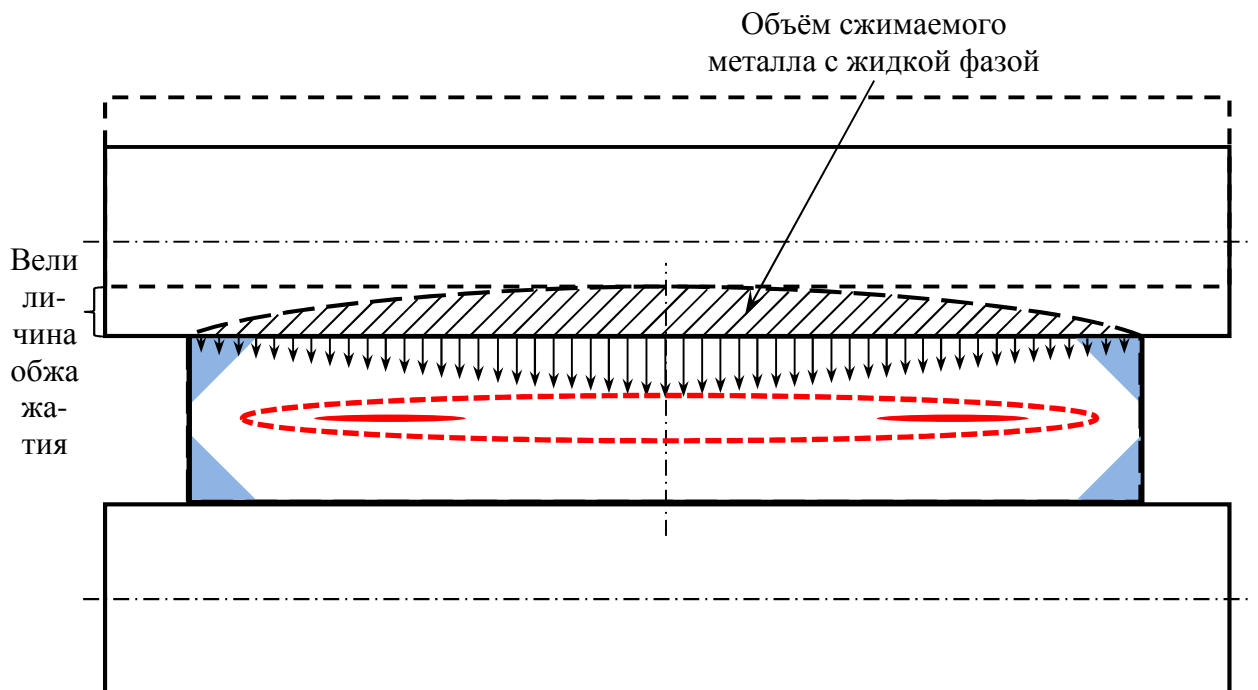


Рис. 6.23. Мягкое обжатие предварительно выпуклой кристаллизующейся слябовой заготовки

Таким образом, интенсификация процесса мягкого обжатия указанным способом не связана с дополнительными затратами энергии и повышением вероятности нарушения работы оборудования. Это объясняется тем, что со-

противление деформации средних слоёв с жидкой фазой намного меньше, чем ребровых заоложенных участков. Перераспределение нагрузки по ширине кристаллизующейся заготовки при мягком обжатии позволяет интенсивнее прорабатывать среднюю часть сляба. При этом одновременно происходит уплотнение литой структуры, устранение несплошности (пористости) и подпитка зоны окончательной кристаллизации дендритов. Поэтому данный способ можно считать одним из наиболее эффективных при реализации.

Проанализирована схема процесса кристаллизации слябовой заготовки по сегментам горизонтального участка МНЛЗ-6 в условиях ПАО «ММК» (рис. 6.24). Как видно из представленной схемы, мягкое обжатие осуществляется в двух сегментах – $(i-2)$ и $(i-1)$ с интенсивностью $0,7$ и $1,3 \frac{\text{мм}}{\text{м}}$ соответственно при максимально возможном (допустимом) значении этого параметра $1,3 \frac{\text{мм}}{\text{м}}$. В $(i-3)$ сегменте реализуется нулевой термический конус, что приводит к формированию некоторой выпуклости кристаллизующейся слябовой заготовки в её поперечном сечении (см. рис. 6.22). Однако на большей части $(i-2)$ сегмента мягкое обжатие следует считать неэффективным, поскольку оно осуществляется при повышенной доле жидкой фазы.

Для повышения эффективности процесса мягкого обжатия и, соответственно, качества слябовой заготовки, предназначенной для производства ТЛП, предложено в технологию разлива МЛТС внести определённые изменения. В частности, в $(i-2)$ сегменте должен быть реализован отрицательный конус – зазор между роликами необходимо искусственно увеличивать для стимулирования дополнительного «раздутия» кристаллизующейся слябовой заготовки. При этом мягкое обжатие будет осуществляться только в одном – $(i-1)$ сегменте при пониженной доле жидкости в двухфазной области (рис. 6.25). Целенаправленно создаваемое искусственное раздутие (выпуклость) слитка при возможности интенсивной подпитки границ кристаллов не чревато трещинообразованием. Развитие внутренних осевых и поперечных трещин при этом будет маловероятно.

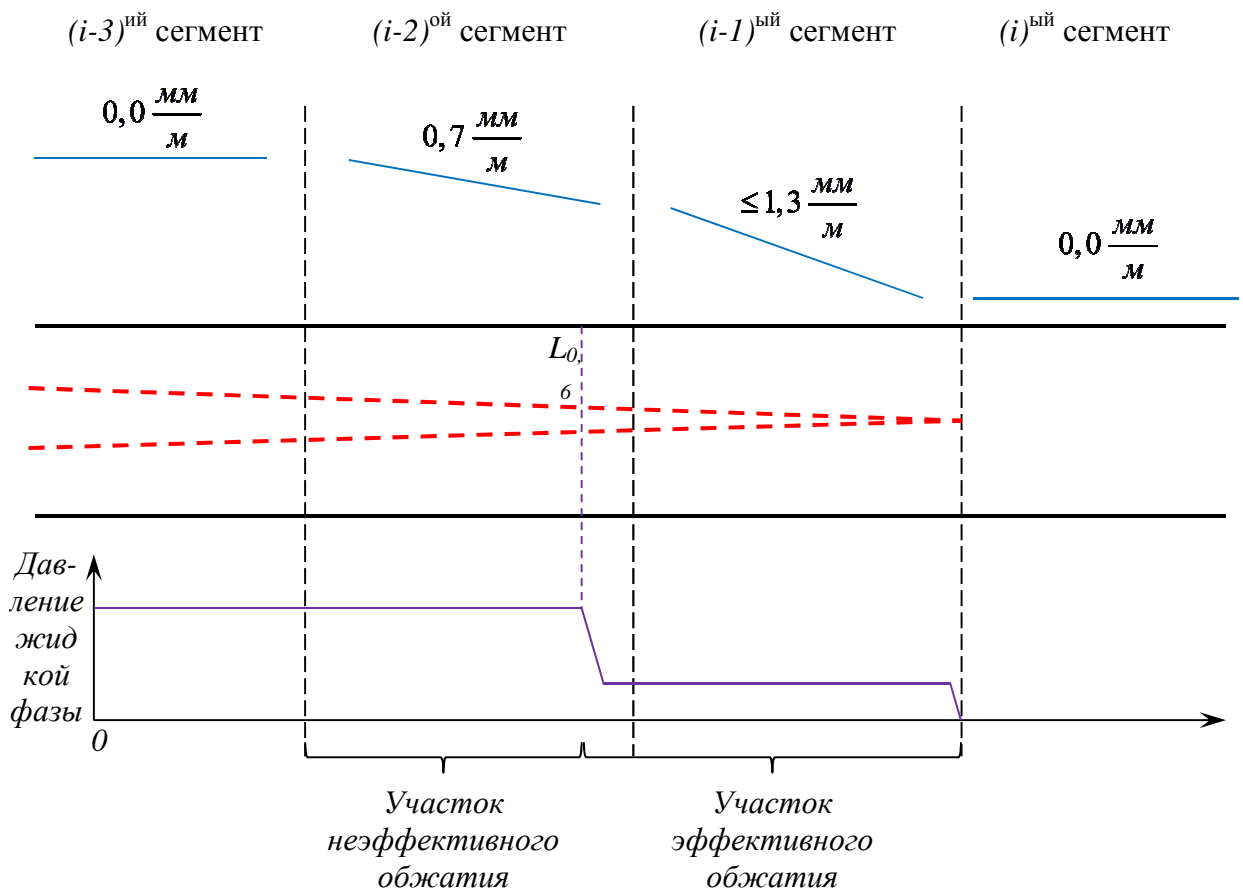


Рис. 6.24. Действующая схема мягкого обжата на МНЛЗ

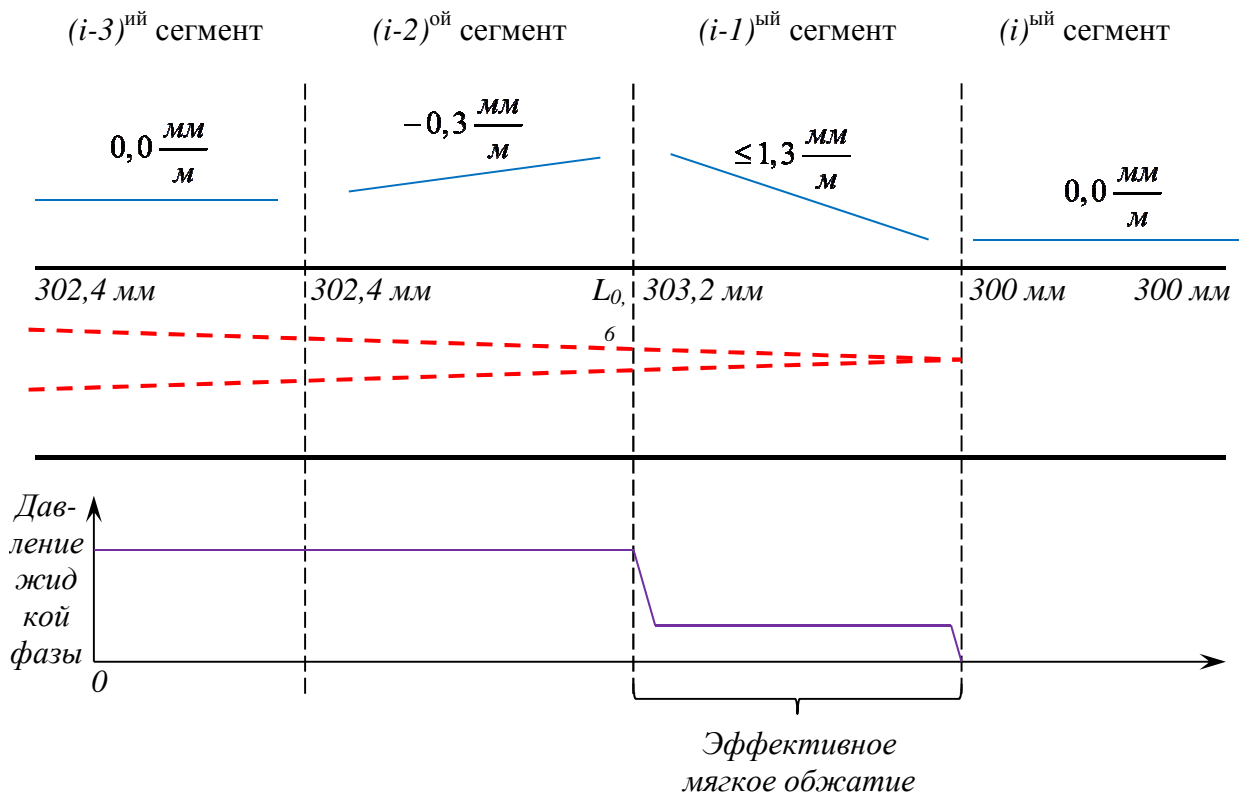


Рис. 6.25. Предлагаемая схема мягкого обжата на МНЛЗ

Проанализированы энергосиловые возможности секции мягкого обжатия с точки зрения предельно допустимой нагрузки на гидроцилиндры нажимного устройства. Для этого исследовались фактические значения нагрузок на гидроцилиндры при различной интенсивности мягкого обжатия – от 1,13 до 1,38 мм/м. Анализировалась выборка, содержащая около 85 тысяч случаев. Поля распределения нагрузок на гидроцилиндры представлены на рис. 6.26-6.27.

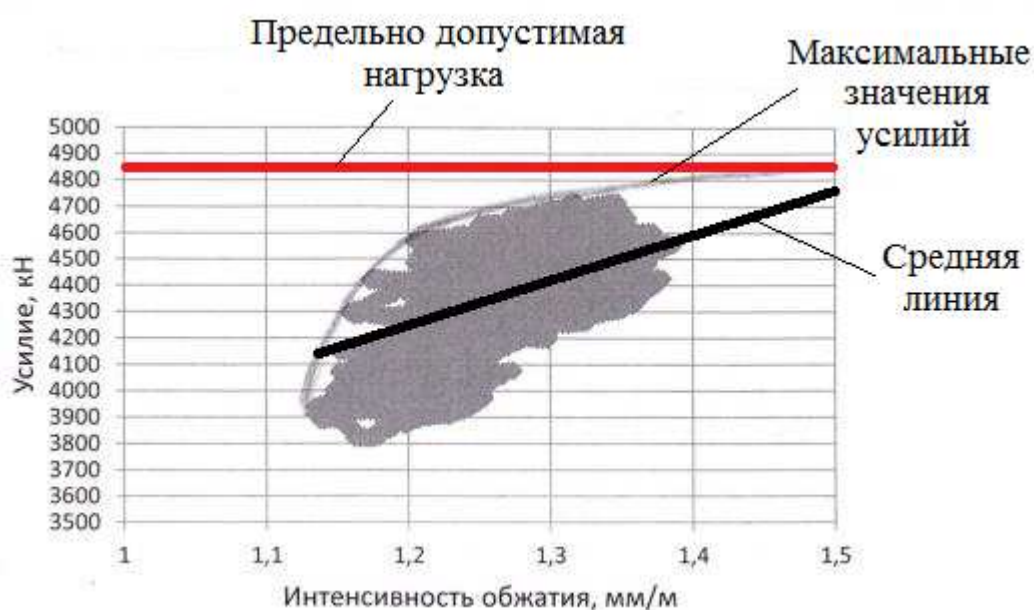


Рис. 6.26. Поле фактических усилий на гидроцилиндры выходных роликов секции мягкого обжатия МНЛЗ-6

Как видно из представленных графических распределений, входные ролики секции мягкого обжатия МНЛЗ воспринимают нагрузку в 1,5 раза меньшую (в среднем), чем ролики на выходе из секции. Поэтому целесообразно определять предельное обжатие по нагрузке на выходных роликах.

Анализ фактических значений максимальных усилий и предельно допустимой нагрузки показал, что имеется резерв обжатия до 1,5 мм/м. По средней линии распределения при экстраполяции в сторону высоких значений усилий интенсивность обжатия может достигать 1,55 мм/м.

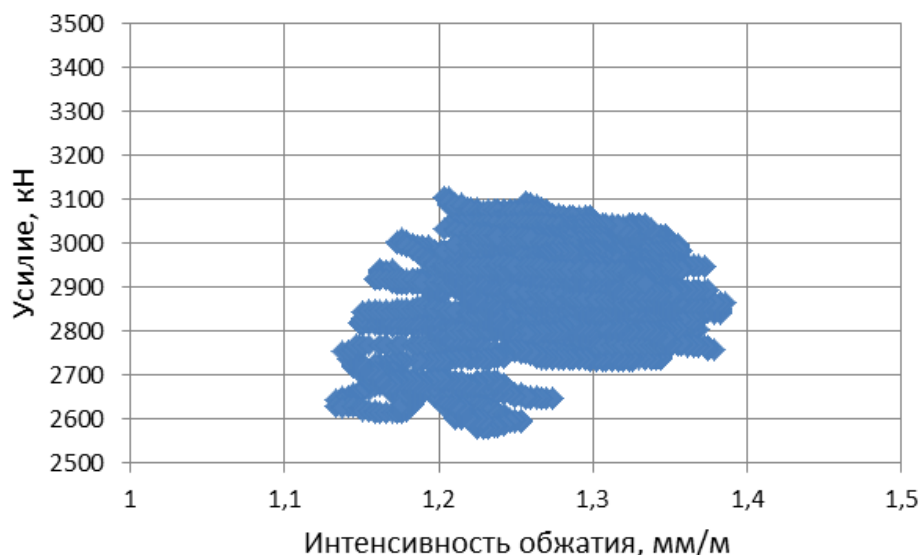


Рис. 6.27. Поле фактических усилий на гидроцилиндры входных роликов секции мягкого обжатия МНЛЗ-6

Таким образом, было установлено, что предлагаемый режим мягкого обжатия кристаллизующейся слябовой заготовки для производства ТЛП с интенсивностью обжатия 1,3 мм/м в $(i-1)$ -ом сегменте допустим, и имеется резерв для его увеличения в сторону более высоких значений. При реализации данного режима в $(i-2)$ и $(i-3)$ -ем сегментах будет происходить искусственное вспучивание кристаллизующейся слябовой заготовки в средней части по ширине (см. рис. 6.22). Мягкое обжатие заготовки такой формы будет осуществляться при перераспределённой эпюре нагрузки (см. рис. 6.23). Затраты энергии на обжатие захламлённых ребровых зон минимизированы, соответственно суммарная нагрузка на гидроцилиндры нажимного устройства будет дополнительно уменьшаться.

В результате за счёт интенсификации мягкого обжатия и проработки центральной части непрерывнолитой заготовки на выходе из МНЛЗ обеспечивается получение сляба со сниженной химической неоднородностью в осевой части и более плотной структурой металла [307, 351-352].

Предварительный анализ показал, что в подсистеме производства ТЛП при горячей прокатке основными рычагами, влияющими на уровень остаточной ХН, являются степень и направление деформации, а также температура

металла. Установлено, что наибольшее влияние на трансформирование указанного дефекта оказывает степень деформации. Причём данный параметр является самым эффективным с точки зрения интенсивности воздействия на центральную область по ширине заготовки. Показано, что этот показатель существенно усиливается при переходе от продольного направления прокатки к поперечному.

Таким образом, степень деформации (по возможности в поперечном направлении) при горячей толстолистовой прокатке (не менее 10-12% за проход) оказывает существенное влияние на процессы трансформирования и уменьшения остаточной ХН в ТЛП (рис. 6.28). В этом случае энергетический критерий дробления ХН достигает максимальных значений. Дополнительно предложено применять двойной нагрев непрерывнолитых заготовок с выдержкой в печи для слябов с повышенным уровнем исходной ХН.

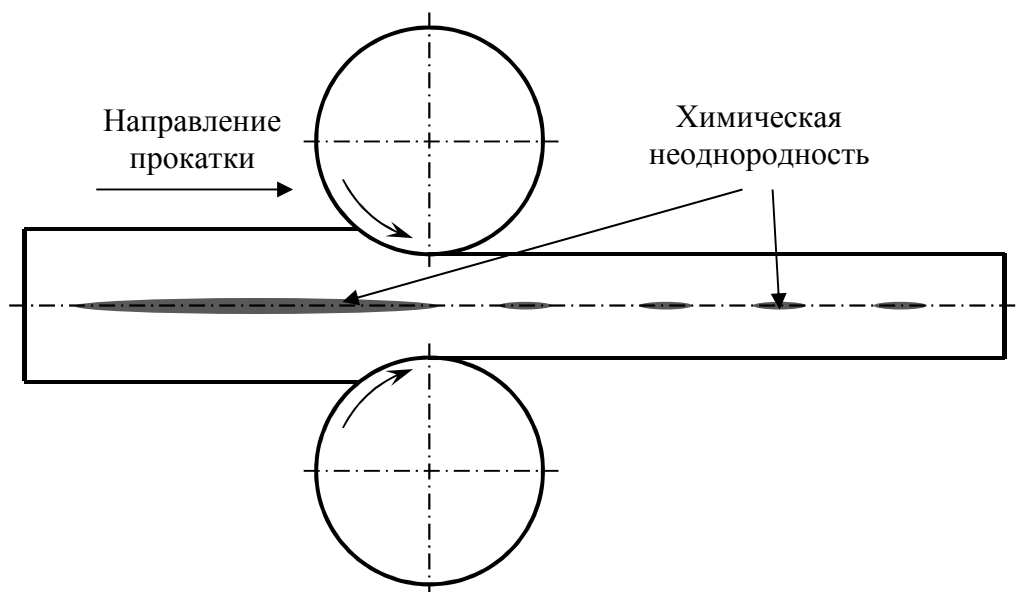


Рис. 6.28. Дробление области ХН в поперечном направлении при толстолистовой прокатке с большой степенью деформации

На практике в черновых проходах основным лимитирующим фактором является крутящий момент, зависящий от усилия прокатки и плеча приложения силы (коэффициента плеча равнодействующей). Усилие прокатки, как

правило, неодинаково за время деформационного прохода и снижается от кромки к центру заготовки. Такое снижение энергосиловых параметров связано с пониженной теплоотдачей и, как следствие, повышенной температурой в средней части раската по ширине. Поэтому имеется возможность интенсификации процесса поперечной прокатки за счёт дополнительной деформации центральных областей, что может быть осуществлено на основе принципа неравномерного обжатия за проход.

Данное предложение может быть реализовано несколькими способами, которые следует объединить в две группы. Первая группа включает в себя режимы обжатий заготовки в поперечном направлении с изменяющимся зазором между валками в процессе деформации (рис. 6.29).

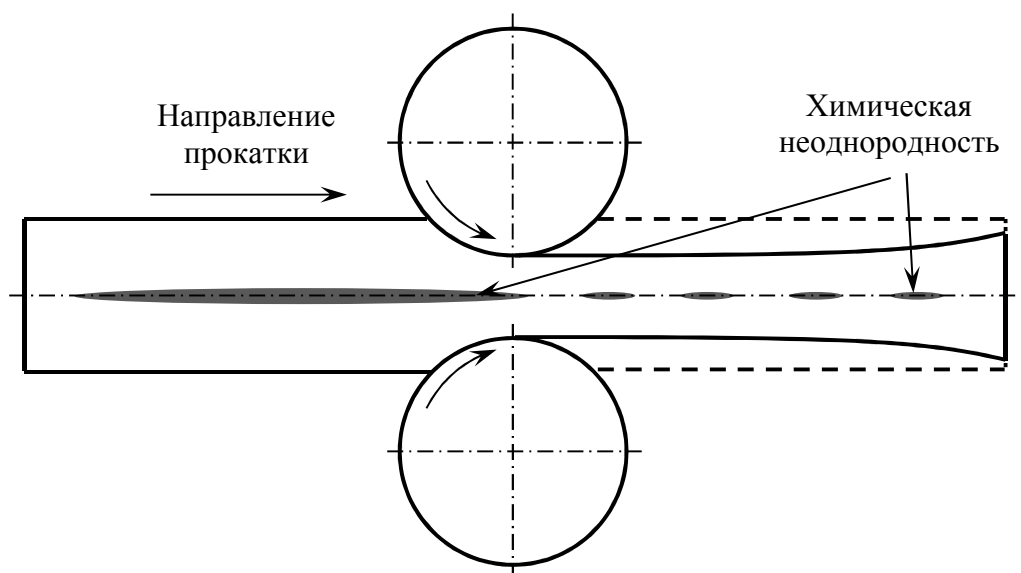


Рис. 6.29. Прокатка с изменяющимся зазором между валками

Такие режимы прокатки позволяют интенсивнее прорабатывать центральные участки по ширине заготовки. При этом в области ХН создаётся благоприятное напряжённо-деформированное состояние, приводящее к активному дроблению этой области.

С учётом разработанных рекомендаций по совершенствованию технологии непрерывной разливки сляба (режимов мягкого обжатия кристаллизующейся заготовки) можно выделить вторую группу способов снижения ХН в

готовом ТЛП. Поскольку при реализации новой технологии кристаллизации заготовки в условиях МНЛЗ возможно получение некоторой выпуклости (до 10 мм) по центру широкой грани на готовом слябе (в подсистеме производства МЛТС), вторая группа решений (в подсистеме ТЛП) направлена на толстолистовую прокатку непрерывнолитых слябов с выпуклой формой поперечного сечения (рис. 6.30).

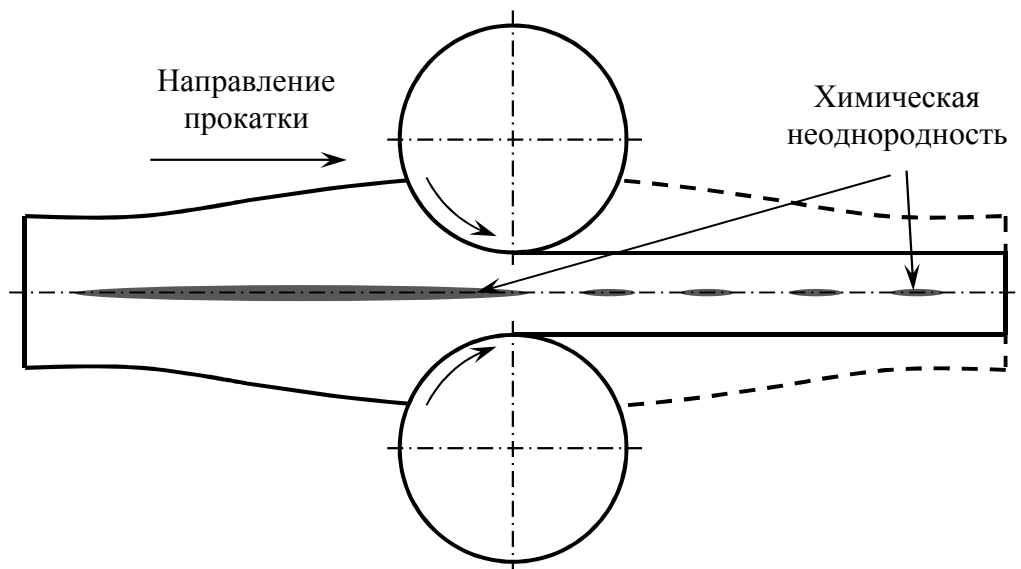


Рис. 6.30. Поперечная прокатка непрерывнолитой заготовки с выпуклой формой поперечного сечения

Формируемая выпуклость поперечного сечения непрерывнолитого сляба (в подсистеме МЛТС) позволяет увеличить деформацию в средней части по ширине заготовки при её поперечной прокатке (в подсистеме ТЛП). Определённым сочетанием скорости и степени деформации с учётом сил инерции сляба возможно обеспечить прокатку металла в допустимом диапазоне энергосиловых параметров (усилия прокатки и крутящих моментов).

В том случае, если на толстолистовом стане предусмотрены первые калибрующие проходы, то на начальном этапе необходимо производить прокатку выпуклого сляба в продольном направлении. При этом дополнительно прорабатывается центральная часть заготовки по ширине за счёт предварительно созданной выпуклости сляба (рис. 6.31), а на последующих этапах

выполняется разбивка ширины с неравномерным обжатием за проход (см. рис. 6.29). Понижение температуры дополнительно позволяет увеличить степень проникновения деформационного воздействия к области ХН и интенсифицировать её проработку. Применение этого технологического инструмента может заключаться в понижении температуры нагрева слябов перед прокаткой, а также в осуществлении продольной и поперечной деформации при пониженной температуре металла.

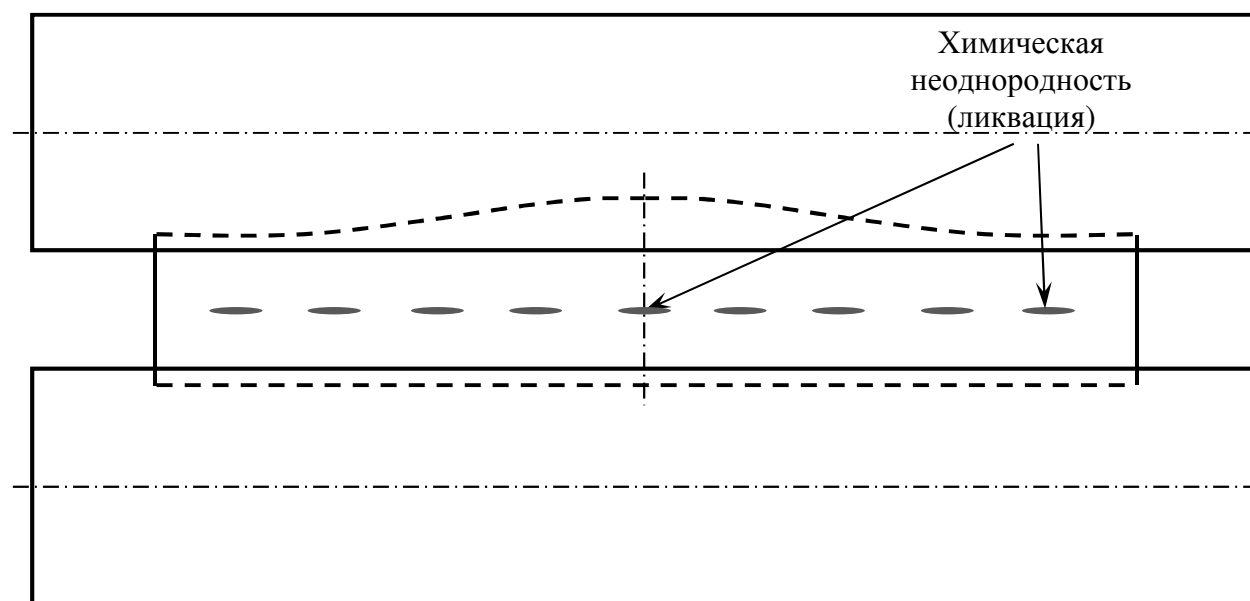


Рис. 6.31. Продольный (калибрующий) проход сляба с выпуклой формой поперечного сечения

Таким образом, интенсифицирование деформационного воздействия в средней части заготовки по её ширине на завершающей стадии кристаллизации и при толстолистовой прокатке позволяет эффективнее прорабатывать центральные слои металла, создавать в них благоприятное напряжённое состояние для максимального дробления и снижения уровня остаточной ХН в готовом ТЛП. Данные решения успешно реализованы в условиях технологической системы «Кислородно-конвертерный цех» - «Машина непрерывного литья заготовок № 6» - «Толстолистовой стан 5000» ПАО «ММК».

Разработанные научно обоснованные рекомендации позволили реализовать производство опытно-промышленных партий ТЛП из непрерывнолитых МЛТС по усовершенствованным режимам с оценкой основных характеристик сплошности слябов и механических свойств проката [307-308, 351-352].

6.5. Анализ опытно-промышленных партий ТЛП из непрерывнолитых МЛТС, полученных по усовершенствованным режимам производства

С целью оценки разработанных решений было составлено и утверждено технологическое письмо «Технология мягкого обжатия сляба с выпуклой формой поперечного сечения». Согласно этому документу в условиях ККЦ ПАО «ММК» разливку МЛТС в слябы толщиной 250-300 мм на МНЛЗ №6 для потока стана 5000 производили по новым режимам с установленной интенсивностью мягкого обжатия, приведённой в табл. 6.2.

Ширина слябов изменялась от минимального значения 1560 мм до максимального – 2600 мм. Интенсивность мягкого обжатия в сегменте (j-1) составляла: максимум – 2,0 мм/м, минимум – 1,4 мм/м, в среднем – 1,84 мм/м. В сегменте (j-2) – максимум – 0,6 мм/м, минимум – 0,3 мм/м, в среднем – 0,54 мм/м. В сегменте (j-3) – максимум – 0,0 мм/м, минимум – -0,2 мм/м, в среднем – минус 0,07 мм/м. В сегменте (J-4) – максимум – 0,1 мм/м, минимум – минус 0,1 мм/м, в среднем – 0,08 мм/м.

По данным лаборатории макротемплетного анализа ЦЛК ПАО «ММК» степень развития дефектов макроструктуры в оцениваемых слябах определяли через следующие характеристики качества – осевая рыхлость, осевая химическая неоднородность и внутренние трещины [308, 351-352]. В результате исследования были получены следующие усреднённые значения:

- осевая рыхлость – 1,48 балла;
- осевая химическая неоднородность – 1,61 балла;

- внутренние трещины – 0,69 балла;
- отсутствие поверхностных дефектов на всех темплетах.

Анализ качества макроструктуры исследуемых непрерывнолитых заготовок показал, что интенсификация мягкого обжата позволяет уменьшить осевую рыхлость, осевую химическую неоднородность и трещинообразование внутри металла соответственно на 1,5, 6,4 и 13,5% при отсутствии поверхностных дефектов.

Опытно-промышленные партии металла из контролируемых плавков были прокатаны в условиях толстолистого стана 5000 ПАО «ММК» на листы различных геометрических размеров. От каждого контролируемого раската были отобраны пробы для оценки уровня механических свойств металла. В результате удалось достигнуть повышения предела прочности ТЛП на 8,1%, предела текучести – на 12,5%, относительного удлинения – на 16,6 отн.%, ударной вязкости – на 13,5% [308, 351-352].

Таким образом, с применением методологии эффективной технологической компенсации разработаны и внедрены новые технологические решения по совершенствованию сквозной технологии производства ТЛП из непрерывнолитых слябов с повышенным уровнем осевой химической неоднородности. При этом в качестве компенсационного технологического воздействия применялось перераспределение обжатов по ширине сляба с интенсификацией в средней части на заключительной стадии кристаллизации (в подсистеме МЛТС), а также при толстолистной прокатке с дифференцированным обжатием по длине раската за проход и максимизацией прикладываемой нагрузки в центральной части раската (в подсистеме ТЛП). Реализация данного технологического решения позволила снизить уровень осевой химической неоднородности слябов на 6,4% и повысить механические свойства ТЛП в среднем на 12,6% (прил. 8).

Табл. 6.2. Технологические режимы мягкого обжата

Номер плавки	Ширина, мм	Толщина, мм	Номер сляба для оценки	Интенсивность мягкого обжата в сегментах, мм/м				Степень развития дефектов макроструктуры, балл		
				<i>j-1</i>	<i>j-2</i>	<i>j-3</i>	<i>j-4</i>	ОР	ОХН(Л)	ТП
***283	2600	300	7	1,9	0,5	-0,1	0,0	1,5	1,5	0,5
***503	1650	300	9	2,0	0,4	-0,1	0,0	1,5	1,5	0,5
***867	1560	300	13	2,0	0,5	-0,1	-0,1	1,5	2,0	0,5
***874	1560	300	1	2,0	0,6	-0,2	-0,1	1,5	1,5	0,5
***326	2600	300	3	1,7	0,3	-0,2	0,0	1,5	1,5	1,5
***380	1650	300	2	2,0	0,6	-0,1	-0,1	1,5	1,5	1,0
***766	1560	300	9	2,0	0,6	-0,1	-0,1	1,5	2,0	1,0
***771	1560	300	10	2,0	0,6	-0,1	-0,1	1,5	1,5	1,0
***779	1560	300	9	2,0	0,6	-0,1	-0,1	1,5	1,5	1,0
***636	2050	250	7	1,4	0,6	0,0	0,1	1,5	1,5	1,0
***642	2050	250	2	2,0	0,6	-0,1	0,1	1,5	2,0	0,5
***648	2050	250	10	2,0	0,6	-0,1	0,1	1,5	1,5	0,5
***604	2050	250	14	1,8	0,6	0,0	0,1	1,5	1,5	0,5
***609	2050	250	9	1,8	0,6	0,0	0,1	1,5	1,5	0,0
***613	2050	250	8	1,8	0,6	0,0	0,1	1,5	1,5	0,0
***623	2050	250	9	1,8	0,6	0,0	0,1	1,5	2,0	1,0
***637	2050	250	8	1,8	0,6	0,0	0,1	1,5	1,5	0,5
***649	2062	250	8	1,8	0,6	0,0	0,1	1,5	2,0	0,5
***670	2050	250	7	1,8	0,6	0,0	0,1	1,5	1,5	0,5
***679	2050	250	10	1,8	0,6	0,0	0,1	1,5	1,5	0,0
***685	2050	250	9	1,8	0,6	0,0	0,1	1,5	1,5	0,0
***683	2600	300	11	1,8	0,5	-0,1	0	1,5	1,5	1,0

<i>Номер плавки</i>	<i>Ширина, мм</i>	<i>Толщина, мм</i>	<i>Номер сляба для оценки</i>	<i>Интенсивность мягкого обжата в сегментах, мм/м</i>				<i>Степень развития дефектов макроструктуры, балл</i>		
				<i>j-1</i>	<i>j-2</i>	<i>j-3</i>	<i>j-4</i>	<i>ОР</i>	<i>ОХН(Л)</i>	<i>ТП</i>
***687	2600	300	4	1,8	0,5	-0,1	0	1,5	1,5	1,0
***741	2600	250	24	1,8	0,5	-0,1	0,1	1,5	1,5	1,0
***745	2600	250	13	1,8	0,5	-0,1	0,1	1,5	1,5	1,0
***745	2600	250	23	1,8	0,5	-0,1	0,3	1,5	1,5	1,0
***749	2600	250	12	1,8	0,5	-0,1	0,3	1,0	1,5	1,0
**753	2600	250	11	1,8	0,5	-0,1	0,3	1,5	1,5	0,5
***753	2600	250	23	1,8	0,5	-0,1	0,3	1,5	1,5	1,0
***756	2600	250	2	1,8	0,5	-0,1	0,3	1,5	2,0	1,0
***756	2600	250	11	1,8	0,5	-0,1	0,3	1,5	2,0	0,5
***767	2050	250	8	1,8	0,5	-0,1	0,1	1,5	2,0	0,5
***770	2050	250	8	1,8	0,5	-0,1	0,1	1,5	2,0	0,5
***777	2050	250	8	1,8	0,5	-0,1	0,1	1,5	1,5	0,5
***782	2050	250	13	1,8	0,5	-0,1	0,1	1,5	2,0	0,5
***788	2050	250	9	1,8	0,5	-0,1	0,1	1,5	2,0	1
***799	2300	250	7	1,8	0,5	-0,1	0,1	1,5	2,0	0,5
***804	2300	250	7	1,8	0,5	-0,1	0,1	1,5	1,5	0,5
<i>Средние значения:</i>				<i>1,84</i>	<i>0,54</i>	<i>-0,07</i>	<i>0,08</i>	<i>1,48</i>	<i>1,61</i>	<i>0,69</i>
<i>Средний балл макроструктуры в слябах толщиной 250 и 300 мм:</i>								<i>1,50</i>	<i>1,72</i>	<i>0,80</i>

Выводы по главе 6

1. Построен алгоритм применения методологии эффективной технологической компенсации, позволяющий осуществить анализ и совершенствование технологической системы «МЛТС-ТЛП» при решении задачи по производству высококачественных МЛТС и ТЛП со сниженной осевой химической неоднородностью.

2. Разработан принцип эффективной технологической компенсации в интеллектуально-производственных модулях технологической системы «МЛТС-ТЛП», устанавливающий, что наличие повышенного уровня осевой химической неоднородности в непрерывнолитом слябе из МЛТС наиболее целесообразно компенсировать режимами мягкого обжата кристаллизующейся заготовки (перераспределением обжатий по ширине сляба с дополнительной деформацией в центральных областях) в модулях производства МЛТС, а также интенсификацией деформационного воздействия (дифференциацией обжата за проход с максимизацией прикладываемой нагрузки в центральной части раската) в модулях производства ТЛП.

3. Разработана математическая модель трансформации осевой химической неоднородности непрерывнолитых слябов в дефекты ТЛП. Отличием этой модели является возможность учёта интенсивности мягкого обжата заготовки и температурно-деформационных воздействий на металл при контролируемой толстолистовой прокатке.

4. Проведено математическое моделирование процесса производства толстолистого проката с изучением влияния технологических параметров на степень изменения и поведение химической неоднородности в прокатываемом металле с выявлением ключевых параметров технологии, компенсирующих влияние исходной ОХН в заготовке и позволяющих эффективно её трансформировать в готовом прокате.

5. Разработаны и внедрены новые технологические решения по совершенствованию сквозной технологии производства ТЛП из непрерывнолитых

слябов с повышенным уровнем осевой химической неоднородности. При этом в качестве компенсирующего воздействия применялось перераспределение обжата по ширине сляба с его интенсификацией в средней части заготовки, практически реализуемое на заключительной стадии кристаллизации. Толстолистовая прокатка проводилась с дифференцированным обжатием металла по длине раската и максимизацией прикладываемой нагрузки в центральной части по ширине листа. Данные решения позволили снизить уровень осевой химической неоднородности слябов из МЛТС на 6,4% и повысить механические свойства ТЛП в среднем на 12,6%.

6. Экономический эффект от внедрения новых технологических решений по производству высококачественных МЛТС и ТЛП со сниженной осевой химической неоднородностью в условиях действующего промышленного производства составил более 50 млн рублей.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В результате выполнения диссертационной работы создан комплекс ресурсосберегающих технологических решений по получению высококачественного толстолистого проката из микролегированных трубных сталей на основе разработки и применения методологии эффективной технологической компенсации как инструмента совершенствования технологической системы «МЛТС-ТЛП»:

1. Разработан новый научный подход совершенствования технологии производства толстолистого проката из микролегированной трубной стали. Данный подход заключается в определении наиболее эффективного компенсационного воздействия на систему через комплекс технологических параметров температурно-деформационной обработки металла на этапах формирования непрерывнолитой заготовки и листа с целью обеспечения требуемых механических свойств продукции. В основе методологического подхода стоит контроль химического состава и характеристик микролегированной трубной стали на ранних стадиях производства для корректировки последующих режимов обработки металла (нагрева под прокатку, режимов деформации по проходам, режимов термомеханической обработки и ускоренного охлаждения толстолистого проката) с применением комплексного критерия ресурсосбережения.

2. Установлены зависимости механических свойств толстолистого проката, таких как прочность, пластичность, вязкость (ИПГ) от химического состава, в том числе микролегирующих элементов трубных сталей категорий прочности К56-К65 в диапазоне изменения технологических параметров контролируемой горячей прокатки. На основе этих зависимостей сформулированы принципы эффективной технологической компенсации, состоящие в интенсификации температурно-деформационных воздействий в случае снижения (в 2-4 раза) содержания микролегирующих элементов в трубных сталях, повышенного (на 5-10%) уровня осевой химической неоднородности, нали-

чия поверхностных дефектов (трещин) и температурного градиента (15-20°C и более) по толщине непрерывнолитого сляба.

3. Разработан и реализован комплекс математических и физических моделей на основе конечно-элементного, нейросетевого и фрагментарного методов. Данный комплекс отличается возможностью определения эффективных компенсационных технологических воздействий в системе производства толстолистового проката из микролегированных трубных сталей для случаев:

– толстолистовой термомеханической прокатки непрерывнолитых слябов из экономнолегированных трубных сталей классов прочности K56-K65 со сниженным содержанием легирующих элементов (ванадия, ниобия, никеля и др.) с учётом допустимого изменения деформационных и температурных воздействий на металл для достижения высокого комплекса прочностных, пластических и вязких свойств проката;

– толстолистовой прокатки непрерывнолитых слябов с поверхностными трещинами (продольными, поперечными и угловыми), трансформирующимися в дефекты листа с учётом фактора формы очага деформации и особенностей перемещения металла на лицевые поверхности раската вследствие температурной асимметрии;

– асимметричной толстолистовой прокатки непрерывнолитых слябов с неравномерным распределением температуры по толщине заготовки, приводящей к повышенной подгибке раската с учётом влияния фактора формы очага деформации, уровня критического обжатия и рассогласования скоростей рабочих валков на напряжённно-деформированное состояние металла;

– толстолистовой прокатки непрерывнолитых слябов с повышенным уровнем осевой химической неоднородности, трансформирующейся в дефекты листа с учётом интенсивности предварительного мягкого обжатия кристаллизующейся заготовки и температурно-деформационных воздействий на металл при контролируемой прокатке.

4. Предложен новый подход, состоящий в определении рациональных технологических параметров толстолистовой контролируемой прокатки для компенсации целенаправленного снижения содержания легирующих элементов в стали. Данный подход применяется для разработки компенсационных температурно-деформационных воздействий (интенсификации режимов черновой прокатки и ускоренного охлаждения в 1,2-1,5 раза) при производстве листов толщиной до 34,6 мм из экономнолегированных трубных сталей классов прочности К56-К65 со сниженным (до 75%) содержанием марганца, хрома, ниобия, ванадия, меди и никеля.

5. Разработаны и внедрены новые способы получения толстолистового проката из экономнолегированных трубных сталей на основе применения методологии эффективной технологической компенсации:

– разработан рациональный химический состав трубной стали класса прочности К56, микролегированной бором, со снижением содержания марганца на 17 (отн.)%, хрома – на 50 (отн.)% и ниобия – на 40 (отн.)% при сохранении требуемого уровня механических свойств толстолистового проката (патент РФ № 2593803);

– разработана и внедрена технология производства толстолистового проката из экономнолегированных трубных сталей со сниженным в два раза содержанием ванадия, обеспечивающая получение ТЛП класса прочности К60 толщиной 15,7-23,9 мм по ТУ 14-101-725-2009 и ТУ 14-101-5574-2009 с требуемым уровнем механических свойств (патент РФ № 2583973);

– разработана ресурсосберегающая технология производства ТЛП толщиной 25,8-34,6 мм по ТУ 14-101-725-2009 и ТУ 14-101-944-2013 из экономнолегированных трубных сталей класса прочности К52 (Х56), К60 (Х70) и DNV SAWL 485 с повышенной на 15% хладостойкостью в усовершенствованной технологической системе «МЛТС-ТЛП» (патент РФ № 2477323).

6. Разработана методика поиска ресурсосберегающих режимов толстолистовой прокатки непрерывнолитых слэбов с поверхностными дефектами (трещинами) из микролегированной трубной стали, обеспечивающая сокра-

щение величины обрезки боковых кромок толстолистого проката. Сокращение обрезки достигается блокирующими воздействиями на движение поверхностных трещин за счёт уменьшения коэффициента вытяжки (до 1,12-1,22) при разбивке ширины, снижения параметра формы очага деформации (до 0,75) на черновой и чистовой стадиях контролируемой прокатки, а также применения компенсирующей схемы поперечной прокатки. На основе теоретических исследований разработана и внедрена в условиях ПАО «ММК» технология, реализующая принцип металлосбережения путём уменьшения на 20-30 мм норм обрезки боковых кромок толстолистого проката (патент РФ № 2490080).

7. Получено теоретическое обоснование определения необходимых компенсирующих режимов асимметричного деформирования непрерывнолитых слябов с температурным градиентом (15-20°C и более) по толщине. Такие режимы позволяют минимизировать ski-эффект на переднем участке толстолистого раската за счёт рассогласования скоростей рабочих валков (до 15%). Причём величина рассогласования рассчитывается в зависимости от соотношения степени деформации, величины критического обжатия за проход, положения нейтральной точки, толщины раската и температуры по сечению металла. Данные исследования послужили основой для разработки и внедрения в ПАО «ММК» технологии, позволяющей стабилизировать процесс получения толстолистого проката из непрерывнолитых заготовок с неравномерной температурой металла по сечению (патент РФ № 2486974).

8. Развита технология об интенсифицировании деформационного воздействия на центральные слои металла при производстве толстолистого проката из непрерывнолитых слябов с повышенным (на 5-10%) уровнем осевой химической неоднородности. Интенсифицирование связано с разработкой компенсирующих режимов дифференцированного мягкого обжатия по ширине кристаллизующейся заготовки и переменной деформации по длине прокатываемого металла с максимизацией прикладываемой нагрузки в средней части раската. В результате удалось опробовать и внедрить в условиях

ПАО «ММК» сквозную технологию производства толстолистого проката, которая привела к снижению уровня осевой химической неоднородности слябов из микролегированных трубных сталей на 6,4% и повышению механических свойств ТЛП в среднем на 12,6% (НИОКР по договору № 229991).

9. Суммарный экономический эффект от внедрения новых технологических решений, полученных по результатам диссертационной работы, в условиях действующего промышленного производства составил более 175 млн рублей (прил. 1).

10. Результаты диссертации внедрены в учебный процесс подготовки бакалавров и магистров по направлениям 22.03.02, 22.04.02 – Metallургия, а также кадров высшей квалификации по направлению 22.06.01 – Технологии материалов в ФГБОУ ВО «Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова» (прил. 9).

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Выдрин, А.В. Развитие технологий производства сварных труб / Выдрин А.В., Струин А.О. // Черные металлы. 2015. № 1 (997). С. 29-33.
2. Выдрин, А.В. Инновационные технологии производства труб / Выдрин А.В. // Производство проката. 2013. № 4. С. 8-17.
3. Официальный сайт ПАО «Газпром» [Электронный ресурс]. – Режим доступа: <http://www.gazprom.ru/>.
4. Герреро, Б.Л. Оценка перспектив транспортировки газа в Европу / Герреро Б.Л. // Известия Юго-Западного государственного университета. Серия: Экономика. Социология. Менеджмент. 2018. Т. 8. № 2 (27). С. 220-230.
5. Аксютин, О.Е. Повышение надёжности функционирования газотранспортной системы ОАО "Газпром" / Аксютин О.Е. // Газовая промышленность. 2010. № 3 (643). С. 22-25.
6. Алимов, С.В. О состоянии и перспективах развития магистрального транспорта газа / Алимов С.В. // Трубопроводный транспорт: теория и практика. 2009. № 4 (16). С. 4-8.
7. Панаедова, Г.И. Энергетические риски и тенденции развития газовой отрасли в современных условиях / Панаедова Г.И. // Вестник Северо-Кавказского федерального университета. 2015. № 4 (49). С. 86-93.
8. Коликов, А.П. Производство стальных труб для магистральных трубопроводов в России / Коликов А.П. // Черные металлы. 2008. № 11. С. 8-10.
9. Юзов, О.В. Тенденции изменения показателей производства стальных труб на предприятиях России / Юзов О.В., Петракова Т.М. // Сталь. 2016. № 9. С. 71-77.
10. Марченко, В.Н. Современные тенденции разработки и производства сталей и труб для магистральных газо- и нефтепроводов / Марченко В.Н., Зинько Б.Ф. // Металлург. 2008. № 3. С. 49-55.

11. Крылов, П.В. Промежуточные итоги и перспективы реализации стратегии импортозамещения продукции и технологий на объектах ПАО "Газпром" / Крылов П.В. // Газовая промышленность. 2017. № 1 (747). С. 86-93.
12. Келлер, М. Магистральные стальные трубы для транспортировки ископаемых энергоносителей / Келлер М., Хилленбранд Х., Клостер Г. и др. // Черные металлы. 2002. № 10. С. 43-51.
13. Хайстеркамп, Ф. Высокотехнологичные трубы для надежной транспортировки газа / Хайстеркамп Ф., Болотов А.С., Хулка К. и др. // Газовая промышленность. 1998. № 5. С. 24-25.
14. Пат. 2426800 RU, МПК C21D 8/02, C22C 38/44, C22C 38/48, C21D 9/46. Способ производства штрипса для труб магистральных трубопроводов / Горынин И.В., Рыбин В.В., Малышевский В.А., Хлусова Е.И., Орлов В.В., Шахпазов Е.Х., Морозов Ю.Д., Настич С.Ю., Матросов М.Ю. и др. Заявл. 12.12.2008; опубл. 20.08.2011. Бюл. № 23.
15. Коликов, А.П. Развитие производства стальных труб / Коликов А.П., Кондратов Л.А. // Metallurg. 2008. № 2. С. 11-16.
16. Ушаков, А.С. О производстве стальных труб / Ушаков А.С., Кондратов Л.А. // Сталь. 2018. № 7. С. 33-43.
17. Люгай, Д.В. Развитие минерально-сырьевой базы газовой отрасли промышленности России и ПАО "Газпром": итоги, проблемы, перспективы / Люгай Д.В., Рыбальченко В.В., Рыжов А.Е. и др. // Научно-технический сборник «Вести газовой науки». 2018. № 3 (35). С. 33-45.
18. Шабалов, И.П. Тенденции развития конструкционных материалов для труб и сварных конструкций / Шабалов И.П., Филиппов В.Г., Чевская О.Н. // Перспективные материалы и технологии: монография. В 2-х томах. Под редакцией В.В. Клубовича. Витебск, 2017. С. 217-236.
19. Шабалов, И.П. Направления совершенствования конструкционных материалов для газо- и нефтепроводов / Шабалов И.П., Филиппов В.Г., Чевская О.Н. и др. // Metallurg. 2017. № 6. С. 48-55.

20. Рыбин, В.В. Технологии создания конструкционных наноструктурированных сталей / Рыбин В.В., Малышевский В.А., Хлусова Е.И. // Металловедение и термическая обработка металлов. 2009. № 6 (648). С. 3-7.

21. Рыбин, В.В. Высокопрочные стали для магистральных трубопроводов / Рыбин В.В., Малышевский В.А., Хлусова Е.И., Орлов В.В., Шахпазов Е.Х., Морозов Ю.Д., Настич С.Ю., Матросов М.Ю. // Вопросы материаловедения. 2009. № 3 (59). С. 127-137.

22. Рыбин, В.В. Технологии создания конструкционных наноструктурированных сталей для труб большого диаметра / Рыбин В.В., Малышевский В.А., Хлусова Е.И. // Проблемы черной металлургии и материаловедения. 2009. № 2. С. 69-73.

23. Родионова, И.Г. Роль технологического и металлургического передела в процессе образования стресс-коррозионных повреждений в трубах из сталей классов прочности Х70-Х80 / Родионова И.Г., Зайцев А.И., Удод К.А. и др. // Научно-технический сборник «Вести газовой науки». 2016. № 3 (27). С. 37-47.

24. Захаров, Е.В. Состояние и перспективы освоения газового потенциала недр шельфа российских морских акваторий / Захаров Е.В., Рыбальченко В.В. // Газовая промышленность. 2014. № 4 (705). С. 22-27.

25. Чаудури, Д. Инновации в области морского строительства: от труб до трубопровода – проект "Турецкий поток" / Чаудури Д., Никулин А.В., Юрдик Э. и др. // Газовая промышленность. 2019. № 1 (779). С. 18-21.

26. Шахпазов, Е.Х. Некоторые направления развития металлургической технологии для обеспечения растущих требований к уровню, стабильности свойств и эксплуатационной надежности массовых высококачественных сталей / Шахпазов Е.Х., Зайцев А.И., Родионова И.Г. // Проблемы черной металлургии и материаловедения. 2010. № 4. С. 5-17.

27. Шахпазов, Е.Х. Современные проблемы металлургии и материаловедения стали / Шахпазов Е.Х., Зайцев А.И., Родионова И.Г. // Металлург. 2009. № 4. С. 25-31.

28. Пышминцев, И.Ю. Проблемы и решения применения высокопрочных труб для магистральных газопроводов нового поколения / Пышминцев И.Ю., Лозовой В.Н., Струин А.О. // Наука и техника в газовой промышленности. 2009. № 1 (36). С. 22-29.

29. Ильинский, В.И. Разработка технологий производства на стане 5000 проката для проектов трубопроводов с экстремальными параметрами / Ильинский В.И., Головин С.В., Степанов П.П., Рингинен Д.А., Эфрон Л.И. и др. // Металлург. 2017. № 8. С. 57-68.

30. Кислицын, Е.В. Факторы развития экспортной газотранспортной системы России / Кислицын Е.В. // Вестник Самарского государственного экономического университета. 2016. № 5 (139). С. 42-49.

31. Лифанов, В.Я. Трубная промышленность сегодня и завтра / Лифанов В.Я. // Черная металлургия. 2018. № 11 (1427). С. 5-13.

32. Матросов, Ю.И. Состояние и перспективы развития сталей для газопроводных труб большого диаметра / Матросов Ю.И., Морозов Ю.Д., Эфрон Л.И. и др. // Тр. IV международной научно-технической конференции. Ялта. 2002. С. 23-25.

33. Хулка, К. Тенденции разработки сталей для труб большого диаметра / Хулка К. // Сталь. 1997. № 10. С. 62.

34. Эфрон Л.И. Металловедение в большой металлургии. Трубные стали. М.: Металлургиздат, 2012. 696 с.

35. Энергетическая стратегия России на период до 2030 года [Электронный ресурс]. – Режим доступа: <https://minenergo.gov.ru/node/1026>.

36. Ефанов, В.И. Вопросы реконструкции российской газотранспортной системы / Ефанов В.И. // Наука и техника в газовой промышленности. 2005. № 2. С. 10-14.

37. Будзуляк, Б.В. Основные направления повышения надёжности и безопасности газотранспортных систем ОАО "Газпром" / Будзуляк Б.В. // Газовая промышленность. 2005. № 8. С. 12-14.

38. D. Langley, C. Killmore, F. Barbaro, J. Williams. Steel – Meeting the Needs of an Evolving Linepipe Industry // Steel for Pipelines. 2010. 10 p.

39. Немтинов, А.А. Освоение производства штрипса К70 для труб большого диаметра на стане 5000 / Немтинов А.А., Корчагин А.М., Попков А.Г., Хлусова Е.И., Орлов В.В. // *Металлург*. 2008. № 11. С. 51-54.

40. Шмаков, А.В. Технологические аспекты получения трубной заготовки категории прочности X100-X120 в условиях толстолистого стана 5000 ОАО «ММК» / Шмаков А.В. // *Фазовые и структурные превращения в сталях: сб. науч. тр. Вып. 6 / Под ред. В.Н. Урцева. Магнитогорск, 2010. С. 369-378.*

41. Салганик, В.М. Моделирование процесса контролируемой прокатки трубной заготовки стана 5000 ОАО «ММК» / Салганик В.М., Шмаков А.В., Пустовойтов Д.О. // *Труды восьмого конгресса прокатчиков. Москва. 2010. Т. 1. С.59-67.*

42. Salganik, V. Plate rolling modeling at mill 5000 of OJSC “Magnitogorsk Iron and Steel” for analysis and optimization of temperature rates / V. Salganik, A. Shmakov, A. Pesin, D. Pustovoytov // *Proceedings of the 10th International Conference on Numerical Methods in Industrial Forming Processes “NUMIFORM 2010”*. Pohang, Republic of Korea. 2010. pp. 602-608.

43. Салганик, В.М. Разработка эффективной технологии производства высокорентабельного инновационного проката на стане 5000 ОАО «ММК» / В.М. Салганик, С.В. Денисов, Д.Г. Набатчиков и др. // *Сборник докладов 4-го международ. промышленного форума. Челябинск, 2011. С. 110-115.*

44. Куницын, Г.А. Ввод в эксплуатацию толстолистого стана 5000 – новый этап развития технологии производства проката в ОАО ММК / Г.А. Куницын, С.В. Денисов, С.Н. Горшков и др. // *Металлург*. 2009. № 7. С. 4-5.

45. Степанов, П.П. Освоение на толстолистом стане 5000 Выксунского металлургического завода производства высококачественного проката для труб большого диаметра / П.П. Степанов, И.В. Гоношенко, В.И. Ильинский и др. // *Черная металлургия*. 2013. № 4. С. 57-65.

46. Пышминцев, И.Ю. Освоение производства труб большого диаметра с повышенной деформационной способностью / Пышминцев И.Ю., Струин А.О., Гервасьев А.М. и др. // Вестник Южно-Уральского государственного университета. Серия: Metallургия. 2016. Т. 16. № 1. С. 82-90.

47. Котомин, А.Б. Проблемы и перспективы развития газотранспортной системы Евро-арктической зоны России / Котомин А.Б. // Север и рынок: формирование экономического порядка. 2014. № 6 (43). С. 7-11.

48. Мансуров, М.Н. О перспективах газонефтеносности на шельфе морей восточной Арктики / Мансуров М.Н., Захаров Е.В. // Научно-технический сборник «Вести газовой науки». 2015. № 2 (22). С. 15-20.

49. Тимошилов, В.П. О некоторых итогах, проблемных вопросах и роли государства при реализации Восточной газовой программы / Тимошилов В.П. // Проблемы экономики и управления нефтегазовым комплексом. 2014. № 9. С. 4-11.

50. Коржубаев, А.Г. Перспективы развития нефтегазового комплекса Восточной Сибири и Дальнего востока / Коржубаев А.Г. // Регион: Экономика и Социология. 2011. № 2. С. 193-210.

51. Эдер, Л.В. Нефтегазовый комплекс Восточной Сибири и Дальнего востока: тенденции, проблемы, современное состояние / Эдер Л.В., Филимонова И.В., Моисеев С.А. // Бурение и нефть. 2015. № 12. С. 3-12.

52. Кин, А.А. Магистральный трубопровод "Сила Сибири": основные положения крупномасштабного проекта / Кин А.А. // Регион: Экономика и Социология. 2016. № 2 (90). С. 154-164.

53. Булаев, С.А. Газопровод "Северный поток-2": задачи, перспективы / Булаев С.А. // Управление устойчивым развитием. 2016. № 2 (03). С. 27-34.

54. Галимов, Э.М. Баренцево-Карский регион – новый объект поисково-разведочных работ на нефть и газ в XXI веке / Галимов Э.М., Немченко-Ровенская А.С., Севастьянов В.С. и др. // Недропользование XXI век. 2008. № 6. С. 43-53.

55. Никитин, Б.А. Перспективы освоения газовых ресурсов шельфа арктических морей России / Никитин Б.А., Дзюбло А.Д. // Научно-технический сборник «Вести газовой науки». 2017. № 4 (32). С. 15-24.

56. Крекнин, С.Г. Перспективы освоения залежей углеводородов на объектах деятельности ПАО "Газпром" в Карском море / Крекнин С.Г., Окишев Р.Н., Огнев А.Ф. и др. // Геология нефти и газа. 2016. № 2. С. 25-32.

57. Матросов, Ю.И. Освоение на ОАО "МК "Азовсталь" промышленного производства толстолистовой стали категории прочности Х65 для глубоководного газопровода / Матросов Ю.И., Ганошенко И.В., Багмет О.А. // Проблемы черной металлургии и материаловедения. 2007. № 1. С. 24-31.

58. Салина, Т.К. Освоение северных территорий как фактор устойчивого развития ТЭК СЗФО / Салина Т.К. // Стратегия устойчивого развития регионов России. 2011. № 8. С. 112-118.

59. Мартынов, П.Г. Исследование трубных сталей категорий прочности Х100-Х120 для магистральных газопроводов / Мартынов П.Г., Симбухов И.А., Морозов Ю.Д. // Проблемы черной металлургии и материаловедения. 2012. № 3. С. 66-71.

60. Рингинен, Д.А. Влияние различных схем термомеханической контролируемой прокатки на структуру и свойства проката из трубных сталей класса прочности Х80-Х100 / Рингинен Д.А., Частухин А.В., Хадеев Г.Е., Эфрон Л.И. // Проблемы черной металлургии и материаловедения. 2017. № 1. С. 25-38.

61. Студеникина, Л.А. Геополитическая роль газопровода "Северный поток" в обеспечении энергобезопасности Европейского союза / Студеникина Л.А., Халатина М.Ю. // Нефть, газ и бизнес. 2012. № 6. С. 46-48.

62. Голованенко, С.А. Высокопрочные стали для магистральных газопроводных труб / Голованенко С.А., Матросов Ю.И. // Металловедение и термическая обработка металлов. 1977. № 10. С. 29-35.

63. Матросов Ю.И., Литвиненко Д.А., Голованенко С.А. Сталь для магистральных газопроводов. М.: «Металлургия», 1989. 288 с.

64. Пател, Дж. Создание сталей для магистральных трубопроводов за последние десятилетия / Пател Дж., Хулка К. // Прогрессивные листовые стали для газопроводных труб большого диаметра и металлоконструкций особого назначения: сб. докладов. М.: Металлургиздат, 2004. С. 34-42.

65. Schwinn, V. Production and progress work on plates for pipes with strength levels of X80 and above / Schwinn V., Fluess P., Bauer J. // Proceedings of the International Pipe Dreamer's Conference. Yokohama, Japan. 2002. pp. 339-353.

66. Белый, А.П. Толстолистовая сталь для газопроводных труб категории прочности X80 / Белый А.П., Матросов Ю.И., Ганошенко И.В. и др. // Сталь. 2006. № 5. С. 106-110.

67. Матросов, Ю.И. Разработка и технологический процесс производства трубных сталей в XXI веке / Матросов Ю.И., Морозов Ю.Д., Болотов А.С. и др. // Сталь. 2001. № 4. С. 58-62.

68. Пономарев, С.В. "Ключи" для газа. Единая система газоснабжения России / Пономарев С.В. // Российское предпринимательство. 2002. № 1. С. 4.

69. Гедич, Т.Г. Влияние рынка СПГ на развитие газовой отрасли Иркутской области / Гедич Т.Г. // Нефть, газ и бизнес. 2016. № 11. С. 42-49.

70. Рыбин, В.В. Структура и свойства хладостойких сталей для конструкций северного исполнения / Рыбин В.В., Малышевский В.А., Хлусова Е.И. // Вопросы материаловедения. 2006. № 1 (45). С. 24-44.

71. Морозов, Ю.Д. Применение термомеханической обработки для повышения прочности и хладостойкости высокопрочных трубных сталей / Морозов Ю.Д., Настич С.Ю., Матросов М.Ю. и др. // Черная металлургия. 2013. № 4 (1360). С. 65-76.

72. Рафалович, И.М. Особенности напряженно-деформированного состояния металла прямошовных сварных труб / Рафалович И.М., Марков С.И. // Наука и техника в газовой промышленности. 2010. № 3 (43). С. 102-107.

73. Эфрон, Л.И. Структурообразование при контролируемой прокатке и формирование комплекса повышенной прочности и хладостойкости эконом-

нолегированных конструкционных сталей: автореф. дис. ... д-ра техн. наук: 05.16.01 / Эфрон Леонид Иосифович. Москва, 1997. 44 с.

74. Efron, L.I. Production of Cold-Resistant Pipe Steels / Efron L., P'inskij V., Golovanov A., Morosov Y. // Сталь 2003. № 6. С. 69-72.

75. Погоржельский, В.И. Производство толстолистовой стали / Погоржельский В.И., Третьяков Е.М. // Научн. тр. МЧМ СССР. М.: Metallurgia, 1979, № 4. С. 23-26.

76. Салганик В.М., Шмаков А.В., Попов В.В. Рациональные режимы контролируемой прокатки на стане 5000 трубной заготовки с пониженной температурой / Салганик В.М., Шмаков А.В., Попов В.В // Сталь. 2009. № 10. С. 47-51.

77. R. Grill. Advanced Steels for Heavy Plates: Alloy Design, Plate Production and Properties. Voestalpine Grobblech GmbH, Linz. 2010. 55 p.

78. Зайцев, А.И. Перспективные направления развития металлургии и материаловедения стали / Зайцев А.И. // Черная металлургия. 2019. Т. 75. № 4. С. 417-426.

79. Рыбин В.В. Большие пластические деформации и разрушение металлов. М.: Metallurgia, 1986. 223 с.

80. Пат. 2397269 RU, МПК С22С 38/48. Высокопрочная свариваемая сталь / Горынин И.В., Рыбин В.В., Малышевский В.А., Хлусова Е.И. и др. Заявл. 15.10.2008; опубл. 20.08.2010. Бюл. № 23.

81. Зайцев, А.И. Перспективные направления повышения комплекса свойств и качества современных сталей / Зайцев А.И. // Проблемы черной металлургии и материаловедения. 2017. № 4. С. 31-45.

82. Зайцев, А.И. Неметаллические включения и перспективные принципы повышения комплекса свойств и качественных характеристик стали / Зайцев А.И., Родионова И.Г., Бакланова О.Н. и др. // Metallurg. 2014. № 11. С. 62-69.

83. Родионова, И.Г. Влияние неметаллических включений новых типов на качество непрерывнолитых заготовок и проката из высокопрочных низко-

легированных сталей / Родионова И.Г., Зайцев А.И., Ковалев А.И. и др. // *Металлург.* 2016. № 7. С. 48-53.

84. Зайцев, А.И. Исследование комплексной технологии производства штрипсового металла с целью снижения уровня отсортировки непрерывнолитых заготовок и проката по дефектам поверхности и результатам ультразвукового контроля / Зайцев А.И., Родионова И.Г., Никонов С.В. и др. // *Проблемы черной металлургии и материаловедения.* 2014. № 1. С. 54-63.

85. Зайцев, А.И. Влияние технологических параметров прокатного передела и изготовления труб на отсортировку металлопродукции по дефектам поверхности и результатам ультразвукового контроля / Зайцев А.И., Родионова И.Г., Никонов С.В. и др. // *Проблемы чёрной металлургии и материаловедения.* 2014. № 2. С. 43-53.

86. Арабей, А.Б. Обобщение опыта исследования стойкости труб из высокопрочных сталей протяженному разрушению (о разработке атласа полигонных испытаний труб класса прочности К65) / Арабей А.Б., Глебов А.Г., Капуткина Л.М., Пышминцев И.Ю. и др. // *Газотранспортные системы: настоящее и будущее: тезисы докладов VI Международной научно-технической конференции “GTS-2015”.* 2015. С. 102.

87. Арабей, А.Б. Диаграмма деформации и развитие процесса разрушения при испытании падающим грузом / Арабей А.Б., Глебов А.Г., Капуткина Л.М., Пышминцев И.Ю. и др. // *Газотранспортные системы: настоящее и будущее: тезисы докладов VI Международной научно-технической конференции “GTS-2015”.* 2015. С. 117.

88. Назаров, А.В. Сравнение свариваемости высокопрочных трубных сталей, микролегированных ниобием, ниобием и ванадием / Назаров А.В., Якушев Е.В., Шабалов И.П., Морозов Ю.Д. и др. // *Металлург.* 2013. № 10. С. 56-61.

89. Пышминцев, И.Ю. Прочность и вязкость сталей для магистральных газопроводов в направлении толщины стенки трубы / Пышминцев И.Ю.,

Струин А.О., Квашнин В.Д. и др. // Черные металлы. 2016. № 8 (1016). С. 36-42.

90. Смирнов, М.А. Влияние структуры на деформационное старение низкоуглеродистой стали / Смирнов М.А., Пышминцев И.Ю., Варнак О.В. и др. // Деформация и разрушение материалов. 2014. № 8. С. 9-15.

91. Варнак, О.В. Деформационное старение трубной стали с феррито-бейнитной структурой / Варнак О.В., Ильин С.И., Пышминцев И.Ю. и др. // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. 2014. № 3 (47). С. 43-47.

92. Смирнов, М.А. Деформационное старение низкоуглеродистой трубной стали / Смирнов М.А., Пышминцев И.Ю., Варнак О.В. и др. // Вестник Южно-Уральского государственного университета. Серия: Metallurgy. 2013. Т. 13. № 1. С. 129-133.

93. Арабей, А.Б. Особенности разрушения трубных сталей класса прочности X80 (K65) / Арабей А.Б., Пышминцев И.Ю., Фарбер В.М. и др. // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. 2012. № 3. С. 12-19.

94. Ishikawa, N. Recent Development in High Strength Linepipe for Sour Environment / Ishikawa N., Shinmiya T., etc. // Proceedings of the 22nd International Conference on Offshore Mechanics and Arctic Engineering "ASME 2003". 2003. pp. 17-26.

95. Мазур, В.Л. Сопротивление деформации низколегированных сталей / Мазур В.Л., Хижняк Д.Д. // Сталь. 1991. № 8. С. 41-43.

96. Салганик, В.М. Особенности химического состава и структура низкоуглеродистых низколегированных трубных сталей после контролируемой прокатки / Салганик В.М., Песин А.М., Курбан В.В. // Металловедение и термическая обработка металлов. 2008. № 5. С. 3-8.

97. В.Т. Жадан, В.А. Маневич. Совершенствование технологии прокатки на основе комплексных критериев качества. М.: Металлургия, 1989. 96 с.

98. Kodzhaspirov, G. TMP as an effective technique to produce ultra-fine grained steels / Kodzhaspirov G., Rudskoi A. // Materials Science Forum. 2018. Vol. 941 MSF. pp. 147-152.

99. Rudskoi, A.I. Thermomechanical processing of steels & alloys physical fundamentals, resource saving technique and modelling / Rudskoi A.I., Kodzhaspirov G.E., Kliber J., etc. // Современные металлические материалы и технологии (СММТ'2017): сборник трудов международной научно-технической конференции. 2017. С. 417-418.

100. Kodzhaspirov, G. Thermomechanical processing of steels & alloys as an advanced resource saving technique / Kodzhaspirov G., Rudskoi A. // Proceedings of the 25th Anniversary International Conference on Metallurgy and Materials "METAL 2016". 2016. pp. 248-254.

101. Rudskoy, A.I. Advanced metallic materials and processes / Rudskoy A.I., Kodzhaspirov G.E., Kliber J., etc. // Materials Physics and Mechanics. 2016. Vol. 25. No. 1. pp. 1-8.

102. Рудской А.И., Коджаспиров Г.Е. Ультрамелкозернистые металлические материалы: монография. Санкт-Петербург, 2015. 359 с.

103. Горностырёв, Ю.Н. Физические основы прочности и пластичности / Ю.Н. Горностырёв, В.Ф. Рашников, А.А. Морозов и др. // Отд. металлургии Академии проблем качества РФ (серия «Сталь. Структура и свойства»), под ред. Рашникова В.Ф. Книга третья. Магнитогорск, 1998. 108 с.

104. Стариков, А.И. Производство проката повышенной прочности и хладостойкости на «ММК» / А.И. Стариков, В.Ф. Рашников, В.Ф. Сарычев и др. // Чёрная металлургия России и стран СНГ в XXI веке. Том 4. М.: Металлургия, 1994. С. 77-78.

105. Эфрон, Л.И. Легирование и свойства высокопрочных свариваемых сталей, подвергаемых термомеханической обработке / Эфрон Л.И., Литвиненко Д.А. // Сталь. 1994. № 8. С. 65-73.

106. Хулка, К. Улучшенная система легирования и технология обработки высокопрочных конструкционных сталей / Хулка К., Хайстеркамп Ф. //

Чёрная металлургия России и стран СНГ в XXI веке: материалы международной конференции. М.: Металлургия, 1994. Т. 5. С. 162-173.

107. Матросов, Ю.И. Контролируемая прокатка – многостадийный процесс ТМО низколегированных сталей / Матросов Ю.И. // Сталь. 1987. № 7. С. 75-80.

108. Yamamoto S. Thermomechanical Processing of Microalloyed Austenite / Yamamoto S., Ouchi Ch., Osuka T. // TMS. Warrendale (PA). 1982. pp. 613-639.

109. Салганик, В.М. Моделирование и разработка эффективной технологии контролируемой прокатки трубных сталей с заданным комплексом механических свойств / Салганик В.М., Сычев О.Н. // Металлургия XXI века. Сборник трудов 5-й международной конференции молодых специалистов. М.: ВНИИМЕТМАШ им. академика А.И. Целикова, 2009. С. 313-321.

110. Пышминцев, И.Ю. Особенности микроструктуры и текстуры труб К65 (X80), влияющие на способность материала трубы останавливать протяженное вязкое разрушение / Пышминцев И.Ю., Гервасьев А.М., Мальцева А.Н. и др. // Наука и техника в газовой промышленности. 2011. № 4 (48). С. 73-79.

111. Арабей, А.Б. Сопротивление сталей класса прочности X80 распространению вязких трещин в магистральных газопроводах / Арабей А.Б., Пышминцев И.Ю., Штремель М.А. и др. // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. 2009. № 9. С. 3-8.

112. Погоржельский, В.И. Производство экономичных видов проката и покрытий / Погоржельский В.И. // Научн. тр. МЧМ СССР. М.: Металлургия, 1981, № 5. С. 14-18.

113. Нижельский, Д.В. Использование ускоренного охлаждения при термомеханической прокатке для экономного легирования стали класса прочности К60 (X70) / Нижельский Д.В., Науменко А.А., Морозов Ю.Д., Шабалов И.П., Якушев Е.В. // Металлург. 2013. № 8. С. 63-69.

114. Нижельский, Д.В. О возможности уменьшения легирования при производстве штрипсов класса прочности К60 (X70) с ускоренным охлажде-

нием / Нижельский Д.В., Придеин А.А., Чижов В.М. и др. // Черная металлургия. 2015. № 5 (1385). С. 29-35.

115. Шахпазов, Е.Х. Основные направления развития металлургической технологии для обеспечения современных требований по уровню и стабильности технологических, служебных свойств стали / Шахпазов Е.Х., Зайцев А.И., Родионова И.Г. // Перспективные материалы. 2011. № S13. С. 48-57.

116. Шахпазов, Е.Х. Ключевые направления развития металлургической технологии по обеспечению растущих требований к качеству стали / Шахпазов Е.Х., Зайцев А.И., Родионова И.Г. и др. // Электрометаллургия. 2011. № 2. С. 2-12.

117. Crowther D.N. The Effects of Microalloying Elements on Cracking During Continuous Casting // Proceedings of the International Symposium 2001 on Vanadium Application Technology. Beijing, China, Vanitec, Westerham, Kent, England. pp. 99-131.

118. Коротовская, С.В. Управление процессами структурообразования при термомеханической обработке судостроительных и трубных сталей унифицированного химического состава / Коротовская С.В., Орлов В.В., Хлусова Е.И. // Металлург. 2014. № 5. С. 71-78.

119. Салганик, В.М. Разработка композиций химического состава и технологии широкополосной прокатки микролегированных трубных сталей категории прочности X80 / Салганик В.М., Песин А.М., Тимошенко В.И., Денисов С.В. и др. // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. 2009. № 2 (26). С. 59-63.

120. Частухин, А.В. Кинетика статической рекристаллизации аустенита микролегированных ниобием трубных сталей / Частухин А.В., Рингинен Д.А., Хадеев Г.Е., Эфрон Л.И. // Металлург. 2015. № 12. С. 33-38.

121. Матросов, М.Ю. Рекристаллизация аустенита в низколегированных сталях с карбонитридными включениями / Матросов М.Ю., Филимонов В.Н., Берштейн М.Л. // Металлы. 1981. № 6. С. 96-103.

122. Еланский, Г.Н. Сталь и периодическая система элементов Д.И. Менделеева. Элементы шестой-восьмой групп. Легирующие элементы / Еланский Г.Н. // Технология металлов. 2011. № 12. С. 2-14.

123. Хайстеркамп Ф, Хулка К., Матросов Ю.И., Морозов Ю.Д., Эфрон Л.И. Ниобийсодержащие низколегированные стали. М.: СП "Интермет инжиниринг", 1999. 91 с.

124. Dong, J. Effect of Silicon on the Kinetics of Nb(C,N) Precipitation during the Hot Working of Nb-bearing Steels / Dong J. // ISIJ International. 2000. 40. pp. 613-618.

125. Boretto F. Effect of Chemical Composition on Critical Temperatures of Microalloyed Steels / Boretto F. // Proceedings of THERMEC 88. Iron and Steel Institute of Japan. Tokyo, 1988. pp. 383-390.

126. Гуркалов, П.И. Научно-методические и практические основы ресурсосберегающего производства толстолистового проката для повышения надёжности газонефтепроводных и строительных сооружений: автореф. дис. ... д-ра техн. наук: 05.16.05, 27.00.02 / Гуркалов Павел Иванович. Орск, 1999. 62 с.

127. Марков, С.И. Металловедческие основы производства заготовок для высоконадежных элементов энергетических и трубопроводных систем: дис. ... д-ра техн. наук: 05.16.01 / Марков Сергей Иванович. Москва, 2012. 83 с.

128. Рыбин, В.В. 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.

129. Коновалов, Ю.В. Настоящее и будущее агрегатов для производства горячекатаных листов и полос. Сообщение 2. Контролируемая прокатка штрипсов для магистральных трубопроводов / Коновалов Ю.В., Руденко Е.А. // Производство проката. 2008. № 3. С. 10-19.

130. Эфрон, Л.И. Исследование влияния температурно-деформационных режимов контролируемой прокатки на микроструктуру и механические свойства микролегированных сталей для газонефтепроводных труб большого диаметра / Эфрон Л.И., Морозов Ю.Д., Голи-Оглу Е.А. // Металлург. 2011. № 1. С. 69-74.
131. Рашников, В.Ф. Освоение технологии производства трубной листовой стали категории прочности X70 / Рашников В.Ф., Тахаутдинов Р.С., Карагодин Н.Н. // Черные металлы. 2002. № 1. С. 19.
132. Дуб, А.В. Влияние неметаллических включений на свойства и коррозионную стойкость низколегированных трубных сталей / Дуб А.В., Марков С.И., Морозова Т.В. и др. // Проблемы черной металлургии и материаловедения. 2009. № 4. С. 36-42.
133. Казаков, А.А. Исследование природы неметаллических включений в ликвационной полосе листовой трубной стали / Казаков А.А., Рябошук С.В., Ковалев П.В. и др. // Черные металлы. 2011. № 9. С. 13-17.
134. Казаков, А.А. Исследование термовременной природы неметаллических включений с целью повышения металлургического качества высокопрочных трубных сталей / Казаков А.А., Ковалев П.В., Рябошук С.В. и др. // Черные металлы. 2009. № 12. С. 5-11.
135. Казаков, А.А. Разработка методики количественной оценки микроструктурной полосчатости низколегированных трубных сталей с помощью автоматического анализа изображений / Казаков А.А., Киселев Д.В., Андреева С.В., Марков С.И. и др. // Черные металлы. 2007. № 7-8. С. 31-37.
136. Казаков, А.А. Методика оценки ликвационной полосы листового проката / Казаков А.А., Чигинцев Л.С., Казакова Е.И., Марков С.И. и др. // Черные металлы. 2009. № 12. С. 17-22.
137. Фарбер, В.М. Фрактографический критерий трещиностойкости труб группы прочности X80 / Фарбер В.М., Арабей А.Б., Пышминцев И.Ю. и др. // Производство проката. 2011. № 3. С. 7-11.

138. Лозовой, В.Н. Характер трещинообразования и особенности останковки магистральной трещины в зависимости от свойств основного металла труб большого диаметра / Лозовой В.Н., Пышминцев И.Ю. // Черная металлургия. 2010. № 12 (1332). С. 54-58.

139. Пышминцев, И.Ю. К вопросу определения трещиностойкости современных трубных сталей класса прочности К65 / Пышминцев И.Ю., Струин А.О., Насыбулина Е.Р. и др. // Черная металлургия. 2011. № 3 (1335). С. 63-67.

140. Науменко, В.В. Стойкость низкоуглеродистых микролегированных сталей трубного назначения к растрескиванию в среде сероводорода / Науменко В.В., Багмет О.А., Мурсенков Е.С. // Черная металлургия. 2018. № 7 (1423). С. 56-65.

141. Пименов, В.А. Профилировка вертикальных валков клетки № 1 стана 2000 ПАО "НЛМК" для уменьшения прикромочного дефекта "раскатная трещина" / Пименов В.А., Шамрин А.В., Поляков А.В., Мазур И.П. // Черные металлы. 2018. № 11. С. 17-21.

142. Матвеев, М.А. Измельчение структуры микролегированных сталей при пластической деформации вблизи температур полиморфного превращения / Матвеев М.А., Колбасников Н.Г., Кононов А.А. // Металловедение и термическая обработка металлов. 2017. № 4 (742). С. 3-8.

143. Рудской, А.И. Управление структурой и свойствами сталей при горячей деформации / Рудской А.И., Колбасников Н.Г. // Заготовительные производства в машиностроении. 2012. № 10. С. 22-30.

144. Рашников, В.Ф. Физическая модель процесса формирования структуры для случая горячей прокатки углеродистых и низколегированных сталей / Рашников В.Ф., Морозов А.А. // Обработка сплошных и слоистых материалов: межвуз. сб. науч. тр. Магнитогорск: Издание МГМА, 1998. С. 11-23.

145. Капцан, А.В. Эволюция дислокационной и зёрненной структуры при горячей деформации / А.В. Капцан, В.Ф. Рашников, Ю.Н. Горностырёв и

др. // Отд. металлургии Академии проблем качества РФ (серия «Сталь. Структура и свойства»). Магнитогорск, 1997. 102 с.

146. Урцев, В.Н. Формирование структуры и механических свойств стали / В.Н. Урцев, А.В. Капцан, В.Ф. Рашников и др. // Отд. металлургии Академии проблем качества РФ (серия «Сталь. Структура и свойства»), под ред. Рашникова В.Ф. Книга четвёртая. Магнитогорск, 1998. 173 с.

147. Капцан, А.В. Моделирование нестабильности формы границ зёрен при горячей деформации / А.В. Капцан, В.Ф. Рашников, Ю.Н. Горностырёв и др. // Эффективные технологии (опыт работы «Комплекса новых технологий» АО «ММК»). Выпуск 1: Сб. научных трудов Уральск. региональн. центра Академии проблем качества РФ. Магнитогорск, 1996. С. 37-43.

148. Морозов, А.А. Исследование процесса развития кристаллографической текстуры при горячей прокатке / А.А. Морозов, В.Ф. Рашников, В.Н. Урцев и др. // 235 лет в Российской металлургии: Сб. научных трудов отд. металлургии Академии проблем качества РФ. Магнитогорск-Белорецк, 1997. С. 92-103.

149. Казаков, А.А. Структура как основа системы качества в трубном производстве / Казаков А.А., Киселев Д.В., Пахомова О.В. // Заготовительные производства в машиностроении. 2012. № 10. С. 40-48.

150. Фарбер, В.М. Вклад различных структурных факторов в формирование прочностных свойств сталей класса прочности К65 / Фарбер В.М., Пышминцев И.Ю., Арабей А.Б. и др. // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. 2012. № 9. С. 46-49.

151. Веселов, И.Н. Особенности структуры и механические свойства малоуглеродистой стали для производства нефтегазопроводных труб / Веселов И.Н., Пышминцев И.Ю., Лаев К.А. и др. // Сталь. 2011. № 2. С. 82.

152. Пышминцев, И.Ю. Роль структурных составляющих в формировании свойств современных высокопрочных сталей для магистральных трубопроводов / Пышминцев И.Ю., Мальцева А.Н., Смирнов М.А. // Наука и техника в газовой промышленности. 2011. № 4 (48). С. 46-53.

153. Смирнов, М.А. К вопросу о классификации микроструктур низкоуглеродистых трубных сталей / Смирнов М.А., Пышминцев И.Ю., Борякова А.Н. // *Металлург*. 2010. № 7. С. 45-51.

154. Vasilyev, A. Physical and mathematical modeling of austenite microstructure evolution processes developing in line-pipe steels under hot rolling / Vasilyev A., Rudskoy A., Kolbasnikov N., etc. // *Materials Science Forum*. 2012. Vol. 706-709. pp. 2836-2841.

155. Казаков, А.А. Влияние структурной анизотропии в ферритно-бейнитных штрипсовых сталях после термомеханической обработки на уровень их механических свойств / Казаков А.А., Киселев Д.В., Казакова Е.И., Хлусова Е.И., Орлов В.В. и др. // *Черные металлы*. 2010. № 6. С. 7-13.

156. Смирнов, М.А. Влияние горячей пластической деформации на свойства низкоуглеродистой стали с феррито-бейнитной структурой / Смирнов М.А., Пышминцев И.Ю., Борякова А.Н. и др. // *Вестник Южно-Уральского государственного университета. Серия: Metallurgy*. 2009. № 36 (169). С. 41-45.

157. Cuddy, L.J. Thermomechanical Processing of Microalloyed Austenite / Cuddy L.J. // *TMS of ASME. Warrendale (PA)*, 1982. pp. 129-140.

158. Матросов, Ю.И. Влияние условий контролируемой прокатки на структурные превращения и свойства малоперлитных сталей / Матросов Ю.И. // *Сталь*. 1985. № 2. С. 68-72.

159. Круглова, А.А. Влияние горячей пластической деформации в аустенитной области на формирование структуры низколегированной низкоуглеродистой стали / Круглова А.А., Орлов В.В., Хлусова Е.И. // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2007. № 12. С. 8-12.

160. Эфрон, Л.И. Получение высокопрочных свариваемых сталей с бейнитной структурой с применением термомеханической обработки / Эфрон Л.И., Литвиненко Д.А. // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 1994. № 10. С. 28-33.

161. Рудской, А.И. Перспективные технологии изготовления листа с субмикроструктурной и наноструктурой / Рудской А.И., Коджаспиров Г.Е. // Вопросы материаловедения. 2009. № 3 (59). С. 188-192.
162. Schwinn, V. Bainitic steel plates for X100 and X120 / Schwinn V., Fluess P., Tacke K., etc. // Proceedings of the 4th International Pipelines Technology Conference. Ostend, Belgium. 2004. Vol. 2. pp. 837-850.
163. Казакова, Е.И. Разработка методов исследования эволюции литой структуры феррито-бейнитной стали при ее термомеханической обработке / Казакова Е.И., Казаков А.А., Пахомова О.В. и др. // Актуальные проблемы физического материаловедения сталей и сплавов материалы: сб. трудов XXIV Уральской школы металлургов-термистов: ФГБОУ ВО «Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова». 2018. С. 103-105.
164. Казаков, А.А. Исследование эволюции литой структуры при пластической обработке феррито-перлитной стали / А.А. Казаков, О.В. Пахомова, Е.И. Казакова // Черные металлы. 2013. № 9. С.15-20.
165. Настич, С.Ю. Разработка технологии термомеханической обработки полосового и листового проката из низколегированной стали на основе управления формированием ферритно-бейнитной структуры: автореф. дис. ... д-ра техн. наук: 05.16.01 / Настич Сергей Юрьевич. Москва, 2013. 45 с.
166. Смирнов, М.А. Влияние ферритно-бейнитной структуры на свойства высокопрочной трубной стали / Смирнов М.А., Пышминцев И.Ю., Мальцева А.Н. и др. // Металлург. 2012. № 1. С. 55-62.
167. Okaguchi, S. Development and mechanical properties of X120 linepipe / Okaguchi S., Makino H., etc. // Proceedings of the 13th offshore and polar engineering conference. Honolulu, Hawaii, USA. 2003. pp. 36-42.
168. Фарбер, В.М. Вклад дисперсных фаз в формирование структуры и свойств высокопрочных трубных сталей / Фарбер В.М., Арабей А.Б., Пышминцев И.Ю. и др. // Производство проката. 2011. № 11. С. 14-21.

169. Сыч, О.В. Влияние ванадия на дисперсионное упрочнение при отпуске высокопрочной трубной стали с различной исходной структурой / Сыч О.В., Круглова А.А., Счастливец В.М. и др. // Физика металлов и металловедение. 2016. Т. 117. № 12. С. 1321-1331.

170. Настич, С.Ю. Влияние химического состава стали X70 и параметров технологии ТМО рулонного проката на анизотропию и равномерность механических свойств / Настич С.Ю. // Проблемы черной металлургии и материаловедения. 2012. № 2. С. 44-54.

171. Шабалов, И.П. Разработка научных основ, создание и реализация ресурсосберегающих технологий производства толстолистного проката с повышенными потребительскими свойствами для металлических конструкций: автореф. дис. ... д-ра техн. наук: 05.16.05, 05.16.01 / Шабалов Иван Павлович. Москва, 2005. 45 с.

172. Шабалов И.П., Шафигин З.К., Муратов А.Н. Ресурсосберегающие технологии производства толстолистного проката с повышенными потребительскими свойствами. – М.: Металлургиздат, 2007. – 352 с.

173-н. Трайно, А.И. Исследование и разработка ресурсосберегающих режимов производства листовой стали: дис. ... д-ра техн. наук: 05.16.05 / Трайно Александр Иванович. Москва, 2009. 251 с.

174. Шаталов, Р.Л. Энергосбережение как средство интенсификации производства горячекатаного листа / Р.Л. Шаталов, А.Л. Гекин, Т.А. Койнов // Теория и практика производства листового проката: сб. научных трудов. Липецк. 2008. С. 146-151.

175. Усаков, В.И. Полиструктурный подход при проектировании технических систем / Усаков В.И. // Наука производству. 2000. № 3. С. 34-38.

176. Аверчиков, В.И. Методология интеллектуального проектирования технических систем на основе имитационных моделей / Аверчиков В.И. // Техника машиностроения. 2002. № 3. С. 116-121.

177. Спиридонов, О.В. Оценка эффективности промышленных систем / Спиридонов О.В. // Машиностроитель. 2002. № 6. С. 12-18.

178. Арапов А.А. Теория организации и системный анализ. М.: Московский государственный университет экономики, статистики и информатики. 2003. 74 с.
179. Лэддон Л. Оптимизация больших систем. М.: Наука. 1975. 432 с.
180. Цурков В.И. Декомпозиция в задачах большой размерности. М.: Наука, 1981. 352 с.
181. Сербулов, Ю.С. Модель выявления причинных взаимосвязей между параметрами сложной технологической системы / Сербулов Ю.С. // Современные проблемы информатизации в технике и технологиях: сб. трудов. Выпуск 10 / Под ред. д.т.н., профессора О.Я. Кравца. Воронеж: Издательство «Научная книга», 2005. С. 176-177.
182. Рашников, В.Ф. Развитие технологических систем на основе комплексного моделирования для производства конкурентоспособного стального проката: дис. ... д-ра техн. наук: 05.16.05 / Рашников Виктор Филиппович. Магнитогорск, 1998. 56 с.
183. Рашников, В.Ф. Фундаментальная наука и металлургическое предприятие – стратегический альянс для инновационного развития / В.Ф. Рашников, А.А. Морозов, В.Н. Урцев и др. // Сталь. 2005. № 5. С. 117-119.
184. Рашников, В.Ф. Научные разработки как основа программы инновационного развития ОАО «ММК» / Рашников В.Ф. // Сталь. 2007. № 2. С. 10-12.
185. Рашников, В.Ф. Развитие технологических систем ОАО «Магнитогорский металлургический комбинат» для производства конкурентоспособного стального проката / Рашников, В.Ф. // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. 2003. № 1. С. 8.
186. Казаков, А.А. Природа дефектов горячекатаного листа из трубных марок стали. Часть 1. Дефекты, имеющие сталеплавильную природу / Казаков А.А., Ковалев П.В., Чигинцев Л.С. и др. // Черные металлы. 2007. № 11. С. 8-15.

187. Ouchi C. The Effect of Hot Rolling Condition and Chemical Composition on the Onset Temperature of $\gamma \rightarrow \alpha$ Transformation after Hot Rolling / Ouchi C., Sampei T., Kozasu I. // Transactions ISIJ. Vol. 22. 1982. pp. 214-222.

188. Пемов, И.Ф. Расширение технических возможностей производства современного высокопрочного штрипса после реконструкции сталеплавильного и прокатного переделов / Пемов И.Ф., Морозов Ю.Д., Якушев Е.В и др. // *Металлург*. 2010. № 2. С. 54-60.

189. Григорьев А.К., Коджаспиров Г.Е. Термомеханическое упрочнение стали в заготовительном производстве. Л.: Машиностроение, 1985. 143 с.

190. Фарбер, В.М. Дисперсные фазы в высокопрочных низкоуглеродистых микролегированных сталях для сварных конструкций / Фарбер В.М., Арабей А.Б., Пышминцев И.Ю. и др. // *Материаловедение*. 2012. № 1. С. 11-16.

191. Салганик, В.М. Структурно-фазовые превращения низколегированной трубной стали в процессе толстолистовой контролируемой прокатки / В.М. Салганик, Д.Г. Набатчиков // *Сборник МТК НИТУ МИСиС «Инновационные технологии ОМД»*. Москва, 2011. С. 129-133.

192. Эфрон, Л.И. Сопротивление деформации низкоуглеродистых микролегированных сталей при горячей обработке давлением / Эфрон Л.И., Поляк Е.И., Голи-Оглу Е.А. и др. // *Сталь*. 2011. № 12. С. 55-60.

193. Курбан, В.В. Основные структурные факторы упрочнения низкоуглеродистых низколегированных трубных сталей после контролируемой прокатки / Курбан В.В., Салганик В.М., Песин А.М. и др. // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2009. № 1. С. 41-45.

194. Зиновьев, А.В. Теоретические и экспериментальные исследования процессов пластической деформации сталей и сплавов / Зиновьев А.В., Трусов В.А., Потемкин В.К., Капуткина Л.М. и др. // *Черные металлы*. 2007. № 4. С. 7-14.

195. Насыбулина, Е.Р. Энергоемкость разрушения трубных сталей класса прочности К65 (X80) / Насыбулина Е.Р., Пышминцев И.Ю., Ара-

бей А.Б. и др. // Наука и техника в газовой промышленности. 2011. № 4 (48). С. 63-73.

196. Хотинков, В.А. Особенности разрушения трубных сталей класса прочности X80 (K65) / Хотинков В.А., Струин А.О., Арабей А.Б., Пышминцев И.Ю., Фарбер В.М. // Наука и техника в газовой промышленности. 2011. № 4 (48). С. 79-86.

197. Глебов, А.Г. Микроструктура и дисперсные фазы в высокопрочных сталях газопроводных труб большого диаметра / Глебов А.Г., Селиванова О.В., Лежнин Н.В., Арабей А.Б., Фарбер В.М., Пышминцев И.Ю. // Наука и техника в газовой промышленности. 2011. № 4 (48). С. 86-92.

198. Матросов, Ю.И. Механизмы влияния микродобавок V, Nb Ti на структуру и свойства малоперлитных сталей / Матросов Ю.И. // Металловедение и термическая обработка металлов. 1984. № 11. С. 13-22.

199. Салганик, В.М. Исследование сопротивления деформации современных ниобийсодержащих сталей для построения эффективных процессов контролируемой прокатки / Салганик В.М., Денисов С.В., Крайнов В.И. и др. // Труды Седьмого конгресса прокатчиков. Москва, 2007. Т. 2. С. 599-604.

200. Салганик, В.М. Сопротивление деформации ниобийсодержащих сталей новых марок / Салганик В.М., Денисов С.В., Крайнов В.И. и др. // Производство проката. 2007. № 6. С. 15-18.

201. Колбасников, Н.Г. Развитие представлений об изменении размеров зёрен при пластической деформации и фазовых превращениях / Колбасников Н.Г., Савин Д.С. // Научно-технические ведомости Санкт-Петербургского государственного политехнического университета. 2007. № 3 (51). С. 31-38.

202. Шахпазов, Е.Х. Возможности использования наноструктурирования для повышения комплекса свойств трубных сталей для магистральных газонефтепроводов / Шахпазов Е.Х., Морозов Ю.Д., Чевская О.Н., Матросов М.Ю., Настич С.Ю. и др. // Проблемы чёрной металлургии и материаловедения. 2009. № 2. С. 51-68.

203. Рашников, В.Ф. Повышение эффективности производства конструкционных сталей / В.Ф. Рашников, П.И. Денисов, П.А. Прохоренко и др. // Производство проката. 1998. № 5. С. 7-12.

204. Рашников, В.Ф. Влияние содержания марганца на кинетику аустенит-ферритного превращения в низкоуглеродистых сталях / В.Ф. Рашников, А.А. Морозов, В.Л. Корнилов и др. // Моделирование и развитие технологических процессов обработки металлов давлением: Сб. научных трудов. Магнитогорск: Издание МГМА, 1998. С. 18-28.

205. Казаков, А.А. Исследование литой структуры промышленного сляба ферритно-перлитной стали / Казаков А.А., Пахомова О.В., Казакова Е.И. // Черные металлы. 2012. № 11. С. 9-15.

206. Hodgson, P. A Mathematical Model to Predict the Mechanical Properties of Hot Rolled C-Mn and Microalloyed Steels / Hodgson P., Gibbs R. // ISIJ International. 1992. Vol. 32. Issue 12. pp. 1329-1338.

207. Лейкин И.М., Литвиненко Д.А., Рудченко А.В. Производство и свойства низколегированных сталей. М.: Металлургия, 1972. 256 с.

208. Фарбер, В.М. Влияние низкотемпературного нагрева на механические свойства трубных сталей категории прочности К65 (X80) / Фарбер В.М., Арабей А.Б., Пышминцев И.Ю. и др. // Производство проката. 2012. № 11. С. 35-39.

209. Васильев, А.А. Экспериментальное исследование и моделирование кинетики статической рекристаллизации трубных сталей / Васильев А.А., Колбасников Н.Г., Хлусова Е.И. и др. // Вопросы материаловедения. 2012. № 2 (70). С. 64-73.

210. Kodzhaspirov, G.E. Simulation of dynamic recrystallization of steels and alloys during rolling and forging through the use of FEM and experimental planning methods / Kodzhaspirov G.E., Rudskoi A.I. // Proceedings of the 26th International Conference on Metallurgy and Materials "METAL 2017". 2017. pp. 320-325.

211. Rudskoi, A.I. Simulation and prediction of the development of dynamic recrystallization during the deformation of low-alloy low-carbon steel blanks / Rudskoi A.I., Kodzhaspirov G.E., Kamelin E.I. // Russian metallurgy (Metally). 2016. No. 10. pp. 956-959.

212. Рудской, А.И. Моделирование и прогнозирование развития динамической рекристаллизации при деформации заготовок из низколегированной малоуглеродистой стали / Рудской А.И., Коджаспиров Г.Е., Камелин Е.И. // Деформация и разрушение материалов. 2015. № 12. С. 10-13.

213. Горелик С.С., Добаткин С.В., Капуткина Л.М. Рекристаллизация металлов и сплавов. М.: МИСиС, 2005. 432 с.

214. Пышминцев, И.Ю. Влияние температуры пластической деформации на структуру и свойства низкоуглеродистой трубной стали / Пышминцев И.Ю., Борякова А.Н., Смирнов М.А., Крайнов В.И. // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. 2010. № 1. С. 35-40.

215. Голи-Оглу, Е.А. Исследование сопротивления пластической деформации низкоуглеродистых микролегированных сталей в интервале температур чистой стадии контролируемой прокатки / Голи-Оглу Е.А., Борцов А.Н., Ментюков К.Ю. // Проблемы черной металлургии и материаловедения. 2011. № 2. С. 31-35.

216. Салганик, В.М. Исследование сопротивления деформации и особенностей рекристаллизации микролегированных сталей / Салганик В.М., Денисов С.В., Песин А.М. и др. // Сборник тезисов докладов 1-й международной научно-практической конференции «ИНТЕХМЕТ-2008». Санкт-Петербург, 2008. С. 101.

217. Шкатов, В.В. Моделирование динамической рекристаллизации и сопротивления деформации углеродистых и низколегированных сталей при горячем формоизменении / Шкатов В.В., Мазур И.П., Кнапински М. и др. // Черные металлы. 2018. № 11. С. 22-27.

218. Салганик, В.М. Совершенствование режимов контролируемой горячей прокатки для производства новых видов листового проката / Салга-

ник В.М., Сычёв О.Н., Денисов С.В. // Черная металлургия. 2008. № 5 (1301). С. 41-46.

219. Погоржельский В.И., Литвиненко Д.А., Матросов Ю.И., Иваницкий А.В. Контролируемая прокатка. М.: Металлургия, 1979. 184 с.

220. Погоржельский В.И. Контролируемая прокатка непрерывнолитого металла. М.: Металлургия, 1986. 150 с.

221. Чистяков Ю.И., Погоржельский В.И., Правдин А.В., Вагин А.Д. Контролируемая прокатка толстых листов. М.: Черметинформация, 1983. Сер. Прокатное производство. Вып. 3. 19 с.

222. Рыжков, М.А. Методические вопросы построения термокинетических диаграмм превращения переохлажденного аустенита в низколегированных сталях / М.А. Рыжков, А.А. Попов // Металловедение и термическая обработка металлов. 2010. № 12. С. 37-41.

223. Ouchi, C. Austenitic Grain Refinement through Static Recrystallization Immediately after Hot Rolling / Ouchi C., Okita T. // Transactions ISIJ. Vol. 24. 1984. pp. 726-733.

224. Колбасников, Н.Г. Исследование влияния бора на высокотемпературную пластичность микролегированных сталей / Колбасников Н.Г., Матвеев М.А. // Научно-технические ведомости Санкт-Петербургского государственного политехнического университета. 2016. № 1 (238). С. 129-135.

225. Ордин, В.Г. Требования к высокопрочным сталям для газопроводных труб большого диаметра категорий прочности X90-X120 / Ордин В.Г., Матросов Ю.И., Клюквин М.Б. и др. // Проблемы черной металлургии и материаловедения. 2013. № 1. С. 48-53.

226. Бернштейн М.А., Займовский В.А., Капуткина Л.М. Термомеханическая обработка стали. М.: Металлургия, 1983. 480 с.

227. Погоржельский, В.И. Влияние температуры аустенизации на структуру низколегированной стали после контролируемой прокатки / Погоржельский В.И., Чистяков Ю.И., Утевский Л.М. // Известия АН СССР. Металлы. 1980. № 5. С. 105-107.

228. Kozasu, I. Hot rolling as a high-temperature thermo-mechanical process / Kozasu I., Ouchi C., Sampei T., etc. // *Micro Alloying* 75. 1975. Session 1. pp. 100-115.

229. Коджаспиров, Г.Е. Исследование динамической рекристаллизации высокопрочной низколегированной стали с применением физического моделирования / Коджаспиров Г.Е., Камелин Е.И. // *Materials Physics and Mechanics*. 2016. Vol. 27. No. 2. pp. 215-222.

230. Шкатов, В.В. Модель кинетики статической рекристаллизации аустенита в углеродистых и низколегированных сталях при горячей прокатке / Шкатов В.В., Мазур И.П., Кавалек А. и др. // *Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова*. 2017. Т. 15. № 2. С. 69-74.

231. Коротовская, С.В. Исследование рекристаллизационных процессов в низколегированной низкоуглеродистой стали при моделировании высокотемпературной прокатки // Коротовская С.В., Сыч О.В., Хлусова Е.И. и др. // *Вопросы материаловедения*. 2019. № 1 (97). С. 15-27.

232. Погоржельский, В.И. Эффективность производства листа методом контролируемой прокатки / Погоржельский В.И., Агафонов А.С., Бродов А.А. и др. // *Черная металлургия. Бюл. НТИ*. 1977. № 21. С. 42-44.

233. Матросов Ю.И., Литвиненко Д.А., Погоржельский В.И. Контролируемая прокатка листовой полосовой стали для изготовления сварных труб большого диаметра. М.: Черметинформация. Сер. 7. Вып. 7. 1975. 13 с.

234. Погоржельский В.И., Храмов В.Д., Правдин А.В. Контролируемая прокатка толстых листов для газопроводных труб большого диаметра. М.: Черметинформация, 1978. Сер. 7. Вып. 8. 17 с.

235. Салганик, В.М. Разработка и анализ технологии контролируемой толстолистовой прокатки трубной заготовки на основе моделирования температурных условий процесса / В.М. Салганик, А.В. Шмаков, Д.О. Пустовойтов, С.В. Денисов и др. // *Актуальные проблемы современной науки, техники*

и образования: сб. Межрегиональной 69-ой научно-технической конференции. Магнитогорск, 2011. Т.1. С. 201-204.

236. Краснов, М.Л. Влияние ускоренного охлаждения на структуру трубной стали при контролируемой термомеханической обработке (ТМСР) / Краснов М.Л., Платов С.И., Урцев В.Н. и др. // Механика, ресурс и диагностика материалов и конструкций: сб. материалов XII международной конференции. 2018. С. 110.

237. Коджаспиров Г.Е., Рудской А.И., Рыбин В.В. Физические основы и ресурсосберегающие технологии изготовления изделий пластическим деформированием. СПб: Наука, 2006. 350 с.

238. Матвеев, М.А. Причины образования поверхностных трещин при горячей прокатке трубных сталей / Матвеев М.А., Колбасников Н.Г., Мишин В.В. и др. // Заготовительные производства в машиностроении. 2016. № 5. С. 31-38.

239. Колбасников, Н.Г. Исследование причин образования поверхностных трещин при прокатке толстого листа и изготовлении труб из микролегированных сталей. Особенности прокатки в двухфазной области / Колбасников Н.Г., Зотов О.Г., Матвеев М.А. и др. // Сталь. 2016. № 7. С. 34-40.

240. Kolbasnikov, N.G. Surface-crack formation in the two-phase region when rolling thick microalloyed-steel sheet / Kolbasnikov N.G., Matveev M.A., Glukhov P.A., etc. // Steel in Translation. 2016. Vol. 46. No. 7. pp. 496-502.

241. Колбасников, Н.Г. Исследование причин образования поверхностных трещин при изготовлении труб из микролегированных сталей / Колбасников Н.Г., Мишин В.В., Шишов И.А. и др. // Сталь. 2016. № 9. С. 53-57.

242-н. Kolbasnikov, N.G. Surface-crack formation in the manufacture of microalloyed steel pipe / Kolbasnikov N.G., Mishin V.V., Shishov I.A., etc. // Steel in Translation. 2016. Vol. 46. No. 9. pp. 665-670.

243. Колбасников, Н.Г. Исследование с применением физического моделирования причин образования горячих трещин в слябах при непрерывной

разливке трубной стали / Колбасников Н.Г., Матвеев М.А., Зотов О.Г. и др. // Электromеталлургия. 2014. № 6. С. 27-33.

244. Дуб, А.В. Влияние структурной неоднородности на физикомеханические характеристики трубных сталей / Дуб А.В., Морозова Т.В., Марков С.И., Дуб В.С. // Черная металлургия. 2008. № 5 (1301). С. 49-53.

245. Казаков, А.А. Разработка методов оценки микроструктурной неоднородности трубных сталей / Казаков А.А., Казакова Е.И., Киселев Д.В. и др. // Черные металлы. 2009. № 12. С. 12-15.

246. Малахов, Н.В. Структурная неоднородность и методы её снижения для повышения качества конструкционных сталей / Малахов Н.В., Мотовилова Г.Д., Хлусова Е.И., Казаков А.А. // Вопросы материаловедения. 2009. № 3 (59). С. 52-64.

247. Казаков, А.А. Природа дефектов горячекатаного листа из трубных марок стали. Часть 2. Дефекты, образовавшиеся на этапе прокатного производства / Казаков А.А., Ковалев П.В., Андреева С.Д. и др. // Черные металлы. 2008. № 12. С. 10-14.

248. Коцарь С.Л., Бемянский А.Д., Мухин Ю.А. Технология листопрокатного производства. М.: Металлургия, 1997. 272 с.

249. Рудской, А.И. Получение субмикронной и нанокристаллической структуры металлов методами горячей и теплой деформации / Рудской А.И., Колбасников Н.Г., Рингинен Д.А. // Научно-технические ведомости Санкт-Петербургского государственного политехнического университета. 2011. № 2 (123). С. 191-205.

250. Ringinen, D. Obtaining ultrafine and nanocrystalline structure by hot and warm deformation in microalloyed steel X90 / Ringinen D., Kolbasnikov N., Rudskoy A., etc. // Materials Science Forum. 2012. Vol. 706-709. pp. 1624-1629.

251. Пышминцев, И.Ю. Влияние скорости охлаждения на структуру и свойства низкоуглеродистой трубной стали / Пышминцев И.Ю., Борякова А.Н., Смирнов М.А. // Металлург. 2008. № 8. С. 48-51.

252. Смирнов, М.А. Влияние скорости охлаждения на свойства низкоуглеродистой трубной стали / Смирнов М.А., Пышминцев И.Ю., Борякова А.Н. // Вестник Южно-Уральского государственного университета. Серия: Metallurgy. 2007. № 21 (93). С. 15-18.

253. Касьяненко, С.И. Использование ускоренного охлаждения при контролируемой прокатке стали 10Г2ФБЮ на толстолистовом стане 5000 с целью повышения механических и технологических свойств / Касьяненко С.И., Титлянов А.Е., Лошкарев О.Н. // Инновационные технологии ОМД: сб. докладов междунар. научно-технической конференции. М.: Изд. дом МИСиС. 2011. С. 170-177.

254. Matveev, M.A. Causes of high temperature ductility trough of microalloyed steels // Matveev M.A., Kolbasnikov N.G., Kononov A.A. / Transactions of the Indian Institute of Metals. 2017. Vol. 70. No. 8. pp. 2193-2204.

255. Колбасников, Н.Г. Влияние структурного фактора на высокотемпературную пластичность трубных сталей / Колбасников Н.Г., Матвеев М.А., Мишнев П.А. // Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallorv. 2016. № 1 (727). С. 54-60.

256. Kolbasnikov, N.G. Effect of structure factor on high-temperature ductility of pipe steels / Kolbasnikov N.G., Matveev M.A., Mishnev P.A. // Metal Science and Heat Treatment. 2016. Vol. 58. No. 1. pp. 51-57.

257-н. Матвеев, М.А. Исследование высокотемпературной пластичности микролегированных сталей / Матвеев М.А., Колбасников Н.Г. // Сталь. 2016. № 4. С. 47-51.

258. Matveev, M.A. High-temperature plasticity of microalloyed steel / Matveev M.A., Kolbasnikov N.G. // Steel in Translation. 2016. Vol. 46. No. 4. pp. 285-289.

259. Колбасников, Н.Г. Физическое моделирование горячей пластичности микролегированной трубной стали при непрерывной разливке и горячей прокатке / Колбасников Н.Г., Матвеев М.А., Зотов О.Г. и др. // Сталь. 2014. № 2. С. 59-64.

260. Kolbasnikov, N.G. Hot plasticity of microalloyed pipe steel in continuous casting and hot rolling / Kolbasnikov N.G., Matveev M.A., Zotov O.G., etc. // Steel in Translation. 2014. Vol. 44. No. 2. pp. 149-155.

261. Морозов, Ю.Д. Влияние термомеханических режимов прокатки и ускоренного охлаждения на формирование механических свойств листового проката из стали класса прочности X80 / Морозов Ю.Д., Науменко А.А., Лясоцкий И.В. // Металлург. 2010. № 10. С. 56-62.

262. Нестеров, Г.В. Изменение механических свойств листового проката в процессе изготовления труб большого диаметра для магистральных нефтепроводов / Нестеров Г.В., Гаврилов Д.А., Пошибаев П.В. и др. // Механика машин, механизмов и материалов. 2017. № 4 (41). С. 56-65.

263. Капустин, Н.М. Многообъектное технологическое проектирование в распределённых производственных системах / Капустин Н.М. // Вестник машиностроения. 2002. № 10. С. 70-74.

264. Анутов, Р.М. Автоматизированный комплекс выбора рациональных производственных систем / Анутов Р.М. // Машиностроитель. 2000. № 8. С. 32-33.

265. Кожуховская, Л.Я. Повышение качества технологических решений путём ситуационного управления процессом формирования структур в условиях многономенклатурного производства / Кожуховская Л.Я. // Известия ВУЗов. Машиностроение. 2003. № 7. С. 23-29.

266. Быков, В.П. Экспертная система для поиска вариантов технического решения в машиностроении / Быков В.П. // Вестник машиностроения. 2002. № 9. С. 66-69.

267. Мазур, И.П. Исследование процесса перехода металла с боковых граней сляба на верхнюю и нижнюю поверхности раската при прокатке в универсальных клетях в программном комплексе ABAQUS / Мазур И.П., Поляков А.В. // Вестник Липецкого государственного технического университета. 2018. № 4 (38). С. 62-71.

268. Колесников, А.Г. Распределение деформации по толщине сляба при прокатке на толстолистовом стане / Колесников А.Г., Мунтин А.В., Зинягин А.Г. и др. // Заготовительные производства в машиностроении. 2013. № 11. С. 32-36.

269. Песин, А.М. Моделирование и развитие процессов асимметричного деформирования для повышения эффективности листовой прокатки: дис. ... д-ра техн. наук: 05.16.05 / Песин Александр Моисеевич. Магнитогорск, 2003. 395 с.

270. Колбасников, Н.Г. Исследование влияния неравномерности температурного поля раската на характер напряженно-деформированного состояния металла в очаге деформации при прокатке толстого листа / Колбасников Н.Г., Шишов И.А., Корчагин А.М. и др. // Научно-технические ведомости Санкт-Петербургского государственного политехнического университета. 2013. № 4-1 (183). С. 183-192.

271. Рашников, В.Ф. Стратегия инновационного развития ОАО «ММК» / Рашников В.Ф., Сеничев Г.С., Бодяев Ю.А. // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. 2007. № 2 (18). С. 3-6.

272. Румянцев, М.И. Развитие методологии проектирования технологий листопрокатного производства: теория и практика: дис. ... д-ра техн. наук: 05.16.05 / Румянцев Михаил Игоревич. Магнитогорск, 2018. 466 с.

273. Месарович М. Теория иерархических многоуровневых систем. М.: Мир. 1973. 343 с.

274. Рашников, В.Ф. Стратегия развития информационной системы сквозного управления качеством продукции / В.Ф. Рашников // Моделирование и развитие технологических процессов обработки металлов давлением: Сб. научных трудов. Магнитогорск: Издание МГМА, 1998. С. 4-9.

275. Денисов, С.В. Развитие научных основ, создание и реализация эффективных технологий прокатки низколегированных стальных полос и ли-

стов с повышенными потребительскими свойствами: дис. ... д-ра техн. наук: 05.16.05 / Денисов Сергей Владимирович. Магнитогорск, 2009. 352 с.

276. Настич, С.Ю. Освоение производства на стане 5000 ОАО «ММК» толстолистового проката из низколегированных сталей с повышенными характеристиками прочности и хладостойкости / Настич С.Ю., Морозов Ю.Д., Матросов М.Ю., Денисов С.В. и др. // *Металлург*. 2011. № 11. С. 57-64.

277. Салганик, В.М. Разработка и освоение технологии производства рулонного проката классов прочности Х60-Х70 толщиной более 12 мм для изготовления труб / Салганик В.М., Денисов С.В // *Вестник МГТУ им. Г.И. Носова*. 2008. № 1. С.81-84.

278. Денисов, С.В. Разработка эффективных режимов контролируемой прокатки полос из низколегированных сталей новых марок / Денисов С.В., Салганик В.М., Песин А.М. // *Современные тенденции разработки и производства сталей и труб для магистральных нефтегазопроводов: сб. докладов междунар. семинара*. Москва. 2008. С. 67-69.

279. Гун, И.Г. Совершенствование процессов деформирования в технологической системе «сталь-прокат-изделия-узлы» с целью обеспечения конкурентоспособности шаровых шарниров: дис. ... д-ра техн. наук: 05.16.05 / Гун Игорь Геннадьевич. Магнитогорск, 2000. 470 с.

280. Платов, С.И. Моделирование и развитие технологической системы «прокатка катанки - волочение» для повышения эффективности производства: дис. д-ра ... техн. наук: 05.16.05 / Платов Сергей Иосифович. Магнитогорск, 2006. 300 с.

281. Голубчик, Э.М. Развитие методологических основ адаптивного управления качеством металлопродукции в многовариантных технологических системах: дис. ... д-ра техн. наук: 05.02.23 / Голубчик Эдуард Михайлович. Магнитогорск, 2014. 417 с.

282. Салганик, В.М. Повышение эффективности широкополосной горячей прокатки на основе совершенствования формоизменения и обеспече-

ния непрерывности технологического процесса: дис. ... д-ра техн. наук: 05.16.05 / Салганик Виктор Матвеевич. Магнитогорск, 1995. 46 с.

283. Чикишев, Д.Н. Разработка и применение методологии комплексного совершенствования технологической системы «Стальной толстый лист – трубы большого диаметра» / Д.Н. Чикишев // Тр. X конгресса прокатчиков. Сб. статей. М.: «Ваш формат». 2015. Т. II. С. 259-265.

284. Чикишев, Д.Н. Развитие теории процессов толстолистовой прокатки для создания комплексной методологии разработки и совершенствования технологических систем производства высококачественного листового проката / Д.Н. Чикишев // Актуальные проблемы современной науки, техники и образования: материалы 70-й межрегион. науч.-техн. конф. Магнитогорск: Изд-во Магнитогорск. гос. техн. ун-та им. Г.И. Носова, 2012. Т. 1. С. 219-223.

285. Чикишев, Д.Н. Металлургическая концепция получения микролегированных трубных сталей, стальных толстых листов и труб большого диаметра для нефтегазового комплекса / Д.Н. Чикишев // Актуальные проблемы современной науки, техники и образования. 2016. Т. 1. № 1. С. 124-126.

286. Салганик, В.М. Современное состояние производства заготовок для труб большого диаметра / Салганик В.М., Д.Н. Чикишев, Блондинская Е.Б. и др. // Наука и производство Урала: Межрегион. сборник научных трудов. Новотроицк: НФ НИТУ «МИСиС», 2014. Вып.10. С 89-91.

287. Чикишев, Д.Н. Современные концепции разработки низколегированных сталей для топливно-энергетического комплекса России / Д.Н. Чикишев, Е.Б. Блондинская, П.С. Тарасов и др. // Наука и производство Урала: Межрегиональный сборник научных трудов. Новотроицк: НФ НИТУ «МИСиС», 2014. Вып.10. С. 92-94.

288. Чикишев, Д.Н. Актуальные направления развития производства заготовок для труб большого диаметра / Д.Н. Чикишев, Е.Б. Пожидаева // Международный союз ученых «Наука. Технологии. Производство». 2014. № 3. С. 125-128.

289. Салганик, В.М. Разработка технологии толстолистовой горячей прокатки с достижением комплекса заданных свойств готовой продукции / В.М. Салганик, Д.Н. Чикишев, Д.О. Пустовойтов и др. // Моделирование и развитие процессов обработки металлов давлением: сб. науч. тр. / под ред. В.М. Салганика. Магнитогорск: Изд-во Магнитогорск. гос. техн. ун-та им. Г.И. Носова, 2013. Вып. 19. С. 76-82.

290. Салганик, В.М. Совершенствование процесса толстолистовой прокатки микролегированных сталей различных классов прочности на основе дилатометрических исследований / В.М. Салганик, С.В. Денисов, Д.Г. Набатчиков, Д.Н. Чикишев и др. // Производство проката. 2011. № 5. С. 5-8.

291. Чикишев, Д.Н. Математическое моделирование изменения прочностных характеристик микролегированных сталей в процессе термомеханической обработки / Д.Н. Чикишев, Е.Б. Пожидаева // Известия Самарского научного центра Российской академии наук. Т. 16. 2014. № 4 (3). С. 664-668.

292. Салганик, В.М. Анализ структурно-фазовых превращений в низколегированных сталях на основе дилатометрических исследований / В.М. Салганик, Д.Н. Чикишев, Е.Б. Пожидаева и др. // Metallurg. 2015. № 9. С. 32-37.

293. Salganik, V.M. Analysis of Structural and Phase Transformations in Low-Alloy Steels Based on Dilatometric Studies / V.M. Salganik, D.N. Chikishev, E.B. Pozhidaeva, etc. // Metallurgist. 2016. Vol. 59. No. 9-10. Pp. 766-773.

294. Salganik, V.M. Influence of Steel Chemical Composition and Modes of the Thermomechanical Treatment on Mechanical Properties of a Hot Rolled Plate // V.M. Salganik, D.N. Chikishev, E.B. Pozhidaeva // Solid State Phenomena (Materials Science Forum). 2016. Vol. 870. Pp. 584-592.

295. Chikishev, D.N. Mathematical modeling of steel chemical composition and modes of thermomechanical treatment influence on hot-rolled plate mechanical properties / D.N. Chikishev, E.B. Pozhidaeva // The International Journal of Advanced Manufacturing Technology. 2017. Vol. 92, Issue 9-12. Pp. 3725-3738.

296. Салганик, В.М. Разработка эффективной схемы черновой прокатки низколегированных сталей / В.М. Салганик, А.М. Песин, Д.Н. Чикишев и др. // Сталь. 2008. № 9. С. 50-52.

297. Салганик, В.М. Моделирование поведения поперечных угловых трещин сляба при прокатке в горизонтальных валках / В.М. Салганик, А.М. Песин, Д.Н. Чикишев и др. // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. 2010. № 3. С. 22-24.

298. Песин, А.М. Моделирование формоизменения поперечной трещины на боковой грани сляба при черновой прокатке на стане 2000 / А.М. Песин, В.М. Салганик, Д.О. Пустовойтов, Д.Н. Чикишев и др. // Черные металлы. 2011. № 6 – Спец. выпуск. С. 39-42.

299. Салганик, В.М. Моделирование напряженно-деформированного состояния стальных листов при прокатке непрерывнолитых слябов с поверхностными трещинами / В.М. Салганик, А.М. Песин, Д.Н. Чикишев и др. // Черные металлы. 2012. № 5. С. 15-18.

300. Salganik, V.M. Effective rough rolling of low-alloy steel / V.M. Salganik, A.M. Pesin, D.N. Chikishev, etc. // Steel in Translation. 2008. Vol. 38. No. 9. Pp. 767-769.

301. Salganik, V.M. Behavior of transverse corner cracks of a slab in horizontal rollers / V.M. Salganik, A.M. Pesin, D.N. Chikishev, etc. // Steel in Translation. 2010. Vol. 40. No. 3. Pp. 212-215.

302. Салганик, В.М. Повышение качества проката из трубных сталей путем минимизации подгибки концов толстых листов / В.М. Салганик, Д.Н. Чикишев, С.В. Денисов и др. // Металлы. 2013. № 6. С. 46-53.

303. Салганик, В.М. Разработка режимов асимметричной толстолистовой прокатки низколегированных сталей с целью минимизации дефекта подгибки концов листа / В.М. Салганик, Д.Н. Чикишев, Д.О. Пустовойтов и др. // Металлург. 2013. № 11. С. 75-77.

304. Чикишев, Д.Н. Анализ причин вертикального изгиба переднего конца полосы при горячей прокатке на основе математического моделирова-

ния / Д.Н. Чикишев, Е.Б. Пожидаева // Известия высших учебных заведений. Чёрная металлургия. 2016. Том 59. № 3. С. 204-208.

305. Salganik, V.M. Improving the Quality of Rolled Pipe Steel Products by Minimizing the Bending of the Ends of Plates / V.M. Salganik, D.N. Chikishev, S.V. Denisov, etc. // Russian Metallurgy (Metally). Vol. 2013. No. 11. Pp. 848-854.

306. Salganik, V.M. Developing Regimes for the Asymmetric Rolling of Low-Alloy Steel Plates to Minimize Bending of the Ends of the Plate / V.M. Salganik, D.N. Chikishev, D.O. Pustovoitov, etc. // Metallurgist. 2014. Issue 11. Vol. 57. Pp. 1005-1008.

307. Zavalishchin, A.N. Influence of “Soft” Reduction on the Structure of Continuous Cast Ingot and the Properties of Rolled Products of Microalloyed Steels / Zavalishchin, A.N., Rumyantsev, M.I., Chikishev, D.N., etc. // Metallurgist. Volume 63, Issue 3-4, 15 July 2019, Pages 238-248.

308. Чикишев, Д.Н. Оценивание осевой химической неоднородности цифровым и аналитическим методами / Д.Н. Чикишев, И.А. Разгулин // Моделирование и развитие процессов обработки металлов давлением: междунар. сб. науч. тр. / под ред. А.Б. Моллера. Магнитогорск: Изд-во Магнитогорск. гос. техн. ун-та им. Г.И. Носова, 2018. Вып. 25. С. 11-15.

309. Чикишев, Д.Н. Развитие теории и совершенствование технологии производства толстолистного проката в условиях ТЛС 5000 ОАО «ММК» / Д.Н. Чикишев // Перспективы развития металлургических технологий: сб. тезисов V конф. молодых специалистов. ГНЦ РФ ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П. Бардина». 2014. С. 53-54.

310. Колесников, А.Г. Особенности физического моделирования контролируемой прокатки / Колесников А.Г., Мунтин А.В., Зинягин А.Г. // Заготовительные производства в машиностроении. 2013. № 1. С. 32-35.

311. Kobayashi S., Oh S. I., Altan T. Metalforming and the Finite-Element Method. Oxford University Press. 1989. 378 p.

312. Зюзин В.И., Бровман М.Я., Мельников А.Ф. Сопротивление деформации сталей при горячей прокатке. М.: Metallurgy, 1964. 269 с.
313. Ефимов В.Н., Бровман М.Я. Сопротивление деформации в процессах прокатки. М.: Metallurgy, 1996. 254 с.
314. Крайнов, В.И. Исследование технологической деформируемости металлов / Крайнов В.И. // Теория и технология прокатки: сб. науч. трудов. Челябинск. 1995. С. 54-70.
315. Бровман М.Я. Применение теории пластичности в прокатке. М.: Metallurgy, 1965. С. 207-213.
316. Pesin, A. Transverse crack modeling of continuously casted slabs through finite element method in roughing rolling at wide strip mill / Pesin A., Salganik V., Pustovoytov D. // NUMIFORM 2010: Book of abstracts of the 10th International Conference on Numerical Methods in Industrial Forming Processes. Pohang, Republic of Korea: Pohang University of Science and Technology. 2010. P. 108.
317. M.G. Cockroft, D.J. Latham. A simple criterion of fracture for ductile metals. National Engineering Laboratory, Great Britain. 1966. 25 p.
318. Салганик, В.М. Нейросетевое моделирование процесса получения широкополосной горячекатаной стали с заданными механическими свойствами / В.М. Салганик, А.М. Песин, С.В. Денисов, Д.Н. Чикишев и др. // Производство проката. 2008. № 8. С. 26-27.
319. Чикишев, Д.Н. Совершенствование композиции химического состава трубной стали на основе нейросетевого моделирования / Д.Н. Чикишев, М.С. Гущина // Трубы-2014: Тр. междунар. науч.-практ. конф. ОАО «РосНИТИ», НО «ФРТП». 2014.С. 85-90.
320. Песин, А.М. Нейросетевое моделирование процесса прокатки для повышения механических свойств горячекатаной трубной листовой стали: монография / Песин А.М., Салганик В.М., Курбан В.В. // Изд-во Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. Магнитогорск, 2010. 129 с.

321. Каллан Р. Основные концепции нейронных сетей. М.: Издательский дом «Вильямс», 2001. 287 с.

322. Тархов Д.А. Нейронные сети. Модели и алгоритмы. М.: Радиотехника. 2005. 256 с.

323. Салганик, В.М. Прогнозирование результативности процесса прокатки на толстолистовом стане 5000 в условиях ОАО «ММК» / Салганик В.М., Сычев О.Н., Денисов С.В. // Труды седьмого конгресса прокатчиков. Москва, 2007. Т. 1. С. 556-560.

324. Тимошенко, В.И. Разработка методики поиска композиций химического состава микролегированных сталей с заданными механическими свойствами / Тимошенко В.И., Курбан В.В. // Моделирование и развитие процессов обработки металлов давлением: межрегиональный сб. науч. трудов. Магнитогорск: ГОУ ВПО «МГТУ», 2009. С. 224-232.

325. Салганик, В.М. Разработка композиций химического состава микролегированных сталей с механическими свойствами по API 5L / Салганик В.М., Песин А.М., Пустовойтов Д.О. // Моделирование и развитие процессов обработки металлов давлением: межрегиональный сб. науч. трудов. Магнитогорск: ГОУ ВПО «МГТУ», 2009. С. 233-239.

326. Салганик, В.М. Научно-производственный комплекс «Термодеформ» для создания новых технологий / В.М. Салганик, П.П. Полецков, М.О. Артамонова, Д.Н. Чикишев и др. // Сталь. 2014. № 4. С. 104-107.

327. Салганик, В.М. Лабораторный комплекс для моделирования технологических процессов толстолистовой прокатки / В.М. Салганик, П.П. Полецков, Д.Н. Чикишев и др. // Metallurg. 2014. № 10. С. 81-84.

328. Salganik, V.M. Laboratory Complex for Modeling Production Operations in the Rolling of Plates / V.M. Salganik, P.P. Poletskov, D.N. Chikishev, etc. // Metallurgist. 2015. Vol. 58. No. 9-10. Pp. 921-924.

329. Салганик, В.М. Инновационные технологические процессы получения новой продукции на основе использования лабораторного комплекса физического моделирования «Термодеформ» / В.М. Салганик, П.П. Полец-

ков, Д.Н. Чикишев и др. // Сб. докл. междунар. науч.-техн. конгресса «ОМД 2014. Фундаментальные проблемы. Инновационные материалы и технологии» Ч. 2. М.: ООО «Белый ветер», 2014. С. 432-433.

330. Чикишев, Д.Н. Разработка экономнолегированных марок сталей со специальными свойствами / Д.Н. Чикишев, Д.О. Пустовойтов, Е.Б. Пожидаева (монография; электронное издание) // М.: ФГУП НТЦ «Информрегистр», 2015; № гос. рег. 01201460204.

331. Салганик, В.М. Анализ и синтез экономнолегированных сталей для топливно-энергетического комплекса / В.М. Салганик, С.В. Денисов, П.А. Стеканов, Д.Н. Чикишев и др. // Магнитогорск: Изд-во Магнитогорск. гос. техн. ун-та им. Г.И. Носова, 2015. 207 с.

332. Салганик, В.М. Разработка режимов контролируемой прокатки трубной заготовки повышенных классов прочности / В.М. Салганик, Д.Н. Чикишев, С.В. Денисов и др. // Магнитогорск: Изд-во Магнитогорск. гос. техн. ун-та им. Г.И. Носова, 2016. 87 с.

333 Салганик, В.М. Развитие теории и технологии инновационных процессов прокатного производства / В.М. Салганик, Д.Н. Чикишев, С.В. Денисов и др. // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. 2014. № 1. С. 48-51.

334. Салганик, В.М. Развитие листопрокатных технологических систем - от интенсификации к инновациям / Салганик В.М., Чикишев Д.Н. // Известия Тульского государственного университета. Технические науки. 2019. № 3. С. 293-301.

335. Салганик, В.М. Разработка экономнолегированных композиций химического состава трубных сталей класса прочности К56-К60 / В.М. Салганик, С.В. Денисов, Д.О. Пустовойтов, Д.Н. Чикишев и др. // Неделя металлов в Москве 12-15 ноября 2013 г. Сб. тр. конф. М.: ВНИИМЕТ-МАШ, 2014. С. 61-67.

336. Пат. 2583973 (РФ), МПК⁸ С21D 8/02, В21В 1/32, С22С 38/38. Способ производства толстолистовой трубной стали / В.М. Салганик,

Д.Н. Чикишев, Д.О. Пустовойтов, П.А. Стеканов. № 2015104422/02, заявл. 10.02.2015, опубл. 10.05.2016. Бюл. № 13.

337. Пат. 2593803 (РФ), МПК C21D 8/02, C22C 38/54, B21B 1/26. Способ производства толстолистовой трубной стали, микролегированной бором / В.М. Салганик, Д.Н. Чикишев, Д.О. Пустовойтов, П.А. Стеканов № 2015104453/02, заявл. 10.02.2015, опубл. 10.08.2016. Бюл. № 22.

338. Свидетельство о гос. рег. программы для ЭВМ № 2017617104. Учебно-исследовательская программа автоматизированного проектирования режима прокатки на ТЛС 5000 / М.И. Румянцев, Д.Н. Чикишев, И.А. Разгулин. Дата гос. регистрации 23.06.2017.

339. Пат. 2477323 (РФ), МПК⁸ C21D 8/02. Способ производства толстолистого низколегированного проката / В.М. Салганик, С.В. Денисов, Д.Г. Набатчиков, Д.Н. Чикишев и др. № 2011139797/02, заявл. 29.09.2011, опубл. 10.03.2013. Бюл. № 7.

340. Салганик, В.М. Моделирование микроструктуры низколегированной конструкционной стали при черновой прокатке на стане 5000 ОАО «ММК» / В.М. Салганик, А.М. Песин, С.В. Денисов, Д.Н. Чикишев и др. // Моделирование и развитие процессов обработки металлов давлением: межрегион. сб. науч. тр. / под ред. В.М. Салганика. Магнитогорск: Изд-во Магнитогорск. гос. техн. ун-та им. Г.И. Носова, 2011. №1. С. 4-11.

341. Колбасников, Н.Г. Тепловые потери при прокатке толстого листа на стане 5000. Часть 2: Теплопотери на этапах черновой прокатки, подстуживания, чистовой прокатки / Колбасников Н.Г., Шишов И.А., Глухов П.А. и др. // Научно-технические ведомости Санкт-Петербургского государственного политехнического университета. 2013. № 3 (178). С. 183-192.

342. Песин, А.М. Моделирование образования прикромочных дефектов при толстолистовой прокатке на этапе разбивки ширины / А.М. Песин, Д.О. Пустовойтов, Д.Н. Чикишев и др. // Моделирование и развитие процессов обработки металлов давлением: сб. науч. тр. / под ред. В.М. Салганика.

Магнитогорск: Изд-во Магнитогорск. гос. техн. ун-та им. Г.И. Носова, 2013. Вып. 19. С. 8-16.

343. Салганик, В.М. Особенности формирования напряженно-деформированного состояния раската в черновых проходах применительно к стану 5000 ОАО «ММК» / В.М. Салганик, А.В. Шмаков, Д.О. Пустовойтов и др. // Производство проката. 2009. № 11. С. 10-14.

344. Пат. 2490080 (РФ), МПК⁸ В21В 1/22. Способ прокатки толстых листов на реверсивном стане / В.М. Салганик, С.В. Денисов, А.М. Песин, Д.Н. Чикишев и др. № 2012115832/02, заявл. 19.04.2012, опубл. 20.08.2013. Бюл. № 23.

345. Pesin, A. Modeling of Surface Crack Form Change of Continuously Cast Slabs in Roughing Rolling at Wide Strip Mill 2000 / Pesin A., Salganik V., Pustovoitov D. // Proceedings of the 13th International Conference on Metal Forming "METAL FORMING 2010". Toyohashi, Japan. 2010. pp. 82-86.

346. Салганик, В.М. Подгибка концов толстолистого раската и ее компенсация в условиях асимметричной прокатки / В.М. Салганик, А.М. Песин, Д.Н. Чикишев и др. // Инновационные технологии обработки металлов давлением: сб. докл. междунар. науч.-техн. конф. М.: Изд. Дом МИСиС, 2011. С. 297-305.

347. Чикишев, Д.Н. Анализ причин вертикального изгиба переднего конца полосы при горячей прокатке на основе математического моделирования / Д.Н. Чикишев, Е.Б. Пожидаева // Современные проблемы горно-металлургического комплекса. Наука и производство: материалы Одиннадцатой Всерос. науч.-практ. конф. с междунар. участием. Старый Оскол, 2014. С. 111-118.

348. Салганик, В.М. Разработка режимов асимметричной толстолистовой прокатки низколегированных сталей с целью минимизации дефекта подгибки концов листа / В.М. Салганик, Д.Н. Чикишев, Д.О. Пустовойтов и др. // Тр. IX конгресса прокатчиков. Череповец: МОО «Объединение прокатчиков», 2013. Т.1. С. 20-23.

349. Науменко, А.И. Требования к поперечному профилю толстолистового проката и факторы, его определяющие в условиях стана «5000» / Науменко А.И., Евдокимов А.И., Салганик В.М. // Тезисы докладов международной научно-технической конференции молодых специалистов. Магнитогорск. 2008. С. 58-59.

350. Пат. 2486974 (РФ), МПК⁸ В21В 1/22. Способ асимметричной прокатки передних концов толстых листов на реверсивных станах / В.М. Салганик, С.В. Денисов, А.М. Песин, Д.Н. Чикишев и др. № 2012105873/02, заявл. 17.02.2012, опубл. 10.07.2013. Бюл. № 19.

351. Завалищин, А.Н. Влияние «мягкого» обжатия на структуру непрерывнолитого слитка и свойства проката микролегированной стали / Завалищин А.Н., Румянцев М.И., Чикишев Д.Н. и др. // *Металлург*. 2019. № 3. С. 23-30.

352. Завалищин, А.Н. Методика оценки макроструктуры непрерывнолитых слябов трубных сталей категории прочности К60 и К65 / Завалищин А.Н., Чикишев Д.Н., Кожевникова Е.В. // *Сталь*. 2020. № 1. С. 8-11.

353. Pesin, A. Mathematical modeling of the vertical bending phenomena on the sheet's front section at various stages of plate asymmetrical rolling / Pesin, A., Chikishev, D., Pustovoytov, etc. // *METAL 2019 - 28th International Conference on Metallurgy and Materials, Conference Proceedings, 2019*. Pp. 254-258.

ПРИЛОЖЕНИЯ

Утверждаю

И.о. заместителя генерального директора
ПАО «ММК» по производствуС.Я. Унру
« 28 » 02 2020 г.

АКТ

**использования результатов диссертационной работы
Чикишева Дениса Николаевича, представляемой на соискание
учёной степени доктора технических наук**

Настоящим подтверждается, что результаты диссертационной работы на соискание учёной степени доктора технических наук Чикишева Дениса Николаевича, кандидата технических наук, ведущего научного сотрудника, доцента кафедры технологий обработки материалов ФГБОУ ВО «МГТУ им. Г.И. Носова» получены в рамках проведения НИОКР согласно следующим договорам:

1. «Технологическое обеспечение стана 5000: разработка режимов контролируемой прокатки трубной заготовки повышенных классов прочности с пластометрическими исследованиями реологии материала» (договор № 171653 от 28.04.2009 г., ответственный исполнитель);
2. «Разработка композиций химического состава микролегированных сталей и технологии производства проката, имеющего требуемые по API 5L механические свойства и низкий углеродный эквивалент» (договор № 171434 от 09.04.2009 г., исполнитель);
3. «Разработка на стане 5000 ОАО «ММК» для условий прокатки листов низколегированных сталей типа 09Г2С и 10ХСНД эффективных деформационных режимов, блокирующих движение трещин от кромок проката» (договор № 191581 от 25.05.2011 г., ответственный исполнитель);
4. «Исследование на стане 5000 ОАО «ММК» влияния технологических режимов асимметричной прокатки листов легированных, трубных сталей типов АБ2-1, 10ХСНД, 10Г2ФБЮ, К52-К65 на подгибку их концов и разработка рекомендаций по минимизации этого дефекта» (договор № 191580 от 25.05.2011 г., ответственный исполнитель);
5. «Поиск возможности снижения содержания легирующих элементов в низколегированных сталях, используемых в ТЭК» (договор № 200886 от 19.03.2012 г., ответственный исполнитель);
6. «Определение возможности обеспечения пониженной хладостойкости проката с применением технологии двойного нагрева» (договор № 210626 от 21.02.2013 г., исполнитель);
7. «Разработка и внедрение в ПАО «ММК» методики оценки ликвационных полос в листовом прокате и выработка рекомендаций по совершенствованию сквозной технологии производства с целью минимизации ликвационных полос в готовом прокате» (договор № 229991 от 23.11.2016 г., научный руководитель).

Суммарный экономический эффект от внедрения результатов НИОКР и использования новых технологических решений по производству толстолистового проката из микролегированных трубных сталей составил более 175 млн. рублей.

Начальник научно-технического
центра ПАО «ММК»

А.Д. Картунов



Г.О. Сидорова

171434

УТВЕРЖДАЮ

Начальник НТЦ ОАО «ММК»



В.В. Галкин

(подпись, дата, И.О.Ф.)

АКТ ВНЕДРЕНИЯ

результатов по договору № 171434 от 09.04.2009

по теме: «Разработка композиций химического состава микролегированных сталей и технологии производства проката, имеющего требуемые по API 5L механические свойства и низкий углеродный эквивалент».

(Наименование работы)

выполненной ГОУ ВПО «МГТУ», научный руководитель Салганик В.М.

(наименование организации, Ф.И.О. научного руководителя)

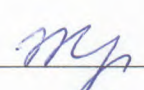
Краткое описание выполненной работы: Разработаны рациональные композиции химического состава сталей новых марок классов прочности от В до Х70 по стандарту API 5L 44 редакции для процессов широкополосной и толстолистовой прокатки. С целью отработки технологии производства проката по API 5L выпущено технологическое письмо ГИ-1338 от 29.07.2009 (срок действия до 31.12.2009, продлено письмом ГИ-2410 от 21.12.2009), в соответствии с которым на стане «2000» г.п. было прокатан металл марки Х42 по ТС 14-101-657-2007.

Полученный результат: Механические испытания показали достижения требуемых свойств металлопроката. Металлопрокат был отгружен потребителю, претензий по его качеству не возникало. Учитывая положительный опыт производства полос из стали марки Х42, температурные режимы для реализации были внесены в таблицу Б1 «Температурные режимы прокатки и охлаждения полос на стане 2000» ТИ 101-П-ГЛ10-374-2010.

Дата фактического внедрения « 21 » июня 2010г.

Срок полезного использования _____ 1 год _____

Начальник ЛПЦ-10

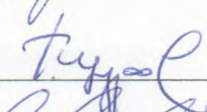
_____  И.В. Казаков

Согласовано:

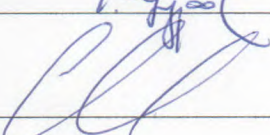
Главный прокатчик

_____  Д.В. Куряев

И.о. начальника
технологического управления
(по работам технологического характера)

_____  Г.В. Щуров

И.о. начальника ЦЛК
(по работам технологического характера)

_____  Б.А. Сарычев

УТВЕРЖДАЮ
Начальник ИТЦ ОАО «ММК»

В.В. Галкин

М.П.

АКТ ВНЕДРЕНИЯ

результатов работ по договору № 171653 от 28.04.2009
с ГОУ ВПО «МГТУ»**по теме: «Технологическое обеспечение стана 5000: разработка режимов контролируемой прокатки трубной заготовки повышенных классов прочности с пластометрическими исследованиями реологии материала»**

(Данная работа проводится в рамках пункта 23д «Разработка сплавов с заданными механическими свойствами» «Перечня научных исследований и опытно конструкторских разработок, расходы налогоплательщика на которые в соответствии с п. 2 ст. 262 части второй НК РФ включаются в состав прочих расходов в размере фактических затрат с коэффициентом 1,5», утвержденного Постановлением Правительства РФ от 24.12.2008 № 988)

Краткое описание выполненной работы

Для моделирования на фундаментальном уровне напряженно-деформированного и теплового состояния толстых листов в процессе прокатки использовали метод конечных элементов, реализованный программным комплексом DEFORM. При моделировании процесса прокатки учитывали все факторы температурной задачи: деформационный разогрев, теплопередачу валкам в очаге деформации, теплоотдачу конвекцией и излучением на недеформируемых участках. Область максимальной интенсивности деформаций концентрируется в околоповерхностных слоях деформируемого материала на выходе из очага деформации (20-45 мм от поверхности). Использована новая обратная задача и соответствующая методология определения СМД. В этом случае пластометрическая информация поступает непосредственно с действующего оборудования, которое, выполняя свои основные функции, одновременно играет роль пластометра (например, прокатный стан-пластометр). Необходимое математическое описание СМД выбрали в хорошо известной форме степенной зависимости от степени, скорости деформации и температуры деформируемого металла. В каждом проходе прокатываемый металл характеризуется своей формулой СМД, вид которой един для всех проходов: $\sigma_s = \sigma'_0 \varepsilon^\alpha u^\beta e^{(-\gamma t)}$. Разработана матричная методика и алгоритм обратной задачи определения СМД. Новая методология определения СМД реализована в виде программного продукта и используется применительно к анализу режимов прокатки на стане 5000. Представлено четыре варианта отыскания и анализа СМД для случаев прокатки листов из сталей классов прочности K56, K60, K65 и X70 соответственно. С использованием дилатометра NETZSCH DIL 402C выполнены исследования микролегированных сталей различных марок, позволяющие определить критические точки фазовых превращений. Установлены действительные значения температур фазового перехода сталей классов прочности K56 и K60, произведенных на стане 5000 ОАО «ММК» в период с июля по сентябрь 2010 года по действующим технологиям.

Полученные данные позволяют:

- при реализации низкотемпературной стратегии контролируемой прокатки – скорректировать температуру конца процесса;
- при реализации высокотемпературной стратегии – однозначно установить нижние границы температурного интервала аустенитной области.

Проведен комплексный анализ действующей технологии производства проката из трубных марок стали классов прочности К52, К56, К56/С2, К60 и Х70 на стане 5000 ОАО «ММК». Предложены соответствующие поправки температурных режимов, реализуемых действующей технологией, с точки зрения реологии и фазовых превращений материала. Впервые ограничена минимальная температура начала ускоренного охлаждения в условиях реализации низкотемпературной стратегии прокатки. Очевидна необходимость продолжения в дальнейшем исследований подобного рода прежде всего для понимания природы фазовых превращений новых высокопрочных марок стали, а также для последующего эффективного освоения производства толстолистного проката из таких сталей.

Реализована начальная стадия (для условий черновой прокатки) моделирования эволюции микроструктуры низколегированных сталей. Выполнено численное исследование влияния температурно-деформационных режимов черновой стадии прокатки на эффективность измельчения зерна аустенита при производстве стали категории прочности К60 (Х70) в условиях стана 5000 ОАО «ММК».

На основании численного моделирования МКЭ установлено следующее:

- при единичных обжатиях 10,23-17,90% и температуре нагрева сляба 1200⁰С средний размер зерна аустенита уменьшается с 200 до 86 мкм на поверхности и до 181 мкм в центре раската;
- при единичных обжатиях 18,18-21,03% и температуре нагрева сляба 1200⁰С средний размер зерна аустенита уменьшается с 200 до 36 мкм на поверхности и до 151 мкм в центре раската;
- при единичных обжатиях 18,18-21,03% и температуре нагрева сляба 1150⁰С средний размер зерна аустенита уменьшается с 200 до 22 мкм на поверхности и до 99 мкм в центре раската.

Крупное зерно в центре листа обусловлено сохранением высокой температуры (1200-1220 ⁰С) и низкой деформационной прорабатываемостью центральных слоёв раската при черновой прокатке.

Для получения зерна аустенита размером 20-30 мкм на поверхности раската необходимо:

- уменьшать температуру нагрева сляба с 1200 до 1150⁰С;
- черновую прокатку вести при единичных обжатиях не менее 18,0%;
- время пауз между проходами должно быть достаточным для полного прохождения статической рекристаллизации (5-15 с).

При снижении температуры нагрева сляба до 1150⁰С и увеличении единичных обжатий до 18,18-21,03% максимальная загрузка стана по усилиям возрастает до 75%. Выполненное исследование микроструктуры позволило сформулировать следующие изменения во временную технологическую инструкцию ВТИ-101-П-ГЛ9-2-2009: «относительные обжатия при прокатке

трубных марок стали в черновой стадии должны быть не менее 12%; при не превышении допустимых энергосиловых параметров прокатки. Кроме того, при прокатке однократных раскатов в черновой стадии в последнем проходе (для толщины листов более 30 мм) обжатия должны быть не менее 16 %; при не превышении допустимых энергосиловых параметров прокатки».

Полученный результат

Определены основные технологические параметры производства высокопрочного проката категории К56, К60 при прокатке на стане 5000. Проведены опытно-промышленные прокатки:

- листов по ТУ 14-1-5574-2009 категории прочности К60 толщиной 15,7 - 16,8 мм в количестве 1070,1 т. Партий прокатанных с нарушением представленного режима прокатки не выявлено. Весь произведенный прокат соответствовал требованиям ТУ 14-1-5574-2009 по механическим свойствам.

- листов по ТУ 14-1-5576-2009 категории прочности К56 толщиной 11 - 17 мм в количестве 6373,8 т. Выявлена одна партия прокатанная с нарушением представленного режима прокатки (плавка 120323, партия 102, профиль 12.0x3294 мм, массой 11,6 т). Механические свойства проката этой партии не соответствовали требованиям НД. Весь остальной произведенный прокат соответствовал требованиям ТУ 14-1-5574-2009 по механическим свойствам.

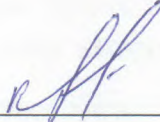
На основе выполненных исследований разработаны технологические письма по производству высокопрочного проката категорий прочности К56, К60: ГИ-1919 от 19.10.2009 и ГИ-1873 от 13.10.2009. На основании положительного опыта производства проката по технологии изложенной в вышеперечисленных технологических письмах подготовлено изменение № 9 в технологическую инструкцию (Г) ВТИ-101-П-ГЛ9-2-2009.

В том числе проведены патентные исследования. Полученный результат не нарушает исключительных прав третьих лиц. Заявка на получение патента не подавалась. В соответствии с п.8.1. договора «в случае принятия Заказчиком решения о патентовании на имя Заказчика, Исполнитель принимает обязательство оформить и подать материалы на выдачу патента или принять меры к их охране в режиме коммерческой тайны»

Дата фактического внедрения « 06 » 12 2009 г.

Срок полезного использования 24 месяца

Начальник ЛПЦ-9

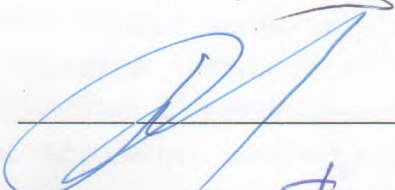

_____ П.А. Кравченко

Научный руководитель


_____ В.М. Салганик

Согласовано:


Главный прокатчик


_____ В.Ю. Божевалев

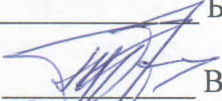
Начальник
технологического управления

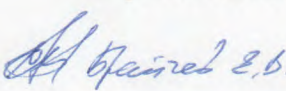

_____ Г.В. Щуров

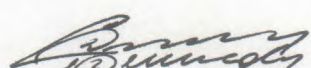
Начальник ЦЛК

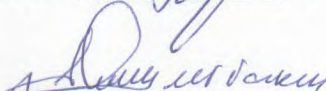

_____ Б.А. Сарычев

Старший менеджер патентно-лицензионной группы НТЦ


_____ В.П. Торохтий







УТВЕРЖДАЮ
Начальник НТИ ОАО «ММК»



АКТ ВНЕДРЕНИЯ
результатов работ по договору № 200886 от 19.03.2012 г. с ФГБОУ ВПО «МГТУ»
(наименование организации)

по теме: «Поиск возможности снижения содержания легирующих элементов в низколегированных сталях, используемых в ТЭК».

Краткое описание выполненной работы

Разработаны математические модели расчета механических свойств трубного проката для условий ТЛС 5000 ОАО «ММК». Выполнен анализ влияния содержания химических элементов и технологических воздействий на механические свойства трубных сталей класса прочности К56-К65 в интервале толщин 15-25 мм. Разработано 2 способа уменьшения себестоимости толстолистового проката: 1) за счет снижения содержания таких дорогостоящих легирующих элементов, как ванадий, никель и медь, на основе разработки и использования замещающих технологических воздействий; 2) путем взаимозамены дорогостоящих легирующих элементов, в частности, применением бора для компенсации снижения марганца, хрома и ниобия. Подготовлено, оформлено и подписано 10 технологических писем. Получено 6 актов о проведении промышленных испытаний. Общий объем опытных партий составил 10743,8 т. В действующую технологию производства толстолистового проката класса прочности К60 толщиной 15,7-19,0 мм по ТУ 14-101-725-2009 разработаны дополнения в виде технологического письма ГИ-1374 от 07.06.2012 со сниженным в 2 раза содержанием ванадия (с 0,045-0,060% до 0,020-0,035%). Получен новый результат, заключающийся в микролегировании бором (0,0010-0,0025%) проката класса прочности К56-1 и К56-2 толщиной 14,0-21,0 мм по ТУ-14-101-775-2010 и ТУ-14-101-882-2012 с коррекцией хим. состава по содержанию марганца, хрома и ниобия. Разработаны дополнения в виде технологического письма ТД-0907 от 09.04.2013.

Полученный результат

Экономия от снижения себестоимости стали при внедрении мероприятий в соответствии с ГИ-1374 от 07.06.2012 составляет 590 руб./т (письмо №ДЭ-0295). За период с 03.12.2012 по 07.01.2013 г. отгружено по текущим заказам толстолистового проката класса прочности К60 в объеме 7895,72 т., при этом суммарный экономический эффект составил 4 658 475 руб. Экономия от снижения себестоимости стали при микролегировании бором в соответствии с ТД-0016 от 10.01.2013 – 500 руб./т (письмо №ДЭ-0653).

Способность к правовой охране полученного результата

По результатам исследований подготовлено 2 заявки на патент: «Способ производства толстолистовой трубной стали» и «Способ производства толстолистовой трубной стали, микролегированной бором».

Дата фактического внедрения «09» 04 2013 г.

Срок полезного использования 2 года лет

Начальник ЛПЦ-9 _____ С.В. Дубовский

Научный руководитель Салганик _____ В.М. Салганик

Согласовано: _____
Главный прокатчик О.В. Казаков 11.04.2013 _____ В. Казаков

Начальник ЦЛК _____ С.В. Денисов

И.о. начальника ТУ _____ А.П. Тихановский

Приложение 5
СМК НТЦ (45)-12-0
УТВЕРЖДАЮ
Начальник НТЦ ОАО «ММК»
Д.В. Куряев
2015

**АКТ ВНЕДРЕНИЯ
результатов НИРиТР по договору № 210626 от 21.02.2013
с ООО «Термодеформ-МГТУ»**

**по теме: «Определение возможности обеспечения пониженной
хладостойкости проката с применением технологии двойного нагрева»**
(Дополнительное соглашение №1 от 11.04.2013)

Краткое описание выполненной работы:

Проведены лабораторные эксперименты, направленные на изучение возможности обеспечения пониженной хладостойкости толстолистового проката стана 5000 с применением технологии двойного нагрева.

Для проведения экспериментов была изготовлена серия лабораторных образцов трубной стали класса прочности K52-K60 толщиной 25,8мм и стали марок DNV SAWL 485 FD и 485 FDU толщиной 34,6мм.

Выплавка стальных слитков и последующая разливка осуществлялась с применением оборудования лабораторного комплекса по принятой технологии в ОАО «ММК» и технологии, предусматривающей ускоренное охлаждение раската с последующим повторным нагревом.

Выполнено вертикальное обжатие слитков с предварительным нагревом до 1250°C без и с ускоренным охлаждением до температур 470-530°C, нагрев до 1160°C для дальнейшей деформации, соответствующей чистовой стадии в диапазоне температур 720-790°C, ускоренное охлаждение до температур 500-600°C в течение 12 сек.

Изготовленные образцы сталей толщиной 25,8 мм по ТУ 14-101-725-2009 и 34,6 мм по ТУ 14-101-944-2013 были переданы в ОАО «ММК» для проведения испытаний падающим грузом по ГОСТ 30456-97 и API RP 5L3 при температуре -20°C.

В общей сложности для получения результатов по указанным маркам стали было осуществлено 22 плавки.

Полученный результат:

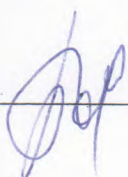
В результате проведенных исследований подтверждена возможность обеспечения пониженной хладостойкости проката путем применения технологии двойного нагрева. Разработаны технологические письма ТД-0624 от 12.03.2013, ТД-1909 от 23.07.2013 и ТД-2680 от 27.09.2013 с целью оценки влияния повторной аустенизации на механические свойства при производстве толстолистового проката из стали марки DNV SAWL. Применение технологии двойного нагрева с промежуточным охлаждением позволяет увеличить долю вязкой составляющей на 3-25%.

Способность к правовой охране полученного результата: нет

Дата фактического внедрения «1» 11 2015г.

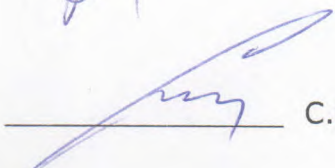
Срок полезного использования – 2 года.

Научный руководитель

 П.П. Полецков

Согласовано:

Главный специалист НТЦ
по прокатному производству

 С.В. Денисов

7 191581

УТВЕРЖДАЮ
Начальник ИТЦ ОАО «ММК»

Б.А. Сарычев
(подпись, дата)
07.03.2012 М.П.



АКТ ВНЕДРЕНИЯ
результатов работ по договору № 191581 от 25.05.2011 г. с ФГБОУ ВПО МГТУ

(наименование организации)

по теме: «Разработка на стане 5000 ОАО «ММК» для условий прокатки листов низколегированных сталей типа 09Г2С и 10ХСНД эффективных деформационных режимов, блокирующих движение трещин от кромок проката».

Данная работа проводится в рамках пункта 23е «Разработка стали и сплавов с особыми свойствами» «Перечня научных исследований и опытно конструкторских разработок, расходы налогоплательщика на которые в соответствии с п. 2 ст. 262 части второй НК РФ включаются в состав прочих расходов в размере фактических затрат с коэффициентом 1,5», утвержденного Постановлением Правительства РФ от 24.12.2008 № 988

(* указывается № и наименование подпункта, пункта «Перечня научных исследований и опытно-конструкторских разработок, расходы налогоплательщика на которые в соответствии с п.2 ст. 262 части второй НК РФ включаются в состав прочих расходов в размере фактических затрат с коэффициентом 1,5», утвержденного Постановлением Правительства РФ от 24.12.2008 № 988)

Краткое описание выполненной работы

Разработана конечно-элементная математическая модель описания напряженно-деформированного состояния металла с учетом наличия поверхностных трещин сляба, выполнена адаптация модели к условиям стана 5000 ОАО «ММК». Выполнены исследования влияния деформационных режимов прокатки, температурной асимметрии по толщине раската, формы поперечного сечения сляба и других факторов на возникновение дефекта «трещина по кромке». Главной причиной образования продольных трещин в области до 100 мм от кромок является сочетание двух факторов: 1) переход металла с боковой и торцевой грани сляба на верхнюю и нижнюю поверхности раската из-за температурной асимметрии по толщине заготовки; 2) низкая температура ($\approx 900-950\text{ }^{\circ}\text{C}$) ребер сляба. Для блокирования движения трещин от кромок разработаны технологические решения: 1) минимизация коэффициента вытяжки при разбивке ширины на уровне 1,12-1,20; 2) если требуемый коэффициент вытяжки при разбивке ширины больше 1,20, то при назначении слябов выбирать слябы максимальной ширины 2600-2700 мм; 3) прокатку конструкционных сталей проводить по поперечной схеме с коэффициентом вытяжки при первой протяжке 1,15-1,22. Выполнены промышленные испытания разработанных режимов прокатки с их анализом и коррекцией. Внесены изменения в ТИ-101-П-ГЛ9-2-2011.

Полученный результат

Реализация разработанных технологических решений позволяет снизить норму обрезки боковых кромок на 20 мм при производстве проката из слябов толщиной 250-300 мм, при этом фактическая норма обрезки боковых кромок должна быть не менее 100 мм. Снижение нормы обрезки боковых кромок на величину более 20 мм возможно при выполнении следующих условий: 1) в интервале толщин 300-80 мм прокатку проводить при соотношении L_d/H_{cp} не более 0,75; 2) разница температур между верхней и нижней поверхностью сляба не должна превышать $10\text{ }^{\circ}\text{C}$; 3) толщина сляба 190 мм; 4) непрерывнолитой сляб выполнен с круглыми фасками радиусом 40-50 мм.

Способность к правовой охране полученного результата

По результатам исследований подготовлена заявка на патент «Способ прокатки толстых листов на реверсивном стане».

Дата фактического внедрения «21» 02 2012 г.

Срок полезного использования 2 года лет

Начальник ЛПЦ-9

[Signature]

П.А. Кравченко

Научный руководитель

[Signature]

В.М. Салганик

Согласовано:

И.о. главного прокатчика

[Signature]

О.В. Казаков

И.о. начальника ЦЛК

[Signature]

С.В. Денисов

Начальник ТУ

[Signature]

Г.В. Щуров

Старший менеджер

патентно-лицензионной группы ИТЦ

(при охраноспособном результате)

[Signature]

В.П. Торохтий

[Signature] Е.В.

[Signature]

191580

УТВЕРЖДАЮ

И.о. начальника ЛПЦ ОАО «ММК»

Д.В. Куряев
(подпись, дата)
23.12.11



АКТ ВНЕДРЕНИЯ

результатов работ по договору № 191580 от 25.05.2011 г. с ФГБОУ ВПО МГТУ

(наименование организации)

по теме: «Исследование на стане 5000 ОАО «ММК» влияния технологических режимов асимметричной прокатки листов легированных, трубных сталей типов АБ2-1, 10ХСНД, 10Г2ФБЮ, К52-К65 на подгибку их концов и разработка рекомендаций по минимизации этого дефекта».

Данная работа проводится в рамках пункта 23е «Разработка стали и сплавов с особыми свойствами» «Перечня научных исследований и опытно конструкторских разработок, расходы налогоплательщика на которые в соответствии с п. 2 ст. 262 части второй НК РФ включаются в состав прочих расходов в размере фактических затрат с коэффициентом 1,5», утвержденного Постановлением Правительства РФ от 24.12.2008 № 988

(* указывается № и наименование подпункта, пункта «Перечня научных исследований и опытно-конструкторских разработок, расходы налогоплательщика на которые в соответствии с п.2 ст. 262 части второй НК РФ включаются в состав прочих расходов в размере фактических затрат с коэффициентом 1,5», утвержденного Постановлением Правительства РФ от 24.12.2008 № 988)

Краткое описание выполненной работы

Разработана конечно-элементная математическая модель описания напряженно-деформированного состояния металла в асимметричном очаге деформации с учетом решения температурной задачи, выполнена адаптация модели к условиям стана 5000 ОАО «ММК». Выполнены исследования влияния кинематического, температурного и геометрического факторов асимметрии на возникновение дефекта «подгибка концов полосы» при горячей прокатке. В условиях ТЛС 5000 ОАО «ММК» главными причинами вертикального изгиба передних концов толстых листов являются температурная асимметрия по высоте очага деформации (до 40 °С) и несоответствие уровня рольганга и линии прокатки (40-64 мм). Выполнено численное моделирование режимов асимметричной прокатки на ТЛС 5000 листов из легированных, трубных сталей типов АБ2-1, 10ХСНД, 10Г2ФБЮ, К52-К65. Для уменьшения вертикального изгиба передних концов толстых полос рассогласование скоростей рабочих валков на чистой стадии прокатки необходимо задавать с учетом величины критического обжатия или фактора формы очага деформации. Предложены конкретные рекомендации, проведены промышленные испытания разработанных асимметричных режимов прокатки с их анализом и коррекцией.

Полученный результат

Разработаны асимметричные режимы деформирования, учитывающие влияние фактора формы очага деформации на направление изгиба переднего конца полосы при прокатке с рассогласованием скоростей рабочих валков. Технологические решения позволили сократить простой стана из-за подгибки концов раската и снизить объем металла, переводимого в брак и несоответствующую продукцию по причине нарушения температурных режимов деформационно-термической обработки толстых листов.

Способность к правовой охране полученного результата

По результатам исследований подготовлена заявка на патент «Способ асимметричной прокатки передних концов толстых листов на реверсивных станах».

Дата фактического внедрения «02» 12 2011 г.

Срок полезного использования 2 года лет

Начальник ЛПЦ-9 _____ П.А. Кравченко

Научный руководитель _____ В.М. Салганик

Согласовано:
И.о. главного прокатчика _____ О.Т. Пивень

Начальник ЦЛК _____ Б.А. Сарычев

Начальник ТУ _____ Г.В. Щуров

Старший менеджер
патентно-лицензионной группы НТЦ _____ В.П. Торохтий
(при охраноспособном результате)

Handwritten signature

Handwritten signature

Handwritten signature

УТВЕРЖДАЮ
 Главный специалист группы
 по развитию НТЦ ПАО «ММК»

С.В. Денисов
 (подпись, дата) М.П.
 2018



АКТ ВНЕДРЕНИЯ
результатов работ по договору № 229991 от 23.11.2016 г.
с ФГБОУ ВО «МГУ им. Г.И. Носова»

по теме: «Разработка и внедрение в ПАО «ММК» методики оценки ликвационных полос в листовом прокате и выработка рекомендаций по совершенствованию сквозной технологии производства с целью минимизации ликвационных полос в готовом прокате»

(Работа проводится в рамках раздела I «Индустрия наносистем», пункта 5 «Технологии получения и обработки конструкционных наноматериалов», подпункта 11 «Разработка конструкционных малолегированных хладостойких и коррозионностойких сталей бейнитного и мартенситного классов для магистральных нефте- и газопроводов» «Перечня научных исследований и опытно-конструкторских разработок, расходы налогоплательщика на которые в соответствии с п.7 ст. 262 части второй НК РФ включаются в состав прочих расходов в размере фактических затрат с коэффициентом 1,5», утвержденного Постановлением Правительства РФ от 24.12.2008 № 988)

Краткое описание выполненной работы

Проведён литературный обзор и патентный поиск по тематике НИОКР. Разработана и утверждена программа отбора проб и проведения испытаний для оценки химической неоднородности (ликвации) (ХН(Л)). Создана ликвационная шкала, характеризующая наличие, вид и степень остаточной ХН(Л). Разработана методика оценки ХН(Л) готового толстолистового и широкополосного проката, в том числе с применением систем анализа изображений структуры. Оценено влияние ХН(Л) на механические свойства готового проката. Выполнен макроанализ темплетов. Проведено моделирование основных стадий производства проката с изучением влияния технологических параметров на изменение ХН(Л). Определены ключевые параметры сквозной технологии, влияющие на формирование и трансформацию ХН(Л) в готовом прокате. Разработаны рекомендации по совершенствованию сквозной технологии производства готового проката с улучшающим воздействием на свойства. Подготовлено технологическое письмо ТД-0625 от 13.11.2017 г. Произведены опытно-промышленные партии проката в условиях ПТЛ и ЛПЦ-4 по усовершенствованным режимам. Проведены испытания механических свойств проката опытных партий.

Полученный результат

Утверждена и принята к использованию в ЦЛК методика оценки ХН(Л) готового толстолистового и широкополосного проката (в том числе с применением систем анализа изображений структуры металла), содержащая ликвационную шкалу, характеризующую наличие, вид и степень остаточной ХН(Л) в прокате. Выявлены ключевые параметры сквозной технологии, влияющие на изменение ХН(Л) в готовом прокате. Разработаны рекомендации по совершенствованию сквозной технологии производства готового проката в системе ККЦ-ПТЛ (ШСГП) с применением методики оценки ХН(Л). Получены результаты оценки макроструктуры слябов и механических свойств проката опытных партий: осевая ХН(Л) снизилась на 6,5%, осевая рыхлость – на 1,5%; внутреннее трещинообразование – на 13,5%; устранено образование трещин на поверхности заготовок; предел прочности повысился на 8,1%, предел текучести – на 12,5%, относительное удлинение – на 16,6%, ударная вязкость – на 13,5%.

Способность к правовой охране полученного результата

Переданы в НТЦ материалы для подачи заявки на изобретение.

Дата фактического внедрения « 26 » 04 2018г.

Срок полезного использования 24 месяцев

Научный руководитель

Д.Н. Чикишев

Согласовано:

Главный металлург

Д.В. Рабаджи

Начальник ККЦ

С.М. Добрынин

И.о. заместителя начальника ККЦ по технологии

М.В. Злов

Главный специалист группы по сталеплавильному производству НТЦ

В.А. Авраменко

Главный прокатчик

И.В. Селезнёв

И.о. начальника ПТЛ

В.С. Банщиков

И.о. заместителя начальника ПТЛ по технологии

А.М. Овсов

Главный специалист группы по прокатному производству НТЦ

Е.В. Брайчев

Начальник ЦЛК

А.В. Сарычев

И.о. ведущего специалиста НТЦ по патентной деятельности

Е.И. Овчинникова

Куратор договора (от НТЦ)

23.04.2018

Л.П. Добрынина

Заместитель начальника ЦЛК
В.Н. Яровой

24.03.2018

УТВЕРЖДАЮ:

Проректор по учебной работе
ФГБОУ ВО «МГТУ им. Г.И. Носова»,
доктор педагогических наук, профессор



О.Л. Назарова
О.Л. Назарова
« 14 » 12 2020 г.

АКТ

об использовании в учебном процессе
ФГБОУ ВО «Магнитогорский государственный
технический университет им. Г.И. Носова»
результатов диссертационной работы Чикишева Дениса Николаевича

Материалы диссертации на соискание учёной степени доктора технических наук Чикишева Дениса Николаевича внедрены в учебный процесс на основании рекомендации методической комиссии института металлургии, машиностроения и материалобработки.

Материалы диссертационного исследования используются в образовательном процессе при подготовке бакалавров по направлению 22.03.02 «Металлургия», профиль подготовки «Обработка металлов и сплавов давлением (прокатное производство)», магистров по направлению 22.04.02 «Металлургия», профили подготовки «Инжиниринг инновационных технологий в обработке материалов давлением» и «Прокатное производство», кадров высшей квалификации по направлению 22.06.01 «Технологии материалов», направленность «Обработка металлов давлением».

Результаты исследований используются при чтении лекций и проведении практических занятий по следующим дисциплинам: «Теория обработки металлов давлением», «Технологии производства листового проката», «Моделирование процессов прокатного производства», «Современные проблемы металлургии и материаловедения», «Методы описания и анализа формоизменения металлов и сплавов», «Проектирование инновационных технологий в процессах ОМД», «Энергоэффективные и материалосберегающие технологии перспективных процессов ОМД», а также при выполнении обучающимися научно-исследовательских работ, курсовых проектов, промежуточных и итоговых государственных аттестаций.

Результаты диссертационного исследования отражены в следующих учебно-методических изданиях:

– Приложения теории пластичности к разработке и анализу технологических процессов: учебное пособие / В.М. Салганик, А.М. Песин, Д.Н. Чикишев и др. – Магнитогорск: Изд-во Магнитогорск. гос. техн. ун-та им. Г.И. Носова, 2012. 251 с. (гриф учебно-методического объединения по образованию в области металлургии);

– Процессы асимметричной прокатки: теория и технологические решения: учебное пособие / В.М. Салганик, А.М. Песин, Д.Н. Чикишев и др. – Магнитогорск: Изд-во Магнитогорск. гос. техн. ун-та им. Г.И. Носова, 2013. 128 с.;

– Основы автоматизации технологических процессов ОМД: учебное пособие / В.М. Салганик, Г.В. Щуров, Д.Н. Чикишев и др. – Магнитогорск: Изд-во Магнитогорск. гос. техн. ун-та им. Г.И. Носова, 2014. 82 с. (гриф учебно-методического объединения по образованию в области металлургии);

– Современные технологии и методы испытаний материалов для магистральных нефтегазопроводов: учебное пособие / В.М. Салганик, Д.Н. Чикишев, Е.Б. Пожидаева и др. – Магнитогорск: Изд-во Магнитогорск. гос. техн. ун-та им. Г.И. Носова, 2015. 92 с.;

– Высокопрочные стали для труб большого диаметра и методы их испытаний: учебное пособие / В.М. Салганик, Д.Н. Чикишев, Е.Б. Пожидаева и др. – М.: ФГУП НТЦ «Информрегистр», 2017; № гос. рег. 0321603999.

Внедрение результатов диссертационной работы Чикишева Д.Н. в учебный процесс позволит расширить компетенции и закрепить навыки, востребованные у работодателей, прежде всего крупных металлургических предприятий.

Председатель методической комиссии
института металлургии, машиностроения
и материалообработки,
заведующий кафедрой механики,
д-р техн. наук, доцент

А.С. Савинов

Заведующий кафедрой технологий
обработки материалов,
д-р техн. наук, профессор

А.Б. Моллер

Ведущий научный сотрудник,
доцент кафедры технологий
обработки материалов,
канд. техн. наук, доцент

Д.Н. Чикишев