

МИНИСТЕРСТВО НАУКИ И ОБРАЗОВАНИЯ УКРАИНЫ  
ГОСУДАРСТВЕННОЕ ВЫСШЕЕ УЧЕБНОЕ ЗАВЕДЕНИЕ УКРАИНЫ  
«ПРИДНЕПРОВСКАЯ ГОСУДАРСТВЕННАЯ АКАДЕМИЯ  
СТРОИТЕЛЬСТВА И АРХИТЕКТУРЫ»

На правах рукописи



**ТКАЧ ТАТЬЯНА ВАДИМОВНА**

УДК 669.017:621.771:621.785

**ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ  
ТОЛСТЫХ ЛИСТОВ ИЗ НИЗКОУГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ  
ПОСЛЕ НАГРЕВА И ДЕФОРМАЦИИ  
В МЕЖКРИТИЧЕСКОМ ИНТЕРВАЛЕ ТЕМПЕРАТУР**

05.02.01 – материаловедение

**Диссертация на соискание ученой степени  
кандидата технических наук**

Научный руководитель  
**СУХОМЛИН Георгий Дмитриевич**  
доктор технических наук, старший научный сотрудник



Днепр – 2016

## СОДЕРЖАНИЕ

	стр.
ВВЕДЕНИЕ .....	6
РАЗДЕЛ 1. ЛИТЕРАТУРНЫЙ ОБЗОР .....	13
1.1. Требования, предъявляемые к строительным сталям, применяемым для производства листового проката .....	13
1.2. Сортамент проката из низкоуглеродистых сталей .....	18
1.3 Механизмы упрочнения строительных сталей .....	21
1.4. Упрочнение листового проката из низкоуглеродистых сталей .....	28
1.5. Применение термической обработки из межкритического интервала температур .....	32
1.6. Фазовые и структурные превращения, происходящие при нагреве низкоуглеродистых сталей в межкритический интервал температур и последующем ускоренном охлаждении.....	34
РАЗДЕЛ 2. МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДИКИ ИССЛЕДОВАНИЯ .....	38
2.1. Выбор температурных точек в межкритическом интервале .....	39
2.2. Вырезка образцов для лабораторной прокатки .....	40
2.3. Выбор режимов деформации в лабораторных условиях .....	41
2.4. Вырезка образцов и проведение механических испытаний .....	43
2.5. Определение процентного соотношения ферритной и аустенитной составляющей в стали.....	45
2.6. Определение размера зерна феррита с помощью модифицированного метода секущих.....	51
2.7. Определение размера зерна феррита с помощью программы «Метал 1.0».....	53
2.8. Выбор режимов повторного нагрева и охлаждения в межкритическом интервале температур.....	55

2.9. Методика металлографического выявления границ зерен аустенита при нагреве низкоуглеродистых сталей до температур межкритического интервала .....57

### РАЗДЕЛ 3. ОПРЕДЕЛЕНИЕ УДЕЛЬНЫХ ОБЪЁМОВ ФАЗ В МЕЖКРИТИЧЕСКОМ ИНТЕРВАЛЕ ТЕМПЕРАТУР ПРИ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ НИЗКОУГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ ..... 58

3.1. Выявление межфазных  $\gamma$ - $\alpha$  границ при нагреве и выдержке в двухфазной области .....59

3.2. Определение удельных объёмов аустенита при нагреве в межкритический интервал температур расчётным и экспериментальным методами.....63

3.3. Структура низкоуглеродистых сталей, получаемая после нагрева в межкритический интервал температур с последующим ускоренным охлаждением.....66

3.4. Механические свойства низкоуглеродистых сталей, получаемые после нагрева в межкритический интервал температур с последующим ускоренным охлаждением .....68

Выводы по разделу 3.....69

### РАЗДЕЛ 4. ВЛИЯНИЕ ДЕФОРМАЦИИ И ТЕМПЕРАТУРЫ В МЕЖКРИТИЧЕСКОМ ИНТЕРВАЛЕ НА ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ПРИ КОНТРОЛИРОВАННОЙ ПРОКАТКЕ ЛИСТОВ ИЗ НИЗКОУГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ ..... 71

4.1. Превращения, происходящие при нагреве низкоуглеродистых сталей 74

4.2. Превращения, происходящие при охлаждении и деформации низкоуглеродистых сталей .....76

4.3 Микроструктура низкоуглеродистых сталей после деформации и ускоренного охлаждения от температур межкритического интервала.....79

4.4. Механические свойства низкоуглеродистых сталей после деформации и ускоренного охлаждения от температур межкритического интервала .....	85
4.5. Определение размера зерна феррита после деформации и ускоренного охлаждения от температур межкритического интервала.....	88
Выводы по разделу 4.....	92
<b>РАЗДЕЛ 5. ВЛИЯНИЕ НАГРЕВА И ОХЛАЖДЕНИЯ В МЕЖКРИТИЧЕСКОМ ИНТЕРВАЛЕ ТЕМПЕРАТУР НА ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ЛИСТОВ ИЗ НИЗКОУГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ.....</b>	<b>94</b>
5.1. Превращения, происходящие при нагреве и охлаждении низкоуглеродистых сталей до температур межкритического интервала ....	96
5.2. Микроструктура низкоуглеродистых сталей после нагрева и медленного охлаждения от температур межкритического интервала .....	98
5.3. Превращения, происходящие при нагреве в $\gamma$ - область и межкритический интервал температур с последующим медленным охлаждением.....	100
5.4. Микроструктура низкоуглеродистых сталей после нагрева в $\gamma$ - область и межкритический интервал температур с последующим медленным охлаждением.....	100
5.5. Определение размера зерна феррита после обработки в межкритическом интервале температур.....	103
5.6. Применение методики определения удельных объемов фаз в межкритическом интервале температур при нагреве низкоуглеродистых сталей (с помощью отражательной электронной микроскопии).....	105
Выводы по разделу 5 .....	107
<b>ОБЩИЕ ВЫВОДЫ .....</b>	<b>109</b>
<b>СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННЫХ ИСТОЧНИКОВ .....</b>	<b>112</b>



ПРИЛОЖЕНИЕ А. Акт внедрения результатов диссертационной работы в учебный процесс кафедры МиОМ .....	123
ПРИЛОЖЕНИЕ Б. Акт внедрения результатов диссертационной работы в учебный процесс кафедры МиОМ .....	124
ПРИЛОЖЕНИЕ В. Акт внедрения результатов диссертационной работы в учебный процесс кафедры МиОМ .....	125
ПРИЛОЖЕНИЕ Д. Акт внедрения результатов диссертационной работы в практику ЧАО «МКМ им. Ильича».....	126
ПРИЛОЖЕНИЕ Е. Патент № 99769 .....	127
ПРИЛОЖЕНИЕ Ж. Патент № 99770 .....	129

## ВВЕДЕНИЕ

**Актуальность темы.** Толстые листы из низкоуглеродистых сталей является массовым видом металлопродукции, широко применяющейся в промышленном и гражданском строительстве, судостроении, машиностроении, сооружении мостов, небоскрёбов, магистральных нефте- и газопроводов. Многочисленные сферы применения листового металла предъявляют к нему ряд требований: высокая прочность, вязкость и свариваемость, повышенные пластические свойства, относительно невысокая цена. Упрочнение этих сталей путём традиционного повышения содержания углерода, легирующих и карбидообразующих элементов не применяют, так как это снижает пластичность и ударную вязкость.

С развитием крупногабаритного и высотного строительства, нефте- и газодобывающей промышленности возрастает потребление более толстых, до 40...60 мм листов, при этом их ударная вязкость снижается, в результате увеличения толщины проката. В связи с этим толстолистовой прокат, изготавливаемый по технологии горячей прокатки, не в полной мере соответствует предъявляемым к нему требованиям по механическим свойствам.

Следует отметить, что низкие показатели вязкости толстолистового проката являются наиболее частой причиной выхода из строя магистральных нефте- и газопроводов, это приводит к значительным экономическим потерям и экологическим катастрофам. Наиболее приемлемой к настоящему времени является технология контролируемой прокатки, которая в значительной мере устраняет эти проблемы.

Задачу повышения механических свойств низкоуглеродистых сталей можно решить измельчением зерна (по Холлу-Петчу), поскольку уменьшение длины свободного пробега дислокаций (от границы до границы) реализуется механизм зернограничного упрочнения, который одновременно повышает вязкость, но не снижает, а при некоторых условиях – повышает прочность стали.

Вследствие этого возникает острая необходимость более подробного изучения механизмов структурообразования и разработки по их результатам

новых и корректирования действующих температурно-деформационных параметров технологии, чтобы повысить ударную вязкость и прочность толстового проката.

Ранее в качестве одного из возможных путей снижения температуры вязко-хрупкого перехода применялась термическая обработка с отдельного нагрева, заключающаяся в закалке от температур межкритического интервала (МКИ) с высоким отпуском. Решением этой задачи занимались ученые-специалисты по формированию в межкритическом интервале температур (МКИТ) структуры и свойств сталей, такие как Садовский, Бернштейн, Стародубов, Морозов.

Наряду с этим, актуальным является вопрос экономии стали, что может быть достигнуто путем повышения ее прочности. Повышение предела текучести позволяет уменьшить массу металла, используемого для сварных труб, которые находят применение в строительстве магистральных нефте- и газопроводов. Задачу снижения металлоемкости можно решить, совершенствуя температурно-деформационные условия технологий толстолистового проката.

Отсюда следует, что задачи по повышению качества толстолистового проката актуальны, а их решение путём зернограничного упрочнения является своевременным, действенным и не требующим значительных капитальных затрат на их осуществление.

**Связь работы с научными программами, планами, темами.** Работа выполнена в соответствии с государственными бюджетными научно-исследовательскими темами Министерства образования и науки Украины и Государственного высшего учебного заведения «Приднепровская государственная академия строительства и архитектуры»: «Теоретические основы получения наноструктурированных элементов и их влияние на комплекс свойств строительных сталей» (№ государственной регистрации 0113U000127, 2013-2015 гг.), «Теоретико-экспериментальное исследование механизмов влияния наноразмерных параметров структуры на закономерности разрушения низкоуглеродистых микролегированных сталей» (№ государственной регистрации 0116U00219, 2016 г.). Автор являлся исполнителем этих работ.

**Цель и задачи исследования. Цель работы** – повышение механических свойств толстолиствого проката из низкоуглеродистых строительных сталей на основе установления закономерностей формирования зеренной структуры от режимов нагрева, деформации в межкритическом интервале температур и последующего охлаждения.

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

1. **Определить** количественные и качественные характеристики структуры и механических свойств сталей 09Г2С и 10Г2ФБ после деформации и ускоренного регламентированного охлаждения (УРО) от температур межкритического интервала.
2. **Установить** путем анализа причинно-следственных связей структура – свойства такие температурные участки МКИ, прокатка в которых обеспечивает наиболее благоприятное сочетание показателей прочности и вязкости.
3. **Оценить** влияние температуры деформации в межкритическом интервале и последующего охлаждения на размер зерна феррита.
4. **Разработать** с использованием световой металлографии методику определения положений межфазных  $\gamma$ - $\alpha$  границ зерен при  $\alpha \rightarrow (\alpha + \gamma) \rightarrow \alpha$  превращении для сталей 20, 09Г2С и 10Г2ФБ.
5. **Осуществить** сравнительную оценку размеров зерна феррита в сталях 20, 10Г2ФБ и 09Г2С по двум методикам: по ГОСТ 5639-82 и по программе «Металл 1.0»; определить сходимость и подлинность полученных результатов.
6. **Разработать** температурно-деформационный режим контролируемой прокатки листов из низкоуглеродистых сталей 09Г2С и 10Г2ФБ, обеспечивающий повышение их прочностных и пластических свойств.
7. **Разработать** корректирующий режим нагрева и последующего охлаждения от температур МКИ проката из стали 10Г2ФБ для создания мелкозернистой структуры и обеспечения высокой гарантированной

ударной вязкости, согласно требованиям нормативных документов и потребителей.

8. **Осуществить** опробывание предложенного усовершенствованного температурно-деформационного режиму контролируемой прокатки в производственных условиях.
9. **Применить** полученные научные и практические результаты работы в учебном процессе на кафедре материаловедения и обработки материалов в ГВУЗ ПГАСА.

**Объект исследования** – процессы структурных и фазовых превращений при разных температурно-деформационных обработках низкоуглеродистых сталей.

**Предмет исследования** – закономерности формирования структуры и свойств при нагреве, деформации в межкритическом интервале температур и ускоренном охлаждении низкоуглеродистых строительных сталей.

**Методы исследования.** В работе были применены современные методы и методики: световая количественная и качественная металлография; электронная просветная и растровая микроскопия; статические и динамические механические методы испытаний, определение твердости по Роквеллу; расчет размера зерна по программе «Металл 1.0» и по ГОСТ 5639-82, компьютерная обработка изображений при помощи программы «Фотошоп».

**Научная новизна полученных результатов.** Проведенные исследования позволили установить и сформулировать следующие новые научные положения:

1. ***Впервые для сталей 10Г2ФБ и 09Г2С установлен бимодальный характер распределения размеров ферритных зёрен в зависимости от температур нагрева в межкритическом интервале (при последующем охлаждении со скоростью  $\approx 20$  °С/с).*** Бимодальное распределение наиболее четко проявляется при температурах 750...850°С. Установленные зависимости позволяют влиять на механические свойства проката путем изменения температуры конца деформации и корректировки соотношения зерен феррита крупной и дисперсной фракций. .

2. *Впервые получены научные положения на основе которых разработана методика металлографического выявления межфазных границ  $\alpha$ - $\gamma$  при нагреве низкоуглеродистых сталей 10Г2ФБ, 09Г2С и 20 до температур  $A_{c1}...A_{c3}$ . Разработанная методика позволяет определить положения бывших межфазных границ феррит – аустенит, которые формируются во время фазовых переходов.* Ранее подобные наблюдения выполнялись с использованием дорогостоящего высокотемпературного микроскопа. Методика расширяет возможности исследования процессов структурообразования.
3. *Впервые установлены зависимости характеристик прочности ( $\sigma_B$ ,  $\sigma_T$ ) и ударной вязкости ( $KCV^{+20}$ ,  $KCV^{-40}$ ) от температуры конца деформации в межкритическом интервале и режима последующего регламентированного охлаждения. Установлено немонотонную их зависимость для низкоуглеродистых и микролегированных сталей 10Г2ФБ и 09Г2С с максимумом прочности и пластичности в средней части температур МКИ.* Такая зависимость проявляется более отчётливо с повышением концентрации углерода и легирующих элементов в стали. Полученные результаты могут быть применены при разработке новых и усовершенствования действующих режимов контролируемой прокатки.
4. *Получило дальнейшее развитие установление количественного соотношения фаз феррит – аустенит при нагреве низкоуглеродистых сталей в интервал температур  $A_{c1}...A_{c3}$  теоретическим и экспериментальными методами. Показано, что удельное количество реально образовавшегося при этом аустенита на 10...20 % меньше, чем рассчитанное на теоретической основе.* Полученные количественные зависимости необходимы для теоретических и экспериментальных исследований новых технологических процессов.

**Практическое значение полученных результатов.** Полученные в работе результаты могут быть применены при усовершенствовании режимов контролируемой прокатки, а именно:

1. **Предложен** режим контролируемой прокатки сталей 10Г2ФБ и 09Г2С, который включает: черновую прокатку по действующей технологии, снижение температуры до  $790 \pm 15^\circ\text{C}$ , деформацию до заданной толщины листа в чистовой клети, дальнейшее ускоренное охлаждение до  $400 \pm 25^\circ\text{C}$ . Он обеспечивает повышение прочностных и пластических характеристик толстолистного проката благодаря формированию мелкозернистой фракции в конечной структуре сталей.
2. **Разработан** режим нагрева и охлаждения от температур межкритического интервала для измельчения зеренной структуры и повышения ударной вязкости проката и других изделий из строительных сталей типа 09Г2С и 10Г2ФБ. Предложенный вспомогательный режим дает возможность привести механические свойства изделий в соответствие с требованиями нормативных документов и потребителей, в том числе, если низкие показатели были получены при случайных отклонениях технологических параметров прокатки.
3. **Практическое применение** разработанной металлографической методики выявления границ зерен бывшего аустенита позволяет определить реальное количественное соотношение  $\gamma$  и  $\alpha$  фаз, а также выявить бывшие положения межфазных границ при нагреве низкоуглеродистых сталей до температур межкритического интервала. Методику предложено для использования при экспертных оценках новых технологических процессов, а также при сопоставлении теоретических, прогнозируемых температур нагрева с фактическим объемным соотношением фаз при реализации технологии в промышленных условиях.
4. Результаты диссертационной работы и предложенного усовершенствованного режима контролируемой прокатки были **опробованы** в промышленных условиях в ЧАО «ММК им. Ильича».
5. Результаты диссертационной работы **внедрены** в учебный процесс кафедры материаловедения и обработки материалов в ГВУЗ ПГАСА при преподавании следующих курсов: «Современные методы исследования

материалов», «Физико-химические методы исследований», «Теория процессов формирования структуры и свойств конструкционных материалов» для студентов направления подготовки 6.050403 «Инженерное материаловедение».

**Личный вклад соискателя.** Диссертационная работа выполнена соискателем самостоятельно. В работе [1] автору принадлежит инициатива в постановке целей и задач исследования, проведения экспериментов, разработки температурных режимов прокатки; [2] – обобщение известных и полученных экспериментальными путями данных. В запатентованных разработках при участии автора внесены рекомендации, которые относятся к выбору температурных режимов прокатки в черновой и чистовой клетях [3 – 4].

**Апробация результатов диссертации.** Основные положения работы были доложены и обсуждены: на международных научно-практических конференциях «Теория и практика развития современных научных знаний» (г. Киев, 2016 г.), «Стародубовские чтения» (г. Днепропетровск, 2013 и 2015 гг.), «Актуальные проблемы современной науки» (г. Харьков, 2016 г.), «Научная дискуссия: вопросы технических наук» (г. Москва, 2016 г.); международной молодежной научно-практической конференции «Человек и космос» (г. Днепропетровск, 2016 г.), межрегиональном научном семинаре «Проблемы современного материаловедения» (г. Днепр, 2015 и 2016 гг.).

**Публикации.** Основные результаты диссертационной работы опубликованы в 11 научных работах, из них 4 статьи соответствуют перечню МОН Украины, 1 статья опубликована в РИНЦ; 4 – тезиса докладов в работах научно-практических конференций, 2 – патента.

**Структура и объем диссертации.** Диссертация состоит из введения, 5 разделов, выводов, списка использованных источников и приложений. Полный объем диссертации составляет 130 страниц, основной текст изложен на 111 страницах. Диссертация содержит 47 рисунков, 21 таблиц, 6 приложений на 8 страницах. Список использованных источников включает 93 наименований на 11 страницах.



## РАЗДЕЛ 1. ЛИТЕРАТУРНЫЙ ОБЗОР

### 1.1. Требования, предъявляемые к строительным сталям, применяемым для производства листового проката

На сегодняшний день металлургия является одной из самых развитых и перспективных областей промышленности. Наиболее распространенным видом готовой продукции черной металлургии является прокат металла. В общем объеме производства проката наибольшее количество металла приходится на долю строительных сталей. К строительным сталям относятся конструкционные низкоуглеродистые стали, используемые для производства толстолистового проката, который широко применяется для изготовления металлических конструкций и сооружений (труб для нефте- и газопроводов, резервуаров, корпусов судов, мостов, железнодорожных вагонов, конструкций зданий). В связи с этим строительные стали должны обеспечивать длительную и надежную работу деталей и конструкций в условиях эксплуатации. Основное требование, предъявляемое к строительным сталям - высокий комплекс механических свойств, а не высокое значение какого-либо одного свойства [5].

Из всех известных в технике материалов лучшим сочетанием надежности, долговечности и прочности обладает сталь, именно поэтому сталь является основным материалом для изготовления ответственных изделий, подвергающимся сложным внешним нагрузкам [6]. Различные конструкции и сооружения во время эксплуатации воспринимают статические, циклические и ударные нагрузки, подвергаются действию атмосферы и агрессивных сред (водные растворы солей, щелочей и кислот; морская и речная вода), работают при низких и высоких температурах. В зависимости от условий применения требования к конструкционным сталям, применяемым в строительстве, могут немного варьироваться в том или ином направлении, но в целом можно выделить наиболее важные из них: эксплуатационные, технологические и экономические [7].

*Эксплуатационные требования* имеют первостепенное значение. Для обеспечения работоспособности конструкций и сооружений, сталь должна обладать высокой конструкционной прочностью. Комплекс механических свойств, обеспечивающих надежную и длительную работу материала, в условиях эксплуатации, называется конструкционной прочностью [8].

Конструкционные стали должны обладать сочетанием высоких прочностных и пластических свойств. Из прочностных свойств основной конструкционной характеристикой является предел текучести ( $\sigma_T$ ), так как эта величина, непосредственно входит в расчетные формулы. Выбор этой характеристики при расчетах на прочность объясняется тем, что при более высоких напряжениях в конструкции возникают необратимые линейные изменения, которые могут привести к выходу ее из строя.

Строительные стали подразделяются по категориям прочности на классы (ГОСТ 27772-88): С235, С245, С275, С285, С315, С345, С375, С390, С440. Классификация основана на минимальном гарантированном значении предела текучести как основной расчетной характеристикой при проектировании металлоконструкций и сооружений. К сталям обычной прочности относят стали классов С235...С285, повышенной – С315...С375, высокой – С390...С590 (табл. 1.1). Следует отметить что для производства толстолистового проката, ответственного назначения, применяют конструкционные низкоуглеродистые стали высокой прочности ( $\sigma_T \leq 390$  МПа).

Важной характеристикой является предел прочности, который отражает способность стали сопротивляться разрушению ( $\sigma_B$ ). При изготовлении конструкций из высокопрочной строительной стали предел прочности также используют в расчетах [9]. От значений временного сопротивления при растяжении и предела текучести зависит сечение конструкций, а, следовательно, их масса. На рис. 1.1 показана зависимость экономии металла от повышения прочности строительной стали, на примере замены углеродистой стали в металлических конструкциях на низколегированные стали более высокой прочности [10].

**Механические свойства листового проката**

Класс прочности	Толщина проката, мм, не более	Предел текучести, $\sigma_T$ , Н/мм <sup>2</sup>	Временное сопротивление, $\sigma_B$ , Н/мм <sup>2</sup>
265	160	205	430
295	100	295	430
315	60	315	450
325	60	325	450
345	32	345	490
355	20	355	490
375	50	375	510
390	50	390	510
410	32	440	590

Сталь, используемая для конструкций и сооружений, должна обладать способностью к местным, локальным пластическим деформациям для релаксации пиков напряжений в области различных концентраторов (сварочные трещины, непровары, отверстия, вмятины). Чем выше эта способность, тем в большей степени реализуется сопротивление стали, возникновению и распространению трещин. Критерием надежности конструкционного материала, помимо прочностных и пластических характеристик, является склонность к хрупким разрушениям. Этот критерий наиболее часто характеризуется температурой перехода из вязкого в хрупкое состояние (порогом хладноломкости) под воздействием следующих факторов: температуры, наличия надреза (концентратора), скорости приложения нагрузки, степени объемности напряженного состояния. По хладноломкости строительные стали делят на стали без гарантированной хладноломкости, хладостойкие до  $-40^{\circ}\text{C}$  и стали, эксплуатируемые ниже  $-40^{\circ}\text{C}$  (стали «северного исполнения»). Для оценки склонности стали к хрупкому разрушению широко используют метод ударных

испытаний стандартных образцов с концентраторами напряжения. Для строительных сталей, применяемых в металлоконструкциях повышенной надежности, выбирают более острый концентратор вида V [11]. Метод испытания на ударный изгиб распространен из-за простоты изготовления образцов и простой методикой сериальных испытаний. Ударные испытания выявляют чувствительность стали к надрезам, резким переходам в сечении и поверхностным дефектам, которые являются концентраторами напряжений. На ударную вязкость стали оказывает влияние: химический состав, величина зерна, наклеп, старение, термическая обработка [12].

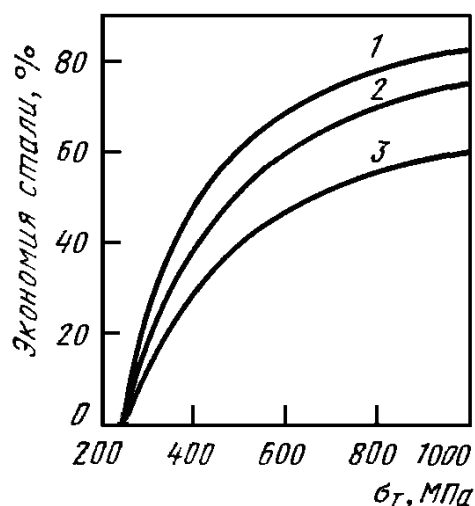


Рис. 1.1. Теоретическое снижение массы стальных металлоконструкций из-за повышения предела текучести стали (Н. П. Мельников):

1 – пролетные строения; 2 – растянутые элементы конструкций; 3 – поперечники промышленных зданий.

При изготовлении металлоконструкций, которые воспринимают в процессе эксплуатации действие знакопеременных нагрузок, важным показателем определяющим продолжительность их службы, является предел выносливости или усталости. Предел выносливости увеличивается с возрастанием прочности, улучшением качества поверхности металла и повышением чистоты по неметаллическим включениям. Необходимым условием надежности и

долговечности стали, как конструкционного материала, является коррозионная стойкость. Важно повышение стойкости против коррозии высокопрочных сталей вследствие уменьшения сечений элементов металлоконструкций. При меньших расчетных сечениях коррозионные повреждения оказывают более опасное воздействие, чем в более толстых сечениях из стали с более низким классом прочности. Одним из способов борьбы с коррозией является легирование стали хромом, никелем и медью [7].

*Технологические требования* для конструкционных сталей направлены на обеспечение наименьшей трудоемкости изготовления деталей и конструкций. Технологичность стали оценивается обрабатываемостью давлением и резанием, свариваемостью, прокаливаемостью при закалке, склонностью к деформации и короблению при термической обработке [8]. Свариваемость это одно из основных технологических требований, предъявляемых к строительным сталям, так как большинство металлоконструкций являются сварными. Углеродный эквивалент это показатель свариваемости:

$$C_{\text{экр}} = C + \text{Mn}/6 + \text{Si}/24 + \text{Ni}/40 + \text{Cr}/5 + \text{Mo}/4 + \text{V}/14, \quad (1.1)$$

где содержание соответствующих элементов выражено в % по массе.

Углеродный коэффициент строительных сталей не должен превышать 0,45...0,48 %. Поэтому чтобы стали применяемые в конструкциях и сооружениях обладали хорошей свариваемостью, они должны быть низколегированными и низкоуглеродистыми. Предельное содержание углерода в них обычно не превышает 0,18 % и устанавливается тем ниже, чем более легирована сталь [10].

*Экономические требования* – сталь должна быть относительно недорогой и доступной в производстве. Стали по возможности должны содержать минимальное количество легирующих элементов, так как они значительно повышают стоимость готовой продукции. Легирование должно быть обосновано повышением эксплуатационных свойств. Экономические требования, как и технологические, приобретают важное значение при массовом масштабе производства [8].

## 1.2. Сортамент проката из низкоуглеродистых сталей

*Сортовой и фасонный прокат из низкоуглеродистых сталей* поставляют в виде тонких и толстых листов, полос, поковок и кованных заготовок. Наиболее распространенным является листовой прокат, который широко применяется в промышленности и строительной индустрии. Листовой прокат по способу производства подразделяют на горячекатанный и холоднокатанный.

*Лист холоднокатанный* – это вид металлопроката, получаемый в результате холодного (ниже температуры рекристаллизации) проката стали на прокатном стане. Холоднокатаные листы бывают различной толщины от 0,35 мм и до 5 мм. Этот вид металлопроката обладает следующими достоинствами: отличное качество поверхностного слоя; высокие эксплуатационные свойства, устойчивость к термической деформации во время сварки; не требует дополнительной обработки поверхности для нанесения лакокрасочного покрытия.

Холоднокатаные листы находят широкое применение в промышленности, из них изготавливают перфорированные и кровельно-оцинкованные листы, профнастил.

*Лист горячекатанный* – это вид металлопроката, получаемый в результате горячей (выше температуры рекристаллизации) прокатки стали на прокатном стане и последующей термической обработки. Горячекатанный лист применяется в строительстве гражданских и промышленных зданий, мостостроении, судостроении, в строительстве нефте- и газотрубопроводов.

Листовая горячекатаная сталь шириной 5000 мм и более, изготавливаемая в листах толщиной от 0,4 мм и до 160 мм, в рулонах толщиной от 1,2 мм и до 12 мм. Прокат по толщине делят на тонколистовой – до 3,9 мм и толстолистовой – от 4 мм и до 160 мм.

Тонколистовой прокат выпускается в листах толщиной до 3,9 мм и в рулонах толщиной от 1,2 мм и до 4 мм [13]. Толстолистовой прокат выпускается в листах толщиной от 4 мм и до 160 мм и рулонах толщиной от 1,2 мм и до 12 мм [14].

*Сортамент сварных труб.* Из толстолистового проката изготавливают сварные трубы диаметром 114...1420 мм, применяемые для строительства и ремонта магистральных газопроводов, нефтепроводов и нефтепродуктопроводов, транспортирующих некоррозионно-активные продукты (природный газ, нефть и нефтепродукты) при избыточном рабочем давлении до 9,8 МПа и температуре эксплуатации от плюс 50°С до минус 60°С.

Трубы по способу изготовления подразделяют на три типа: *а* – прямошовные, диаметром 114...530 мм; *б* – спирально-шовные, диаметром 159...1420 мм; *в* – прямошовные, диаметром 530...1420 мм.

Трубы изготавливают хладостойкого и обычного исполнений. Хладостойкого исполнения – основной металл и сварной шов трубы обеспечивают требования по ударной вязкости KCV при минус 20°С и KCU при минус 60°С и требования по доле вязкой составляющей в изломе образца из основного металла при минус 20°С. Обычного исполнения – основной металл и сварной шов трубы обеспечивают требования по ударной вязкости KCV при 0°С и KCU при минус 40°С и требования по доле вязкой составляющей в изломе образца из основного металла при 0°С.

Номинальный наружный диаметр труб 114...1420 мм, а номинальная толщина стенки 3...40 мм. В таблице 1.2 показано распределение труб по типу и предъявляемые к ним требования по предельному отклонению наружного диаметра.

Таблица 1.2

**Требования к трубам по предельному отклонению наружного диаметра**

Тип труб	Номинальный наружный диаметр, мм	Предельное отклонение, мм
1	от 114 до 140 включ.	±1,2
1, 2	св. 140 до 168 включ.	±1,3
1, 2	св. 168 до 426 включ.	±2,0
1, 2, 3	св. 426 до 1420 включ.	±3,0

Трубы изготовляют классов прочности: К34, К38, К42, К48, К50, К52, К54, К55, К56, К60. Механические свойства основного металла труб в зависимости от класса прочности при испытании образцов на растяжение должны соответствовать нормам, указанным в таблице 1.3.

Таблица 1.3

**Механические свойства основного металла труб  
в зависимости от класса прочности**

Класс прочности	Временное сопротивление	Предел текучести	Относительное удлинение $\delta_5$ , %
	$\sigma_B$ , Н/мм <sup>2</sup>	$\sigma_T$ , Н/мм <sup>2</sup>	
	Не менее		
К34	335	205	24
К38	375	235	22
К42	410	245	21
К48	471	265	21
К50	490	345	20
К52	510	355	20
К54	530	380	20
К55	540	390	20
К56	550	410	20
К60	590	440	20

Показатели ударной вязкости являются важными характеристиками эксплуатации труб. Поэтому ударная вязкость основного металла и металла шва труб всех типов толщиной стенки 6 мм и более на образцах с концентратором вида V и доля вязкой составляющей  $B$  в изломе специального образца основного металла в зависимости от диаметра трубы, рабочего давления и температуры должны соответствовать данным, указанным в таблице 1.4 [15].



### Требования к ударной вязкости в зависимости от диаметра труб

Диаметр труб, мм	Рабочее давление, МПа	KCV основного металла труб, Дж/см <sup>2</sup>	KCV металла шва, Дж/см <sup>2</sup>	Доля вязкой составляющей в изломе образца основного металла B, %
		не менее		
до 530	до 9,8	24,5	24,5	–
530...630	до 9,8	29,4	29,4	–
720...820	до 9,8	29,4	29,4	50
1020	до 5,4	29,4	29,4	50
1020	св. 5,4...7,4	39,2	34,3	60
1020	до 9,8	58,8	34,3	60
1220	до 5,4	39,2	34,3	60
1220	св. 5,4...7,4	58,8	34,3	70
1220	до 9,8	78,4	34,3	80
1420	до 7,4	78,4	34,3	80
1420	св. 7,4...9,8	107,8	34,3	85

### 1.3. Механизмы упрочнения строительных сталей

С ростом темпов строительства возросло потребление толстых листов, при этом повысились требования к механическим свойствам проката. Потребление толстолистового проката (преимущественно шире 3000 мм) составляет более 100 млн. тонн в год и с каждым годом увеличивается. Основными причинами спроса на толстолистовой прокат является развитие судостроения в Азии и, в первую очередь, в Китае, а кроме того, строительство трубопроводов с

использованием труб большого диаметра и в целом строительная отрасль. Более 75 % толстолистного проката потребляется в Китае, Японии и Южной Корее, также крупнейшими потребителями выступают Европа, Северная Америка и СНГ [16]. В настоящее время толстолистый прокат, производимый в Украине, не в полной мере соответствует предъявленным к нему требованиям (по показателям прочности и вязкости). Для конкурентоспособности отечественного проката необходимо повышать механические свойства толстых листов, без увеличения содержания углерода, так как это негативно отражается на свариваемости стали.

Существуют следующие механизмы упрочнения: дисперсионное, дислокационное, субзеренное, зернограничное, упрочнение за счет текстуры и в результате образования твердых растворов. Основной характеристикой прочностных свойств конструкционных сталей является предел текучести, так как эта величина, входит в расчетные формулы. Уравнение Холла-Петча показывает соотношение между пределом текучести и размером зерна:

$$\sigma_T = \sigma_0 + kd^{-1/2}, \quad (1.2)$$

где  $\sigma_0$  – некоторое напряжение трения, которое необходимо для скольжения дислокаций в монокристалле,  $k$  – индивидуальная для каждого материала константа, также называемая «коэффициентом Холла-Петча». Соотношение Холла-Петча дает количественное описание роста предела текучести поликристаллического материала с уменьшением размера зерна. Влияние структурных факторов на прочность обычно представляют в виде модифицированного уравнения Холла-Петча:

$$\sigma_T = \sigma_0 + \sigma_\phi + \sigma_{тр} + \sigma_{ду} + \sigma_d + \sigma_c + k_y d_\phi^{-1/2}, \quad (1.3)$$

где  $\sigma_T$  – предел текучести;  $\sigma_0$  – напряжение от сопротивления движению дислокаций кристаллической решетки;  $\sigma_\phi$  – упрочнение за счет присутствия второй фазы;  $\sigma_{тр}$  – упрочнение за счет твердого раствора;  $\sigma_{ду}$  – упрочнение за счет дисперсных частиц;  $\sigma_d$  – упрочнение за счет дислокаций;  $\sigma_c$  – упрочнение за счет образования субструктуры;  $d_\phi$  – размер зерна феррита,  $k_y$  – коэффициент выражающий напряжение, необходимое для активации движения дислокаций. Одновременно повышают вязкость и прочность стали только механизмы,

связанные с измельчением зерна ( $\sigma_c$  и  $d_f^{-1/2}$ ). Использование механизмов упрочнения, путем измельчения ферритного зерна в комбинации с другими механизмами, легло в основу термического упрочнения проката.

Для различных сталей доля вклада отдельных механизмов упрочнения в величину предела текучести неодинакова. Каждый из механизмов может воздействовать на материал самостоятельно или играть решающую роль [17].

*Твердорастворное упрочнение* осуществляется в результате растворения легирующих элементов в твердом растворе. Предел прочности, текучести и твердость стали повышаются при образовании твердого раствора. Это объясняется искажением области решетки вокруг атомов растворенного элемента, находящихся в плоскости скольжения, которое затрудняет продвижение дислокаций. В легированных сталях часть легирующих элементов растворяется в  $\alpha$ -фазе, образуя твердый раствор. При этом происходит упрочнение феррита из-за разницы в атомных размерах железа и легирующих элементов. Образование твердого раствора возможно по принципу замещения и внедрения (рис. 1.2).

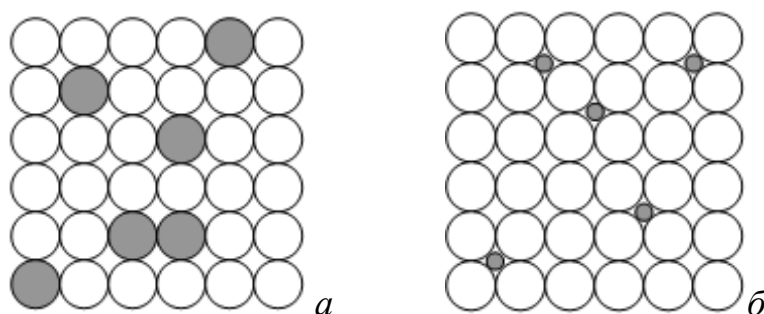


Рис. 1.2. Твердые растворы: *a* – замещения; *б* – внедрения.

Твердые растворы замещения образуются при занятии некоторых узлов кристаллической решетки атомами растворенного элемента. Твердые растворы внедрения возникают путем внедрения атомов растворенного элемента в междоузлия – октаэдрические и тетраэдрические пустоты решетки растворителя. Металлы (Ni, Cu) образуют с железом твердые растворы замещения, а неметаллы (B, C, N, O, H) - растворы внедрения. В зависимости от типа твердого раствора величина упрочнения будет различной, так как степень искажения

кристаллической решетки различна. При образовании твердого раствора внедрения прочность во много раз больше, чем при образовании твердого раствора замещения [18].

*Деформационное или дислокационное упрочнение.* С увеличением степени холодной деформации свойства, характеризующие сопротивление деформации, повышаются, а пластичность металла уменьшается (рис. 1.3). Это явление роста упрочнения получило название *наклепа*. Упрочнение металла в процессе пластической деформации реализуется в результате увеличения числа дефектов кристаллического строения (дислокаций, вакансий, межузельных атомов). Так как все дефекты кристаллического строения затрудняют движение дислокаций, следовательно, повышают сопротивление деформации. В деформационное упрочнение наибольший вклад вносит увеличение плотности дислокаций в структуре, так как возникающее при этом взаимодействие между ними тормозит их дальнейшее движение.

Дислокационное упрочнение кристаллов разделяют на три стадии:

Стадия I, отмечаемая на кривой зависимости напряжения от деформации (рис. 1.4) – характеризуется почти линейной зависимостью напряжений от величины деформации при малой степени упрочнения из-за малого скопления дислокаций.

Стадия II – характеризуется формированием ячеистой субструктуры. Ячейки практически свободны от дислокаций и ограничены субграницами, в которых сосредоточены почти все дислокации. Создание препятствий, задерживающих дальнейшее движение дислокаций по плоскостям скольжения, вызывает сильное упрочнение металла.

Стадия III – уменьшение деформационного упрочнения. Возникает новое распределение дислокаций в объеме кристалла. Развивается поперечное скольжение, которое является основным механизмом обхода дислокационных барьеров. Происходят процессы так называемого динамического возврата [19].

Деформационное упрочнение  $\Delta\sigma_d$  определяется зависимостью:

$$\Delta\sigma_d = \alpha m G b \rho^{1/2}, \quad (1.4)$$

где  $\alpha$  – коэффициент, зависящий от характера взаимодействия дислокаций при деформационном упрочнении;  $m$  – ориентационный множитель.

Необходимо учитывать, что упрочнение в результате повышения плотности дислокаций ( $\rho$ ) имеет свои пределы. Если  $\rho = 10^8 \dots 10^9 \text{ см}^{-2}$ , при этом деформационное упрочнение невелико и им можно пренебречь ( $\Delta\sigma_d = 10 \dots 30 \text{ МПа}$ ). Значения деформационного упрочнения становятся существенными только при достижении значения  $\rho > 10^{10} \text{ см}^{-2}$  ( $\Delta\sigma_d > 100 \text{ МПа}$ ), когда сталь заметно наклепана в результате закалки или холодной деформации, либо прошли не полностью процессы рекристаллизации после горячей деформации. Однако плотность дислокаций не должна превышать  $10^{12} \dots 10^{13} \text{ см}^{-2}$ , так как при больших значениях  $\rho$  в металле образуются трещины [20].

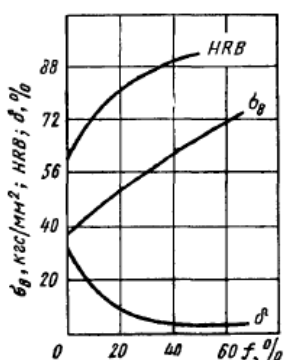


Рис. 1.3. Влияние пластической деформации на свойства стали.

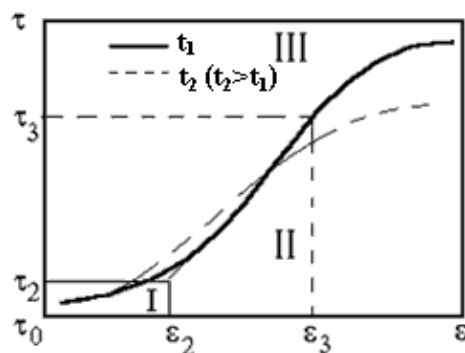


Рис. 1.4. Кривые упрочнения кристаллов с г.ц.к. решеткой при температуре  $t_1$  и  $t_2$ .

*Зернограничное упрочнение.* Если в зерне с благоприятной ориентировкой возникает напряжение, являющееся источником движения дислокаций, тогда в нем раньше, чем в соседнем кристалле, будет происходить перемещение, затем и скопление, пришедших к границе зерна дислокаций. Возникающие поля напряжений накладываются на внешние: это приводит к тому, что в соседних кристаллах будет достигнуто напряжение текучести. Таким способом распространяется пластическая деформация в соседние зерна. Этот процесс затрудняется, когда размер зерна уменьшается, число скопившихся на границах

зерен дислокаций уменьшается, уменьшаются поля напряжений, и тормозится движение дислокаций. Но главное это то, что увеличивается набор разориентировок зерен, что суммарно делает границы более эффективным препятствием [21 – 22].

По формуле Холла-Петча можно рассчитать упрочнение, вносимое границами зерен:

$$\Delta\sigma_3 = k_y d^{-1/2}, \quad (1.5)$$

где  $\Delta\sigma_3$  – зернограницное упрочнение;  $d$  – размер зерна;  $k_y$  – коэффициент определяемый для данной стали и сплава.

Из формулы видно, что чем меньше размер зерна, тем выше должна быть прочность. Эффективность зернограницного упрочнения определяется степенью измельчения зерна. Мелкозернистая структура обладает более высоким сопротивлением деформации, чем крупнозернистая. На границах зерен скапливаются дефекты решетки, дислокации не могут переходить через границу в другое зерно и начинают тормозиться. Границы зерен являются барьером на пути дислокации из одного зерна в другое, то есть препятствуют движению дислокаций [10].

Существуют следующие способы измельчения зерна:

1. Введение в сталь легирующих элементов (алюминий, ниобий, титан), образующих устойчивые до довольно высоких температур карбиды, нитриды и карбонитриды способствует измельчению зерна. При нагреве стали карбонитриды, находясь на границах зерен, сдерживают рост зерна.

2. Второй способ измельчения зерна – применение термической обработки, например, термоциклирования.

3. В-третьих, существуют различные виды термомеханической обработки (ТМО), одним из разновидностей которой является контролируемая прокатка (КП), направленная как раз на получение мелкого зерна феррита в стали.

*Упрочнение дисперсионными частицами.* Различают два вида упрочнения сталей и сплавов в результате выделения избыточных фаз: дисперсионное и дисперсное. *Дисперсионное упрочнение* или твердение – повышение прочности

при старении или отпуске в результате распада образовавшегося после закалки пересыщенного твердого раствора. *Дисперсное упрочнение* – повышение прочности путем искусственного введения в сплав мелких частиц избыточных фаз.

Повышение прочности за счет выделения частиц избыточных фаз зависит от свойств и структуры этих фаз, их связи со структурой матрицы, размера и формы частиц, их характера распределения в матрице. Наибольшее упрочнение за счет выделения избыточных фаз достигается в тех случаях, когда они дисперсны, равномерно распределены в объеме матрицы, а расстояние между частицами мало [23].

Частицы избыточных фаз пересекают плоскости скольжения дислокаций матрицы и препятствуют их дальнейшему движению. Если частицы когерентны матрице, то дислокации могут проходить через них, «перерезать» частицы. Если частицы некогерентны матрице, то дислокации «проталкиваются» между ними, оставляя петли вокруг частиц. Напряжение, необходимое для «проталкивания» определяют по следующей формуле:

$$\tau = \alpha Gb/l, \quad (1.6)$$

где  $l$  – расстояние между частицами;  $\alpha$  – коэффициент.

Как видно из формулы (1.6), прочностные свойства растут обратно пропорционально расстоянию  $l$  между частицами.

Напряжение, необходимое для «перерезания» частиц определяют по формуле (1.7).

$$\tau = (\sqrt{6/\pi}) (Q\gamma_s/r), \quad (1.7)$$

где  $Q$  – объемная доля выделений;  $\gamma_s$  – поверхностная энергия на границе раздела матрица – выделение.

В процессе дисперсионного упрочнения в стали протекают два противоположных по влиянию на прочность процесса: а) разупрочнение в результате распада перенасыщенного твердого раствора, так как снижается твердорастворное упрочнение матрицы; б) упрочнение вследствие выделения дисперсных частиц [24].

Дисперсное упрочнение зависит от количества легирующего элемента, образующего дисперсную упрочняющую фазу. Чем больше количество такого элемента выделяется в виде дисперсной фазы, тем больше упрочнение. Дисперсионное основано на том, что дисперсионные частицы являются препятствиями на пути движения дислокаций, в результате повышается напряжение течения, то есть предел текучести. Основными частицами упрочняющими стали и сплавы являются: карбиды ( $\text{Fe}_3\text{C}$ ,  $\text{NbC}$ ,  $\text{TiC}$ ), нитриды ( $\text{Fe}_4\text{N}$ ,  $\text{CrN}$ ,  $\text{MoN}$ ,  $\text{TiN}$ ,  $\text{AlN}$ ), интерметаллиды ( $\text{NiAl}$ ,  $\text{NiTi}$ ,  $\text{FeV}$ ) [25].

#### 1.4. Упрочнение листового проката из низкоуглеродистых сталей

Долгое время полагали, что низкоуглеродистая сталь при закалке не упрочняется. В работе [26] это утверждение было опровергнуто и показано, что превращение аустенита в мартенсит в низкоуглеродистой стали протекает по тем же законам, что и в стали с более высоким содержанием углерода.

Термическое упрочнение проката с отдельного нагрева начали использовать в качестве основного способа упрочнения строительных низкоуглеродистых сталей. Нагрев проката перед закалкой, а также последующий отпуск после закалки осуществляли в проходных роликовых печах. После нагрева изделия охлаждали в воде с повышенной скоростью ( $\approx 30^\circ\text{C}/\text{с}$ ) в закалочных устройствах. Термически улучшенные стали типа Ст3 имели  $\sigma_T \geq 300$  МПа; низколегированные стали ферритно-перлитного класса –  $\sigma_T \geq 390$  МПа (10Г2С1, 10ХСНД); стали ферритно-бейнитного класса –  $\sigma_T \geq 490$  МПа (09Г2ФБ).

В 50-тых годах основы термомеханического упрочнения строительных низкоуглеродистых низколегированных и микролегированных сталей были разработаны рядом ученых-металлургов. Академиком В. Д. Садовским с сотрудниками [27] был открыт и исследован эффект высокотемпературной термомеханической обработки (ВТМО) заключающийся в одновременном повышении прочности и пластичности стали при совмещении пластической деформации в аустенитном состоянии с последующей закалкой стали.



Академик К. Ф. Стародубов впервые в СССР осуществил на прокатных станах термомеханическую обработку. Суть разработанной им технологической схемы: изделия интенсивно охлаждаются в процессе деформации, в потоке, непосредственно на выходе из прокатного стана, в специальных охлаждающих устройствах.

Термическое упрочнение сталей массового производства в технологическом потоке, в сравнении с термическим упрочнением с отдельного нагрева, обладает рядом преимуществ: существенно снижается себестоимость упрочнения; достигается более высокий комплекс механических свойств; понижается порог хладноломкости. В результате сочетания горячей деформации и последующих управляемых термических операций достигается значительная экономия энергии, связанная с использованием тепла прокатного нагрева. Процесс сопровождается значительным упрочнением путём фиксации дислокационной тонкой структуры, сформировавшейся в результате деформации. Использование такой стали, в металлоконструкциях снижает расход металла на 30...50 %. Применение изделий, термически упрочненных в потоке стана, из-за ряда достоинств, в значительной мере вытеснило термическое упрочнение проката с отдельного нагрева [28 – 29].

В работах [30 – 31] было исследовано влияние различных факторов (время между деформацией и охлаждением, температура металла перед ускоренным охлаждением, скорость охлаждения и т.п.) на упрочнение низкоуглеродистой стали.

Исследования в области упрочнения проката продолжают Большаковым В. И. и его сотрудниками в ПГАСА, основным направлением которых является получение при закалке таких перспективных структур как игольчатый феррит, верхний бейнит и их комбинации [32 – 37].

Большой вклад в разработку теории термомеханической обработки конструкционных сталей внес М. Л. Бернштейн. В своей работе [38] он рассмотрел особенности структуры продуктов превращения деформированного аустенита в перлитной, промежуточной и мартенситной областях. А также

исследовал изменения механических свойств сталей при различных видах термомеханической обработки (ТМО).

ТМО подразделяется на высокотемпературную (ВТМО), низкотемпературную (НТМО), механико-термическую (МТО) и предварительную термомеханическую обработку (ПТМО). Получившую распространение в контролируемую прокатку также считают разновидностью ТМО [39]. При ВТМО сталь нагревают, деформируют и сразу же подвергают закалке в устройствах ускоренного охлаждения с последующим низким отпуском (рис. 1.5, *а*). При НТМО (рис. 1.5, *б*) сталь нагревают и охлаждают, а после деформируют, далее следует закалка с низким отпуском. Низкотемпературная обработка получила незначительное применение [40]. Наиболее часто применяют ВТМО, так как ее преимущество в том, что заготовки сразу после окончания горячей деформационной обработки могут подвергаться закалке без специального нагрева, используя только тепло проката. Достигается экономия топлива, необходимого на повторный нагрев, также сокращается время получения готовой продукции, повышаются механические свойства стали [41 – 42].

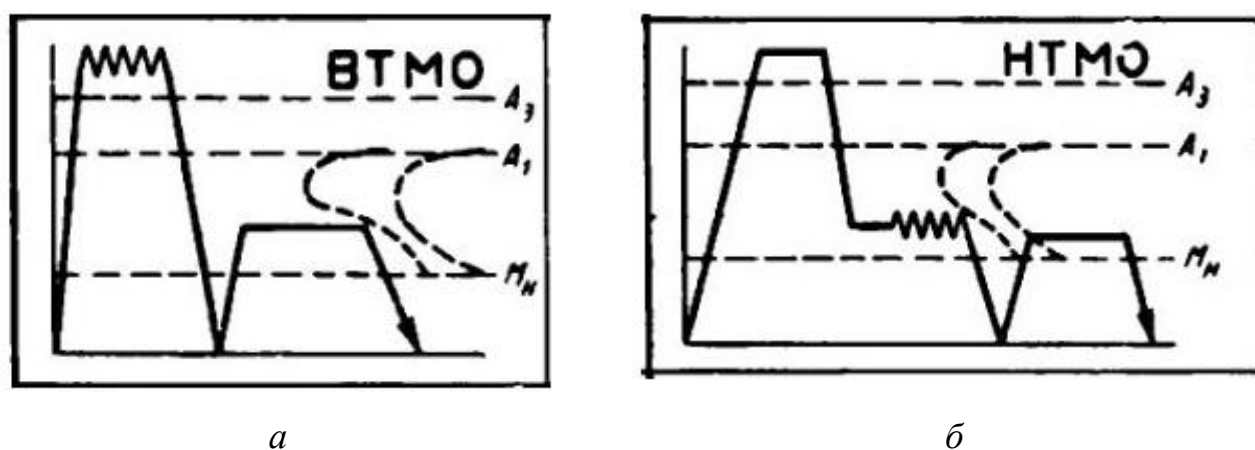


Рис. 1.5. Схемы термомеханической обработки стали: *а* – высокотемпературная термомеханическая обработка; *б* – низкотемпературная термомеханическая обработка [43].

Вышеперечисленные работы повлияли на применение ТМО при производстве проката (листы, фасонные профили, арматура) низкоуглеродистых

строительных сталей. Преимуществом ТМО является то, что при существенном увеличении прочности, пластичность снижается незначительно, а ударная вязкость увеличивается в 1,5...2 раза по сравнению с ударной вязкостью для той же стали после закалки с низким отпуском.

В 70-ые годы была разработана технология контролируемой прокатки (КП), этот вид ТМО включает в себе такие механизмы упрочнения как измельчение ферритного зерна, твердорастворное, дислокационное, дисперсионное, субзеренное и упрочнение за счет текстуры. Изделия, изготовленные по технологии КП, обладают высокой прочностью, пластичностью, вязкостью, хладостойкостью, свариваемостью при экономном легировании. Кроме этого применение технологии КП исключает такую дорогостоящую операцию как термическое улучшение (рис. 1.6, а).

Термин «контролируемая прокатка» в технической литературе не точен. Л. И. Эфрон в своей работе [44] к КП отнес только те технологические схемы ТМО конструкционной стали, которые обеспечивают определенное заданное состояние аустенита (наклеп, полигонизацию или первичную рекристаллизацию) непосредственно перед превращением  $\gamma \rightarrow \alpha$  (также и на отдельных стадиях деформации). В КП наибольшее значение имеет соотношение между температурами деформации, рекристаллизации аустенита и  $\gamma \rightarrow \alpha$  превращения. Можно выделить три отдельные схемы контролируемой прокатки [45]:

1. Высокотемпературная рекристаллизационная обработка – рекристаллизация аустенита проходит между окончанием деформации и началом  $\gamma \rightarrow \alpha$  превращения.

2. Деформация происходит выше  $A_{r3}$ , но в температурной области, где рекристаллизация аустенита подавлена.

3. Деформация в двухфазной области, ниже  $A_{r3}$ , но выше  $A_{r1}$ .

В 80-ые годы технологический процесс контролируемой прокатки совместили с ускоренным охлаждением (КП + УО). Путем комбинации КП + УО в низкоуглеродистых микролегированных сталях достигается еще большее измельчение зерна без дополнительного увеличения содержания легирующих

элементов, более высокие показатели прочности в результате дополнительного дисперсионного упрочнения и дисперсного распределения бейнита в ферритной матрице (рис. 1.6, б). По технологии КП + УО для получения тостого листа с уникальным сочетанием прочности, вязкости и свариваемости охлаждение можно начинать как в аустенитной, так и в двухфазной области. От выбора температуры окончания деформации и начала ускоренного охлаждения зависит формирование конечной структуры, а значит и свойств стали. В связи с этим исследованию структурообразования при КП + УО посвящен целый ряд работ [46 – 51].

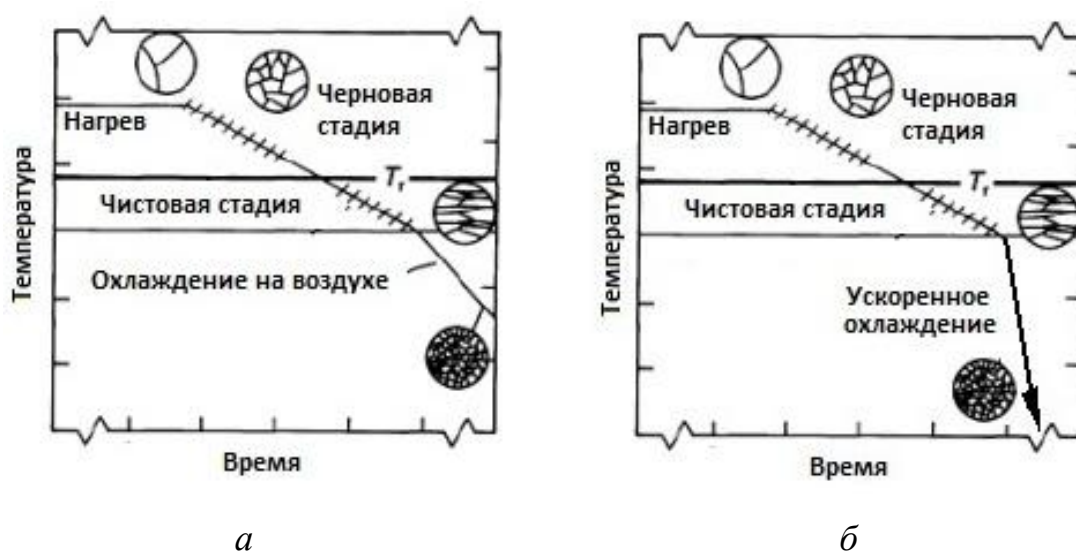


Рис. 1.6. Схемы контролируемой прокатки: *а* – контролируемая прокатка; *б* – контролируемая прокатка с ускоренным охлаждением.

### 1.5. Применение термической обработки из межкритического интервала температур

Широкое применение в промышленности получила закалка из МКИТ малоуглеродистых сталей, которые используют для глубокой вытяжки. Эти стали обладают высокими значениями временного сопротивления, равномерного и общего удлинения, низким сопротивлением малым пластическим деформациям, в результате они хорошо штампуются и имеют высокую прочность в отштампованных изделиях. Благодаря этим свойствам из малоуглеродистых

сталей изготавливают штампованные детали и изделия. После закалки в двухфазной области в структуре готового изделия формируется смесь феррита и мартенсита [52].

Получили распространение исследования влияния изотермической закалки из МКИТ среднеуглеродистых и малоуглеродистых сталей [53 – 55].

Эффект термической обработки, заключающейся в закалке от температур межкритического интервала впервые был исследован и описан для инструментальных сталей [56].

Межкритическая закалка повышает прочность углеродистой стали У8 в закаленном состоянии на 40 %, после низкого отпуска на 20 %, а ударную вязкость на 25 % в закаленном состоянии и, соответственно, на 20 % в отпущенном. Для сталей 6Х4М2ФС и 8Х4В2С2МФ улучшение вязких свойств после межкритической закалки проявляется в узком интервале температур ( $A_{c1} + 30 \dots 50^\circ\text{C}$ ) [57].

В настоящее время наиболее распространена закалка из межкритического интервала температур конструкционных среднеуглеродистых сталей [58 – 62]. Такая обработка позволяет повысить пластические и вязкие свойства, не снижая при этом прочность.

В работе [60] исследовано влияние нормализации в МКИТ с высоким отпуском и различными средами охлаждения; высокотемпературной нормализации, закалки от температур МКИ и высокого отпуска для среднеуглеродистых сталей 26Г2СБА и 25ХГМНТБА. Определено что оптимальным режимом термической обработки проката из стали 26Г2СБА является нормализация от  $930^\circ\text{C}$ , закалка от  $A_{c3}$  ( $830^\circ\text{C}$ ) и высокий отпуск при температуре  $590 \dots 610^\circ\text{C}$  с последующим охлаждением в воде. Оптимальный режим для стали 25ХГМНТБА – нормализация от  $930^\circ\text{C}$ , закалка от  $A_{c1} + 40 \dots 60^\circ\text{C}$  и высокий отпуск  $600^\circ\text{C}$  с последующим охлаждением в воде.

В работе [61] межкритическую закалку с высоким отпуском проводили для среднеуглеродистых сталей марок 30ХГС и 35ХГС. Фазовые превращения для этих сталей наблюдаются при  $720 \dots 830^\circ\text{C}$ . По результатам механических

испытаний ударная вязкость после закалки из  $\gamma$ - $\alpha$  области (760...780°C) с последующим отпуском выше, чем после закалки из  $\gamma$ -области (950°C) в 1,5...2 раза.

Закалка от температур  $A_{c1}$ ... $A_{c3}$  основана на явлении магнитострикционного эффекта при нагреве и охлаждении сталей из МКИТ [62]. Такая обработка сопровождается закрытием микропор и повышением плотности с последующим увеличением прочности и твердости для инструментальных сталей. Закалка от температур МКИ с последующим отпуском 500...600°C приводит к уменьшению деформации изделий.

В последнее время распространение получила прокатка низкоуглеродистых низколегированных сталей из-за показателей свариваемости, сочетания высокой пластичности, вязкости и прочности. Однако в последние десятилетия вырос спрос на толстолистовой прокат и, соответственно, требования к нему. В состоянии поставки листы не обеспечивают требуемую долговечность деталей машин из-за сравнительно невысоких прочностных свойств, с увеличением толщины листа снизились показатели ударной вязкости. Обычно доэвтектоидные стали подвергаются обработке при температурах выше  $A_{c3}$  (1000...1100°C). Обработка из МКИТ используется для малоуглеродистых сталей, применяемых для глубокой вытяжки. К настоящему времени температурная обработка с нагревом в МКИ низкоуглеродистых сталей применяемых для проката еще мало изучена, поэтому представляет научный интерес.

### **1.6. Фазовые и структурные превращения, происходящие при нагреве низкоуглеродистых сталей в межкритический интервал температур и последующем ускоренном охлаждении**

Температуры фазовых превращений при нагреве являются важной характеристикой стали для определения режимов термической обработки. Процессы, происходящие при нагреве в области межкритического интервала температур,

количественное соотношение  $\gamma$ - $\alpha$  и концентрация углерода в обеих фазах определяют свойства и структуру стали после охлаждения.

Исследование процессов в МКИТ сохраняет актуальность со времен Чернова [63] до сегодняшнего дня [64 – 66], так как эти процессы и явления определяют один из важнейших критериев качества стальных материалов – действительное зерно аустенита, от которого во многом зависят механические и физические свойства изделия. Существует большое количество работ [64 – 71], которые посвящены процессам образования аустенита в МКИТ в сталях.

Большой вклад в изучение фазовых структурных превращений при нагреве в МКИТ сталей, внесли работы В. Д. Садовского, Б. Г. Сазонова, С. С. Дьяченко, С. А. Голованенко, Н. М. Фонштейн, М. И. Гольдштейна, М. Л. Бернштейна, Л. С. Малинова и других.

При нагреве в МКИТ формируется двухфазная структура, состоящая из феррита и аустенита. При выдержке доэвтектоидной стали в двухфазной области происходит перераспределение углерода в  $\gamma$  и  $\alpha$  фазах, причем при различных температурах МКИ это перераспределение изменяется [67]. При нагреве до  $Ac_1 \dots Ac_3$  концентрация углерода в аустените значительно превышает его среднее содержание в стали. В непревращенном феррите при нагреве до МКИТ концентрация углерода меньше, чем при температуре эвтектоидного превращения. С повышением температуры в пределах МКИ количество  $\gamma$ -фазы увеличивается, а содержание углерода в ней снижается.

В процессе нагрева в двухфазную область и выдержки происходит перераспределение примесей и легирующих элементов между фазами. Феррит обогащается кремнием и фосфором, аустенит – марганцем, хромом и никелем. Перераспределение примесей и легирующих элементов влияет на свойства стали, к примеру, изменение концентрации фосфора приводит к отсутствию отпускной хрупкости, а повышение концентрации углерода – к повышению прочности. Следует отметить, что перераспределение углерода между  $\gamma$  и  $\alpha$  фазами осуществляется сравнительно быстро, а перераспределение легирующих

элементов протекает медленно из-за их малой диффузионной активности. В следствии этого, распределение легирующих элементов в новообразовавшейся фазе (аустените) оказывается неоднородным [68].

По химическому составу аустенит существенно отличается от феррита и цементита. Поэтому для появления зародышей  $\gamma$ -фазы необходимо перераспределение углерода в исходном твердом растворе. Зародыши аустенита возникают на различных поверхностях раздела (межфазных границах, границах зерен, границах субзерен феррита). Таким образом аустенитные зерна образуются на межфазных границах феррит – цементит, так как высока вероятность возникновения необходимых для зарождения  $\gamma$ -зерен флуктуаций углерода (особенно вблизи карбидных частиц). При нагреве доэвтектоидной стали с низким содержанием углерода в межкритический интервал температур зародыши аустенита возникают как в перлите на межфазных границах феррит – цементит, так и на границах зерен феррита. Быстрее происходит образование  $\gamma$ -фазы в перлитных колониях из-за разницы концентраций углерода в феррите и цементите, где зарождение и рост аустенитных зерен протекает легче. Механизм роста возникших аустенитных участков следующий: после исчезновения перлита (то есть при нагреве выше критической точки  $A_{c1}$ ) аустенит, образовавшийся на месте его колоний, начинает поглощать оставшиеся ферритные зерна. Возникает диффузия углерода в аустенит для его роста, через некоторое время концентрация углерода в объеме аустенита достигает равновесного значения и его рост прекращается. Количественное соотношение аустенит – феррит соответствует диаграмме железо – углерод [69].

Перенагрев выше  $A_{c1}$  практически немедленно приводит к появлению зародышей аустенита, это связано с большой протяженностью межфазных границ в исходном перлите и механизмом формирования зародышей [70]. Образование зародыша аустенита носит двухстадийный характер. Первая стадия – бездиффузионное когерентное зарождение тонкого кристалла аустенита, соответствующего исходному содержанию углерода в феррите, из которого он образовался. Вторая стадия – диффузионный обмен через границу раздела фаз,



обогащение аустенита по углероду при растворении в нем примыкающего атомного слоя цементитной пластинки. Аустенит, образовавшийся в перлитных колониях на межфазной границе феррит – цементит имеет градиент концентрации по углероду внутри зерна и, как следствие, вызывает развитие встречных диффузионных потоков углерода и железа по толщине зерна [71].

При ускоренном охлаждении в воду (закалке) из МКИТ происходит превращение аустенита в мартенсит. Часть феррита при нагреве не испытывает полиморфного превращения, поэтому этот вид термической обработки называется неполной закалкой. Конечная структура стали состоит из мелкозернистого феррита и дисперсных участков мартенсита, расположенных по границам ферритных зерен. Количественное соотношение структурных составляющих можно регулировать, изменяя температуру и время выдержки в двухфазной области [69].

После закалки из МКИ прочность стали ниже, чем после закалки из  $\gamma$ -области, однако ее применение позволят получить благоприятное сочетание прочности, пластичности и ударной вязкости стали. С увеличением количества мартенсита прочность растет, а пластичность и ударная вязкость снижается.

Как следует из диаграммы железо – углерод, при нагреве стали в двухфазную область количество аустенита будет определено температурой нагрева и содержанием углерода в стали. После закалки получается феррито-мартенситная структура, которую можно рассматривать как композиционный материал, состоящий из мягкого пластинчатого феррита и прочного мартенсита. Свойства стали определяются количеством мартенсита и феррита, а так же размеров ферритных зерен [10].

## РАЗДЕЛ 2. МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДИКИ ИССЛЕДОВАНИЯ

Прокат из низкоуглеродистых сталей является наиболее распространенным видом готовой продукции черной металлургии, который находит применение в строительстве. К прокату из строительных сталей предъявляют ряд требований: высокая прочность, вязкость и пластичность, а также относительно невысокая цена. Низкоуглеродистые стали типа 10Г2ФБ и 09Г2С, применяемые для строительства нефтепроводов и газопроводов по своим технологическим характеристикам (предел текучести, предел прочности, относительное удлинение, свариваемость) превышают значения конструкционных углеродистых сталей обыкновенного качества Ст2сп, Ст3сп, Ст3пс, Ст3Гпс и качественных 08кп, 35. При высоких показателях предела текучести и свариваемости стали 10Г2ФБ и 09Г2С имеют меньшую стоимость по сравнению со сталями 16Г2АФ, 10ХСНД, что является положительным моментом при обосновании выбора материала.

Материалы исследования – конструкционные низкоуглеродистые низколегированные стали 10Г2ФБ и 09Г2С, применяемые в строительной индустрии для изготовления непрерывнолитых слябов, рулонного и толстолистового проката, магистральных нефте- и газопроводов. В таблице 2.1 указан химический состав сталей [72].

Таблица 2.1

### Химический состав стали 10Г2ФБ и 09Г2С

10Г2ФБ	<b>C</b>	<b>Mn</b>	<b>Si</b>	<b>S</b>	<b>P</b>
	0,09-0,12	1,55-1,75	0,15-0,35	≤0,006	≤0,02
	<b>Al</b>	<b>V</b>	<b>Nb</b>	<b>Ti</b>	<b>C<sub>ЭКВ</sub></b>
	0,02-0,05	0,09-0,12	0,02-0,04	0,01-0,035	≤0,43
09Г2С	<b>C</b>	<b>Mn</b>	<b>Si</b>	<b>S</b>	<b>P</b>
	≤0,12	1,3-1,7	0,5-0,8	≤0,03	≤0,035
	<b>Al</b>	<b>V</b>	<b>Nb</b>	<b>Ti</b>	<b>C<sub>ЭКВ</sub></b>
	–	–	–	–	≤0,46

Методики исследования: световая количественная и качественная микроскопия (металлографический микроскоп «Аxiomat 120», Неофот-2); электронная микроскопия (растровый электронный микроскоп ЭМ 106 И; просвечивающий ЭМ 125 К); стандартные механические методы испытаний: на растяжение, на ударную вязкость при температурах  $-40$  и  $+20^{\circ}\text{C}$  на образцах с острым надрезом, определение твердости по Роквеллу; расчет размера зерна по стандартной методике и программе «Металл 1.0» [73].

## 2.1. Выбор температурных точек в межкритическом интервале

Для исследования влияния различных температур прокатки в межкритическом интервале на формирование структуры и свойств листов из стали 10Г2ФБ и 09Г2С интервал необходимо разбить на температурные точки. На рис. 2.1 представлена схема возможных вариантов разбивки МКИ температур: начиная с интервала по  $40^{\circ}\text{C}$  – 6 точек и заканчивая разбивкой по  $10^{\circ}\text{C}$  – 21 точка.

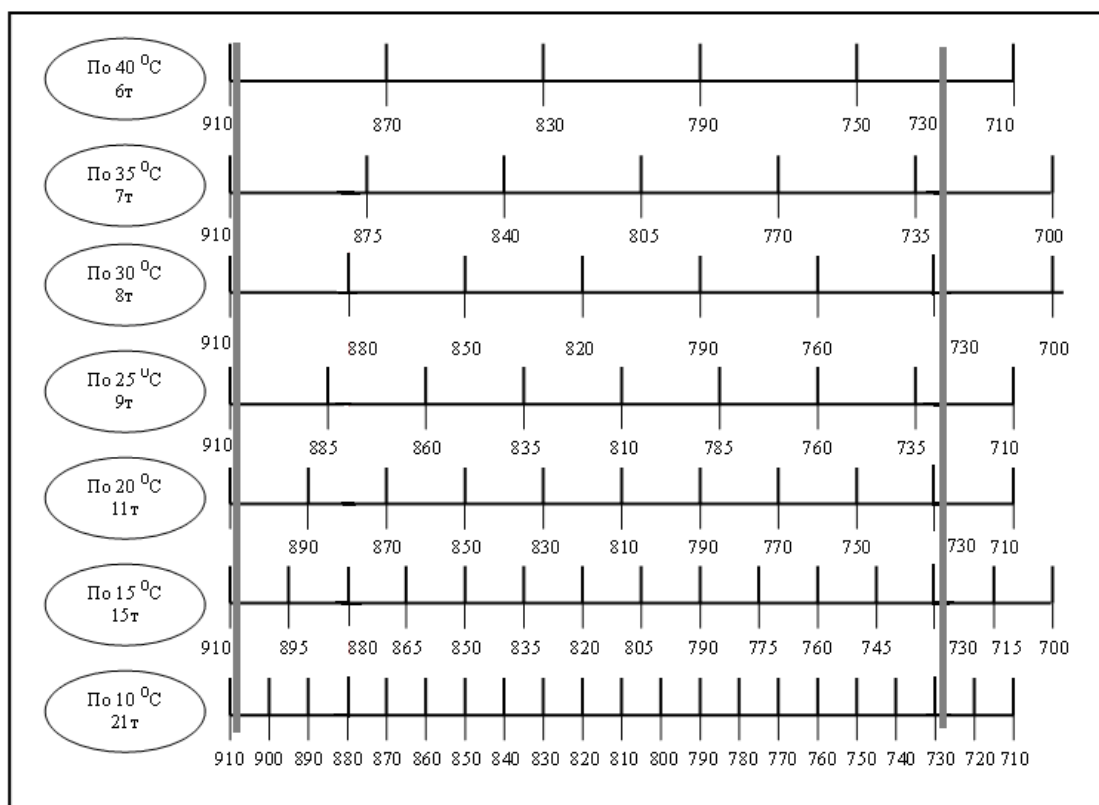


Рис. 2.1. Схема вариантов разбивки межкритического интервала температур.

Для исследования МКИ температур был выбран наиболее оптимальный вариант, представленный на рис. 2.2. В результате межкритический интервал температур (910...727°C) был разбит на 8 точек через каждые 25°C.

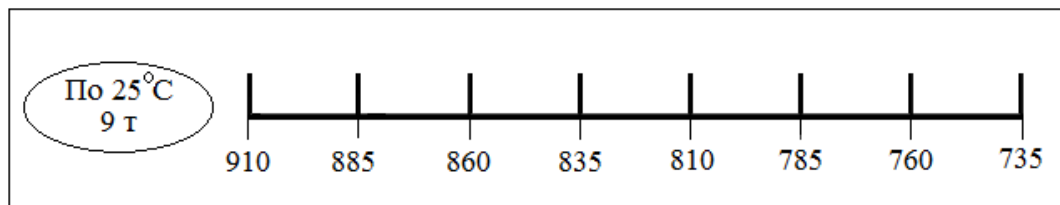


Рис. 2.2. Выбранные для исследования температурные точки в межкритическом интервале температур.

## 2.2. Вырезка образцов для лабораторной прокатки

Перед проведением экспериментальной прокатки в лабораторных условиях из листа вырезали образцы. Место вырезки образцов по отношению к направлению прокатки и длине проката осуществлялось вдоль, от любого конца листового и широкополосного проката [74]. На рис. 2.3 представлен образец размерами 180 × 18 × 18 мм для проведения экспериментальной прокатки в лабораторных условиях.

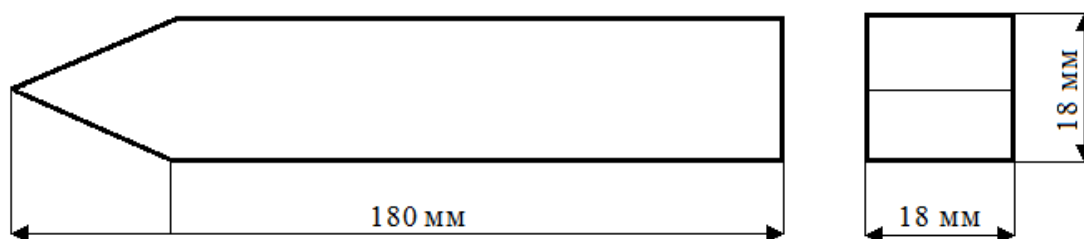


Рис. 2.3. Образец для проведения экспериментальной прокатки в лабораторных условиях.

### 2.3. Выбор режимов деформации в лабораторных условиях

Для проведения прокатки в лабораторных условиях необходимо определить следующие параметры: температуру нагрева, время выдержки в печи, степень и дробность деформации, интервал между деформацией и закалкой, закалочную среду.

При нагреве и выдержке выше  $A_{c3}$  происходит гомогенизация аустенита, распределение углерода и легирующих элементов по всему объему листа. В связи с этим температура и время выдержки должны быть достаточными для равномерного распределения (микро)легирующих элементов, так как происходит твердорастворное упрочнение аустенита и при охлаждении в образовавшемся феррите – дисперсионное твердение в результате выделения карбонитридов ниобия и ванадия (в стали 10Г2ФБ). Степень деформации составила 45 %, а толщина образцов равная 18 мм позволила осуществить ее за один проход. Интервал между деформацией и закалкой составил  $\approx 5$  сек.

В производственных условиях после прокатки и охлаждения толстых листов наблюдается наличие различных структурных составляющих по всему объему: в верхних слоях образуются более прочные и твердые структурные элементы, а в середине листа – вязкие и пластичные. Это связано с неравномерным отводом тепла по краям и в середине толстого листа. При охлаждении на воздухе структура стали в образцах размером  $18 \times 18 \times 180$  мм состоит из феррито-перлитной смеси, а при закалке в воду – из выделившегося ранее доэвтектоидного феррита, мартенсита и некоторого количества остаточного аустенита. Для имитации чистовой прокатки и получения структур толстолиствого проката в лабораторных условиях в качестве закалочной среды было выбрано масло. Закалка в масло образцов толщиной 18 мм позволяет получить необходимый комплекс структур.

Прокатка была проведена по следующей схеме: нагрев в печи выше точки  $A_{c3}$  (до  $1000^\circ\text{C}$ ) время выдержки составило 90 минут → нагрев во второй печи с

выдержкой по 10 мин. до выбранных температур в двухфазной области → деформация на 45 % за один проход → закалка в масло (табл. 2.2 и рис. 2.4).

Прокатка в лабораторных условиях была осуществлена на базе Института черной металлургии им. З. И. Некрасова НАН Украины, деформация проводилась на прокатном стане ДУО 250. Прокатку проводили для низкоуглеродистых сталей марок 10Г2ФБ и 09Г2С.

Таблица 2.2

**Данные прокатки в лабораторных условиях**

№	Печь №1		Печь №2		Деформация, 45%	Закалка
	t, °C	Время выдержки, мин	t, °C	Время выдержки, мин	Количество проходов	Закалочная среда
1	1000	90	910	10	1	масло
2	1000	90	885	10	1	масло
3	1000	90	860	10	1	масло
4	1000	90	835	10	1	масло
5	1000	90	810	10	1	масло
6	1000	90	785	10	1	масло
7	1000	90	760	10	1	масло
8	1000	90	735	10	1	масло

Гармонограмма лабораторной прокатки (рис. 2.4) отображает ход технологических процессов лабораторной прокатки. На ней показаны температура нагрева в  $\gamma$ -область, температуры нагрева в межкритическом интервале, время выдержки и степень деформации.

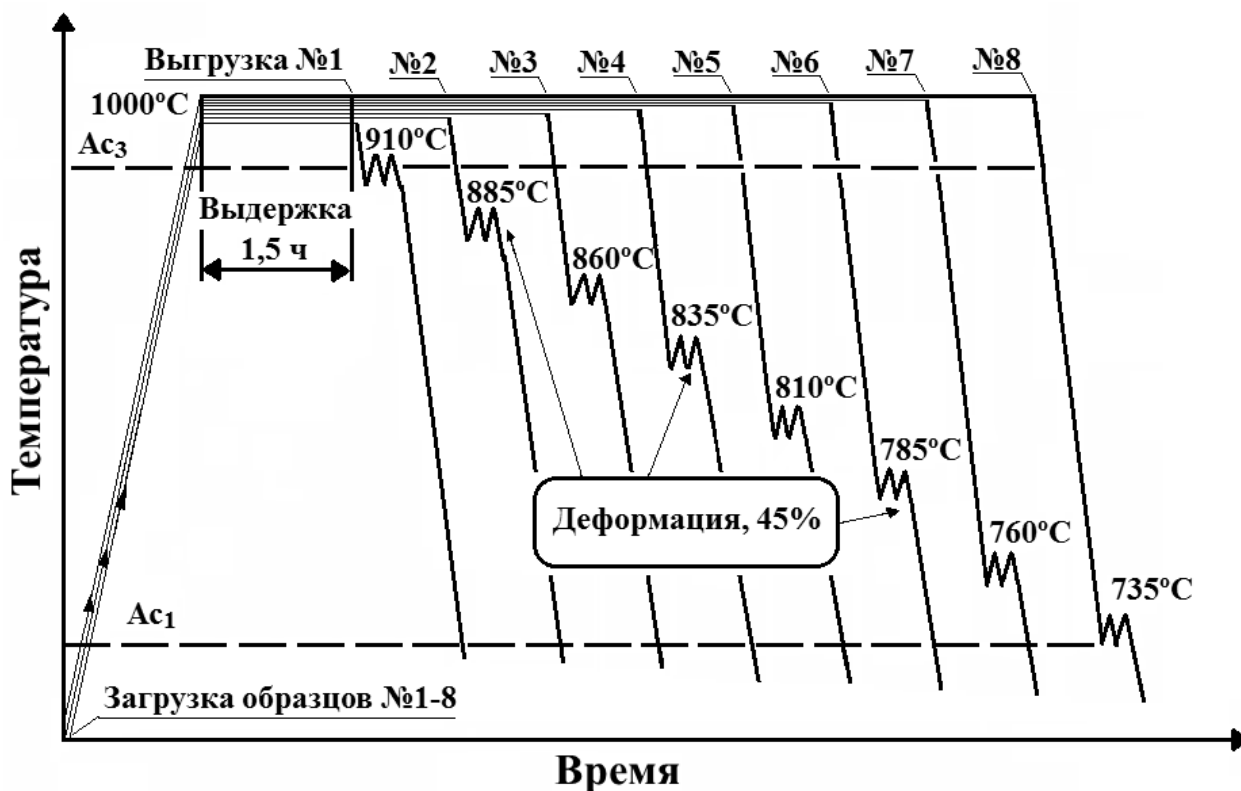


Рис. 2.4. Гармонограмма лабораторной прокатки.

## 2.4. Вырезка образцов и проведение механических испытаний

Проводили следующие механические испытания: на ударный изгиб при температурах  $-40$  и  $+20^{\circ}\text{C}$  на образцах с острым надрезом, на растяжение, определение твердости по Роквеллу. Метод испытания на ударный изгиб основан на разрушении образца с концентратором посередине одним ударом маятникового копра. Концы образца располагают на опорах. В результате испытания определяют полную работу, затраченную при ударе (работу удара), или ударную вязкость. Под ударной вязкостью следует понимать работу удара, отнесенную к начальной площади поперечного сечения образца в месте концентратора. Ударную вязкость (КС) в  $\text{Дж}/\text{см}^2$  вычисляют по формуле:

$$\text{КС} = \frac{K}{F}, \quad (2.1)$$

Образец для проведения испытания на ударный изгиб с V-образным концентратором напряжений представлен на рис. 2.5. Образцы с более острым

концентратором вида V используют при выборе и приемочном контроле сплавов и сталей для конструкций повышенной надежности. Испытывали образцы размерами  $10 \times 10 \times 55$  мм на ударный изгиб при температурах  $+20^{\circ}\text{C}$  и при  $-40^{\circ}\text{C}$  [11].

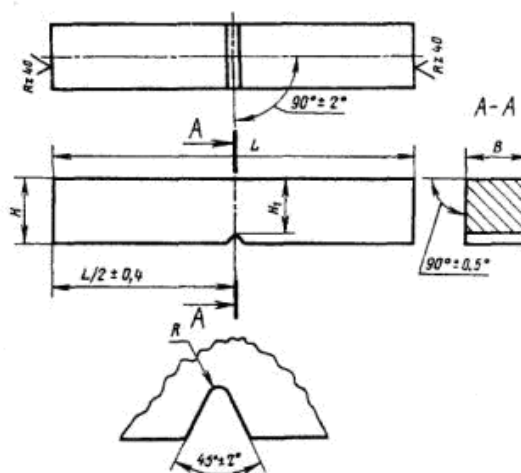


Рис. 2.5. Образец с концентратором вида V.

Испытания на растяжение являются наиболее распространенным видом испытаний материалов, потому что при их проведении наиболее полно выявляются характеристики прочности и пластичности материалов. При испытаниях на растяжение выявляют основные механические характеристики материалов: предел пропорциональности, модуль упругости, предел текучести физический и условный, временное сопротивление, относительное удлинение и сужение поперечного сечения после разрыва. Стандартные образцы для испытания на растяжение представлены на рис. 2.6 [75].

Измерение твердости является самым доступным и распространенным методом механических испытаний материалов из-за своей простоты, скорости измерения и точности. Метод измерения твердости по Роквеллу (HRC) заключается во вдавливании в поверхность образца алмазного конуса с углом при вершине  $120^{\circ}$  под действием двух последовательно приложенных нагрузок – предварительной  $P_0$  и основной  $P_1$  [76]. Основным требованием, предъявляемым к образцам для измерения твердости, является степень шероховатости поверхности

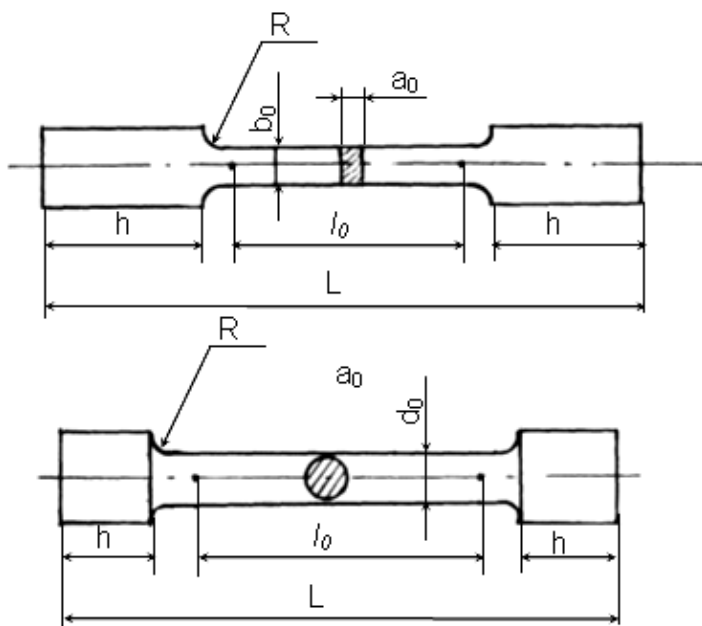


образца. Шероховатость поверхности образца (или участки для измерения твердости изделия) должна быть не более 2,5 мкм. Число твердости по Роквеллу определяется по формуле (при измерении школой С):

$$HR = 100 - e, \quad (2.2)$$

Величину  $e$  определяют по формуле:

$$e = \frac{h - h_0}{0,003}, \quad (2.3)$$



2.6. Стандартные образцы для испытаний на растяжение.

## 2.5. Определение процентного соотношения ферритной и аустенитной составляющей в стали

Для определения процентного соотношения ферритной и аустенитной составляющих применили правило отрезков. «Первое положение правила отрезков: чтобы определить концентрации компонентов в фазах через данную точку, характеризующую состояние сплава проводят горизонтальную линию до пересечения с линиями, ограничивающими данную область, проекции точек пересечения на ось концентраций показывают составы фаз. Второе положение правила отрезков формируется следующим образом. Для того чтобы определить

количественное соотношение фаз через заданную точку проводят горизонтальную линию. Отрезки этой линии между заданной точкой и точками, определяющими составы фаз, обратно пропорциональны количествам этих фаз [6]».

На основании первого положения правила отрезков были определены концентрации углерода в аустените и феррите для выбранных температур в межкритическом интервале (рис. 2.7). На основании второго положения правила отрезков по формулам (2.4) и (2.5) было определено процентное соотношение ферритной и аустенитной составляющих.

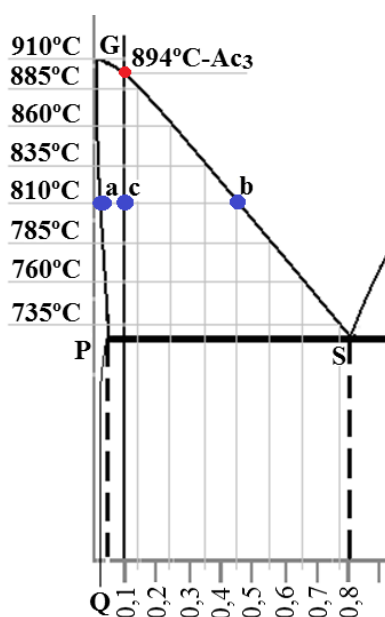


Рис. 2.7. Часть диаграммы железо – углерод  
(применение на ней правила отрезков для стали 10Г2ФБ).

$$\Phi = \frac{c-b}{a-b} \times 100 \quad (2.4)$$

$$A = \frac{a-c}{a-b} \times 100 \quad (2.5)$$

*Расчет теоретической концентрации углерода в аустените и феррите, а также процентное соотношение  $\gamma$ -  $\alpha$  фаз при выбранных температурах в межкритическом интервале (для прокатки в лабораторных условиях) для стали 10Г2ФБ:*

$$\begin{array}{ll}
 885^{\circ}\text{C} \quad \Phi = \frac{0,1 - 0,14}{0,005 - 0,14} \times 100 = 30\%; & \text{A} = \frac{0,005 - 0,1}{0,005 - 0,14} \times 100 = 70\%; \\
 860^{\circ}\text{C} \quad \Phi = \frac{0,1 - 0,23}{0,007 - 0,23} \times 100 = 59\%; & \text{A} = \frac{0,007 - 0,1}{0,007 - 0,23} \times 100 = 41\%; \\
 835^{\circ}\text{C} \quad \Phi = \frac{0,1 - 0,34}{0,01 - 0,34} \times 100 = 73\%; & \text{A} = \frac{0,01 - 0,1}{0,01 - 0,34} \times 100 = 27\%; \\
 810^{\circ}\text{C} \quad \Phi = \frac{0,1 - 0,44}{0,013 - 0,44} \times 100 = 79,5\%; & \text{A} = \frac{0,013 - 0,1}{0,013 - 0,44} \times 100 = 20,5\%; \\
 785^{\circ}\text{C} \quad \Phi = \frac{0,1 - 0,53}{0,015 - 0,53} \times 100 = 84\%; & \text{A} = \frac{0,015 - 0,1}{0,015 - 0,53} \times 100 = 16\%; \\
 760^{\circ}\text{C} \quad \Phi = \frac{0,1 - 0,63}{0,017 - 0,63} \times 100 = 86,5\%; & \text{A} = \frac{0,017 - 0,1}{0,017 - 0,63} \times 100 = 13,5\%; \\
 735^{\circ}\text{C} \quad \Phi = \frac{0,1 - 0,75}{0,019 - 0,75} \times 100 = 89\%; & \text{A} = \frac{0,019 - 0,1}{0,019 - 0,75} \times 100 = 11\%
 \end{array}$$

Таблица 2.3

**Расчет теоретической концентрации углерода в аустените и феррите  
при выбранных температурах в МКИ для стали 10Г2ФБ**

t, °C	Аустенит, %	C, %	Феррит, %	C, %
910	100	0,1	0	0
885	70	0,14	30	0,005
860	41	0,23	59	0,007
835	27	0,34	73	0,01
810	20,5	0,44	79,5	0,013
785	16	0,53	84	0,015
760	13,5	0,63	86,5	0,017
735	11	0,75	89	0,019

*Расчет теоретической концентрации углерода в аустените и феррите, а также процентное соотношение  $\gamma$ -  $\alpha$  фаз при выбранных температурах в межкритическом интервале (для прокатки в лабораторных условиях) для стали 09Г2С:*

$$\begin{array}{ll}
 885^{\circ}\text{C} \quad \Phi = \frac{0,09 - 0,14}{0,005 - 0,14} \times 100 = 37\%; & A = \frac{0,005 - 0,09}{0,005 - 0,14} \times 100 = 63\%; \\
 860^{\circ}\text{C} \quad \Phi = \frac{0,09 - 0,23}{0,007 - 0,23} \times 100 = 63\%; & A = \frac{0,007 - 0,09}{0,007 - 0,23} \times 100 = 37\%; \\
 835^{\circ}\text{C} \quad \Phi = \frac{0,09 - 0,34}{0,01 - 0,34} \times 100 = 76\%; & A = \frac{0,01 - 0,09}{0,01 - 0,34} \times 100 = 25\%; \\
 810^{\circ}\text{C} \quad \Phi = \frac{0,09 - 0,44}{0,013 - 0,44} \times 100 = 82\%; & A = \frac{0,013 - 0,09}{0,013 - 0,44} \times 100 = 18\%; \\
 785^{\circ}\text{C} \quad \Phi = \frac{0,09 - 0,53}{0,015 - 0,53} \times 100 = 85\%; & A = \frac{0,015 - 0,09}{0,015 - 0,53} \times 100 = 15\%; \\
 760^{\circ}\text{C} \quad \Phi = \frac{0,09 - 0,63}{0,017 - 0,63} \times 100 = 88\%; & A = \frac{0,017 - 0,09}{0,017 - 0,63} \times 100 = 12\%; \\
 735^{\circ}\text{C} \quad \Phi = \frac{0,09 - 0,75}{0,019 - 0,75} \times 100 = 90\%; & A = \frac{0,019 - 0,09}{0,019 - 0,75} \times 100 = 10\%
 \end{array}$$

Таблица 2.4

**Расчет теоретической концентрации углерода в аустените и феррите при  
выбранных температурах в МКИ для стали 09Г2С**

t, °C	Аустенит, %	C, %	Феррит, %	C, %
910	100	0,09	0	0
885	63	0,14	37	0,005
860	37	0,23	63	0,007
835	25	0,34	76	0,01
810	18	0,44	82	0,013
785	15	0,53	85	0,015
760	12	0,63	88	0,017
735	10	0,75	90	0,019

*Расчет теоретической концентрации углерода в аустените и феррите, а также процентное соотношение  $\gamma$ -  $\alpha$  фаз при выбранных температурах в межкритическом интервале (для температурной обработки без деформации) для стали 10Г2ФБ:*

$$810^{\circ}\text{C} \quad \Phi = \frac{0,10 - 0,38}{0,013 - 0,38} \times 100 = 76\%; \quad \text{A} = \frac{0,013 - 0,10}{0,013 - 0,38} \times 100 = 24\%;$$

$$790^{\circ}\text{C} \quad \Phi = \frac{0,10 - 0,45}{0,015 - 0,45} \times 100 = 80\%; \quad \text{A} = \frac{0,015 - 0,1}{0,015 - 0,45} \times 100 = 20\%;$$

$$770^{\circ}\text{C} \quad \Phi = \frac{0,10 - 0,54}{0,016 - 0,54} \times 100 = 84\%; \quad \text{A} = \frac{0,016 - 0,10}{0,016 - 0,54} \times 100 = 16\%;$$

Таблица 2.5

**Расчет теоретической концентрации углерода в аустените и феррите при  
выбранных температурах в МКИ для стали 10Г2ФБ**

t, °C	Аустенит, %	C, %	Феррит, %	C, %
950	100	0,10	0	0
810	24	0,38	76	0,013
790	20	0,45	80	0,015
770	16	0,54	84	0,016

*Расчет теоретической концентрации углерода в аустените и феррите, а также процентное соотношение  $\gamma$ - и  $\alpha$ -фаз при выбранных температурах в межкритическом интервале (для температурной обработки без деформации) для стали 09Г2ФБ:*

Для стали 09Г2С:

$$810^{\circ}\text{C} \quad \Phi = \frac{0,09 - 0,38}{0,013 - 0,38} \times 100 = 79\%; \quad \text{A} = \frac{0,013 - 0,09}{0,013 - 0,38} \times 100 = 21\%;$$

$$790^{\circ}\text{C} \quad \Phi = \frac{0,09 - 0,45}{0,015 - 0,45} \times 100 = 83\%; \quad \text{A} = \frac{0,015 - 0,09}{0,015 - 0,45} \times 100 = 17\%;$$

$$770^{\circ}\text{C} \quad \Phi = \frac{0,09 - 0,54}{0,016 - 0,54} \times 100 = 86\%; \quad \text{A} = \frac{0,016 - 0,09}{0,016 - 0,54} \times 100 = 14\%;$$

**Расчет теоретической концентрации углерода в аустените и феррите при  
выбранных температурах в МКИ для стали 09Г2С**

t, °C	Аустенит, %	C, %	Феррит, %	C, %
950	100	0,09	0	0
810	21	0,38	79	0,013
790	17	0,45	83	0,015
770	14	0,54	86	0,016

Данные по температурам критических точек  $A_{c1}$  и  $A_{c3}$  были получены из литературы. К примеру, критические точки для стали 10Г2ФБ были взяты из работы [77], на рисунке 2.8 показана термокинетическая диаграмма показывающая начало и конец превращения в координатах время – температура.

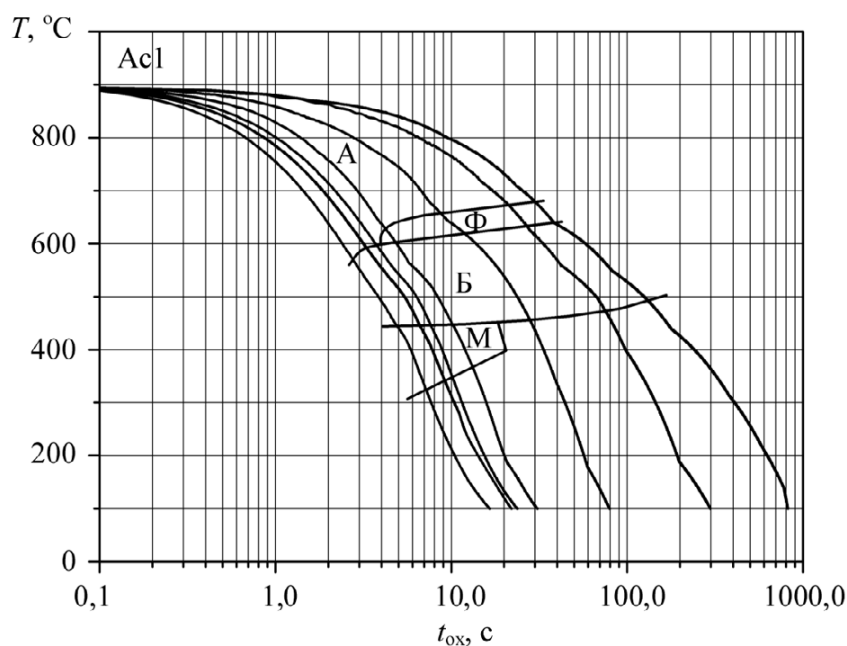


Рис. 2.8. Термокинетическая диаграмма распада аустенита стали 10Г2ФБ [77].

## 2.6. Определение размера зерна феррита с помощью модифицированного метода секущих

Для определения размера зерна феррита после деформации и обработки в МКИ был выбран метод подсчета пересечений границ зерен, который применяется для оценки величины зерна удлиненной формы. Так как после деформации зерна феррита имеют более вытянутую форму в направлении прокатки.

Размер зерна феррита рассчитывали согласно ГОСТ методом подсчета пересечений границ зерен (метода секущих) [78]. Метод состоит в подсчете зерен, пересеченных отрезком прямой, и определении среднего условного размера зерен. Определение величины зерна производят подсчетом границ зерен, пересеченных секущими.

Метод применяется для количественных характеристик величины зерна. Для измерений применяют секущие линии или окружности. Прямая секущая должна пересечь не менее 10 зерен; окружность – не менее 20 зерен. Определение величины зерна производят подсчетом границ зерен  $N$ , пересеченных секущими длиной  $L$  (рис. 2.9).

Расчет средней величины зерна  $D$  производят по формуле:

$$D = \frac{L}{N}, \quad (2.6)$$

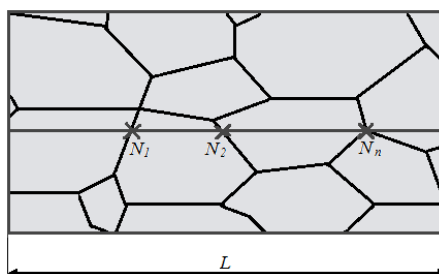


Рис. 2.9. Пример применения метода секущих.

Метод секущих был модифицирован и применен для определения размера неоднородного зерна феррита в низкоуглеродистых сталях 10Г2ФБ и 09Г2С.

Метод заключается в нанесение на металлографические снимки структуры отрезков одинаковой длины (рис.2.10) и определение длины (в мкм) каждого зерна феррита, которые этот отрезок пересекает.

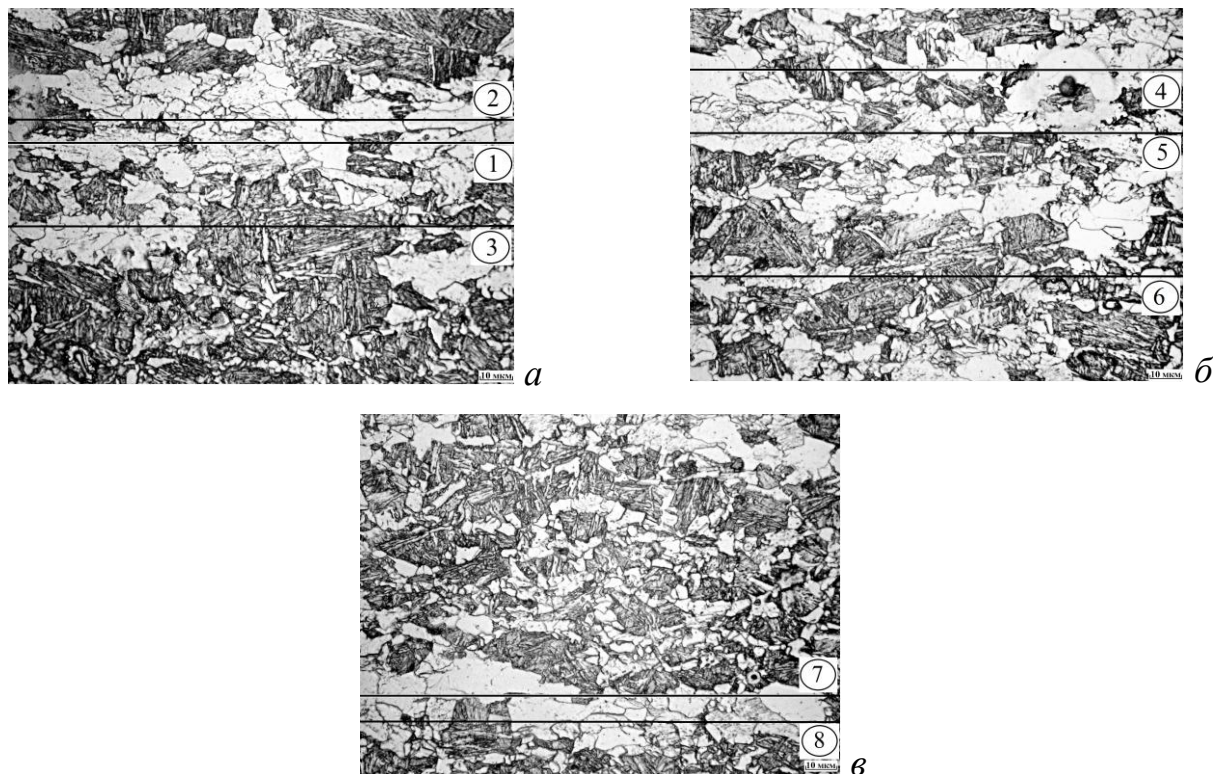


Рис. 2.10. Применение метода секущих на снимках микроструктуры стали 10Г2ФБ после прокатки при температуре МКИ 735°C.

На основании полученных результатов расчета размера ферритного зерна были построены гистограммы, где на оси  $x$  показан размер зерна в мкм и баллах, а на оси  $y$  – в процентах.

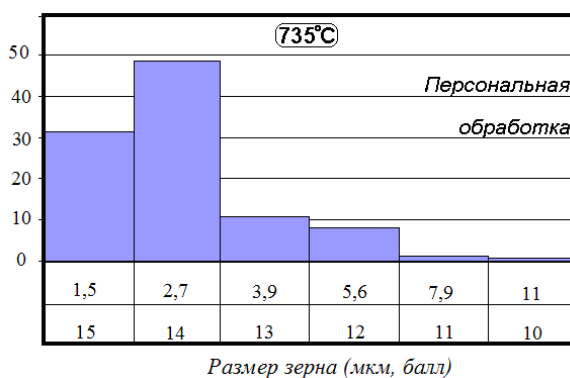


Рис. 2.11. Гистограмма распределения зерна феррита в стали 09Г2С.



## 2.7. Определение размера зерна феррита с помощью программы «Метал 1.0»

С помощью компьютерной программы определили размер зерна феррита. В основу подсчетов входит метод пересечений границ зерен. Программа подсчитывает количество пересеченных линиями зерен в % и определяет балл. На основании полученных данных строится диаграмма распределения по баллу зерна. Секущие линии наносятся произвольно.

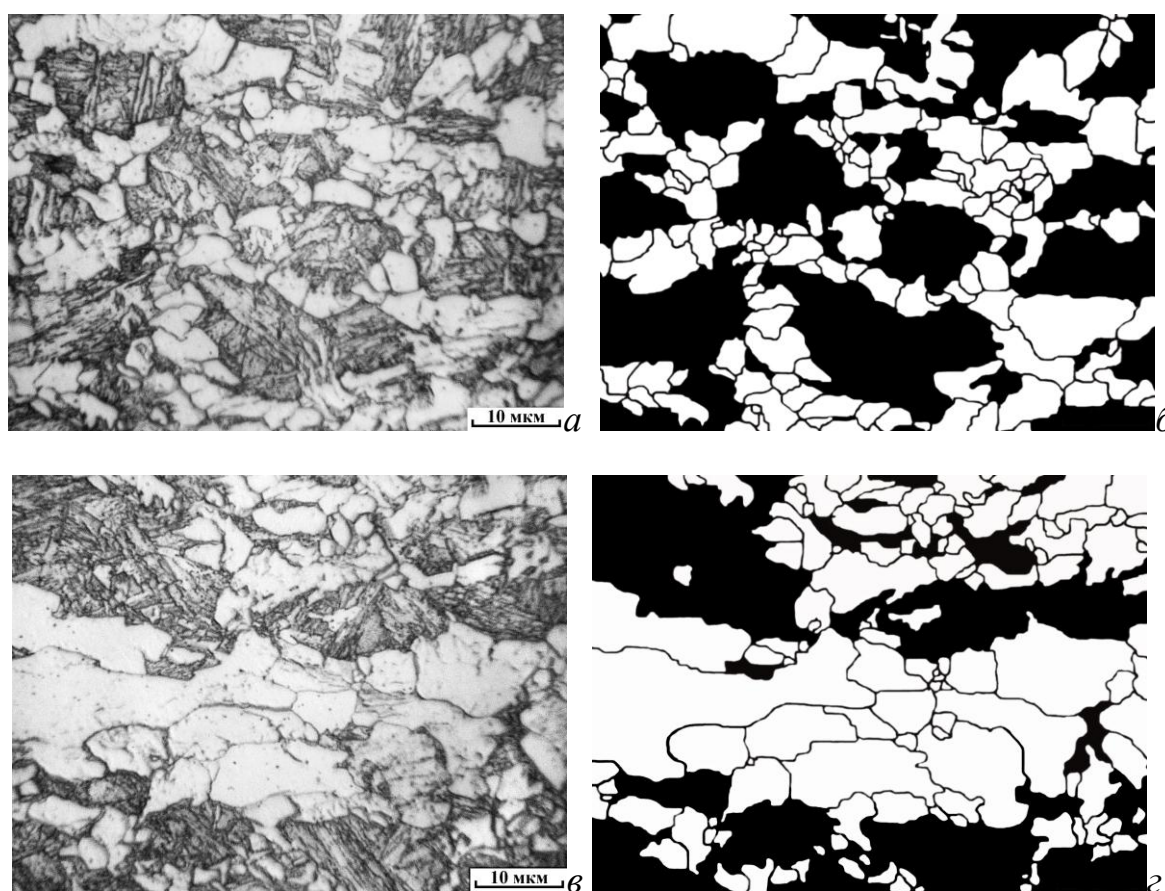


Рис. 2.12. Микроструктура стали до обработки (*а* и *в*)  
и после обработки (*б* и *г*) в Photoshop.

Программа определяет размер зерна для микроструктур, состоящих из одной или двух фаз: темной и светлой, к примеру, перлит и феррит. После деформации и ускоренного охлаждения в низкоуглеродистых сталях 10Г2ФБ и

09Г2С комплекс структур: доэвтектоидный и бескарбидный феррит, бейнит, перлит, аустенит; это усложняет подсчеты размера зерна феррита. В связи с этим необходимо было дополнительно подготовить снимки. При помощи программы Adobe Photoshop СС 2010  $\alpha$ -фазу обвели и осветлили, а остальные структуры затемнили. Исходные снимки микроструктуры (*a* и *в*) и обработанные в Photoshop (*б* и *г*) показаны на рис. 2.12. Такая обработка значительно упростила подсчеты и увеличила их точность. Следует отметить, что такая обработка требует некоторой квалификации оператора.

Результаты измерений размера зерна феррита с помощью программы «Металл 1.0» представлены на рис. 2.13.

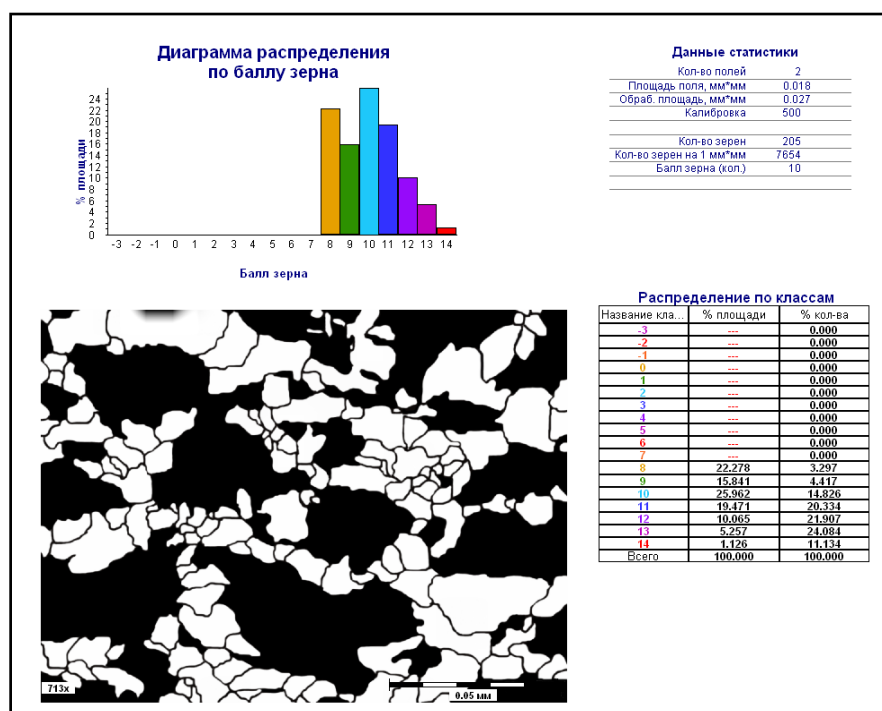


Рис. 2.13. Результаты измерений размера зерна феррита с помощью программы «Металл 1.0».

Полученные данные компьютерной обработки преобразованы в гистограмму распределения размера зерна по мкм и баллу зерна феррита в стали при помощи программы Microsoft Excel (табл. 2.7) и графического редактора Paint показаны на рисунке 2.14.

**Данные распределения размера зерна по мкм и баллу зерна феррита  
для стали 10Г2ФБ после деформации при 735°C**

Балл зерна	Размер зерна, мкм	% площади	% количества зерен
14	2,7	1,126	11,134
13	3,9	5,257	24,084
12	5,6	10,065	21,907
11	7,9	19,471	20,334
10	11	25,962	14,826
9	15	15,841	4,417
8	22	22,278	3,297

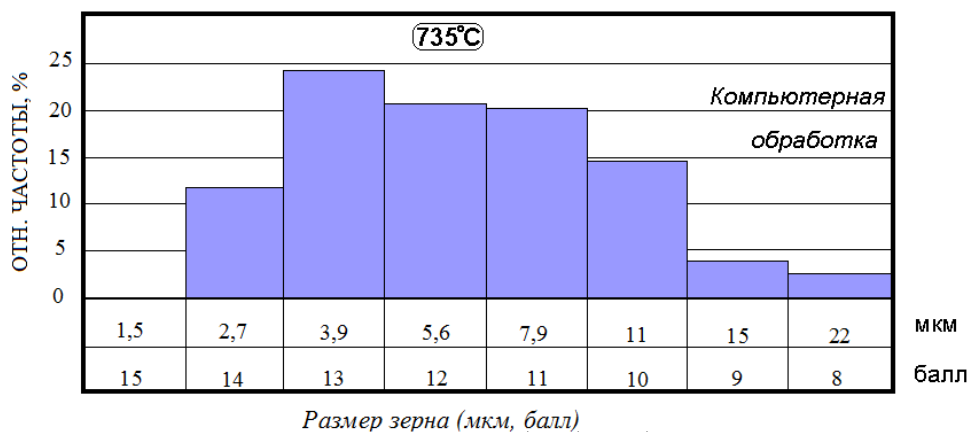


Рис. 2.14. Гистограмма распределения размера зерна феррита по мкм и баллу для стали 10Г2ФБ после деформации в межкритическом интервале при 735°C.

### **2.8. Выбор режимов повторного нагрева и охлаждения в межкритическом интервале температур**

Для исследования влияния повторного нагрева в МКИ, выдержки и последующего охлаждения на формирование структуры стали образцы из сталей 10Г2ФБ и 09Г2С, размерами 18×15×11 мм вырезали из листов толщиной 18 мм, прокатанных по технологии контролируемой прокатки и подвергали лабораторным обработкам по режимам представленным в таблице 2.8.

Режимы обработки образцов из сталей 09Г2С и 10Г2ФБ

№ режима	Первый нагрев		Второй нагрев	
	t нагрева, °C	Длительность выдержки, ч	t нагрева, °C	Длительность выдержки, ч
1	770	1	–	–
2	810	2	–	–
3	950	1	790	1
4	950	1	790	0,5
5	950	1	–	–

Одноступенчатый нагрев: образцы нагревали и выдерживали при температурах МКИ (режимы 1 и 2) или в  $\gamma$ -области (режим 5). Двухступенчатый нагрев: образцы нагревали и выдерживали в  $\gamma$ -области, далее при выбранных температурах в МКИ и после охлаждали (режимы 3 и 4).

Нагрев образцов производили вместе с печью, выдерживали их при заданной температуре и охлаждали на воздухе, средняя скорость охлаждения составляла  $5^{\circ}\text{C}/\text{с}$  (рис 2.15 и 2.16).

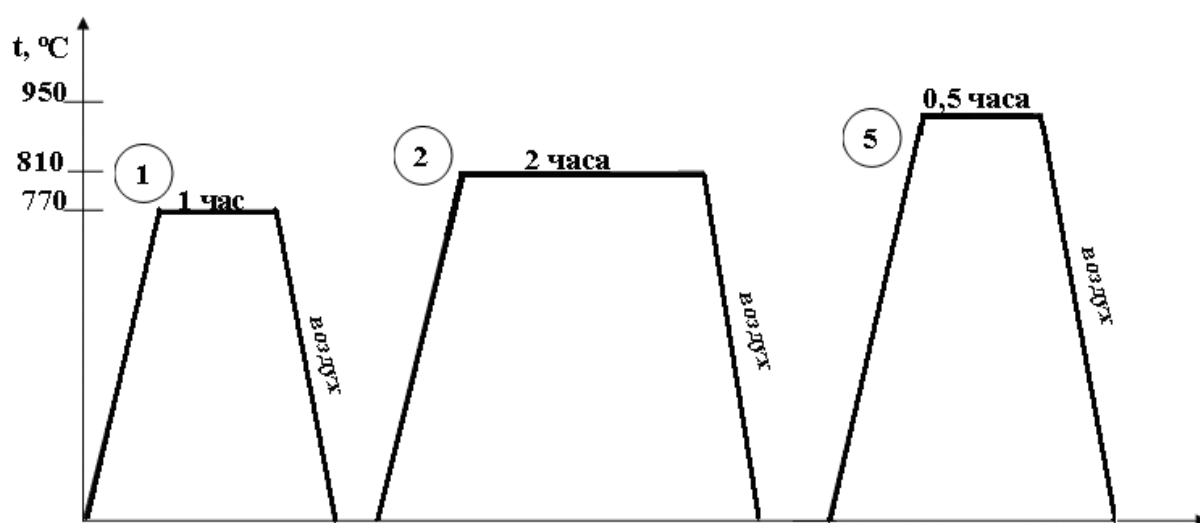


Рис. 2.15. Схема обработки низкоуглеродистых сталей.

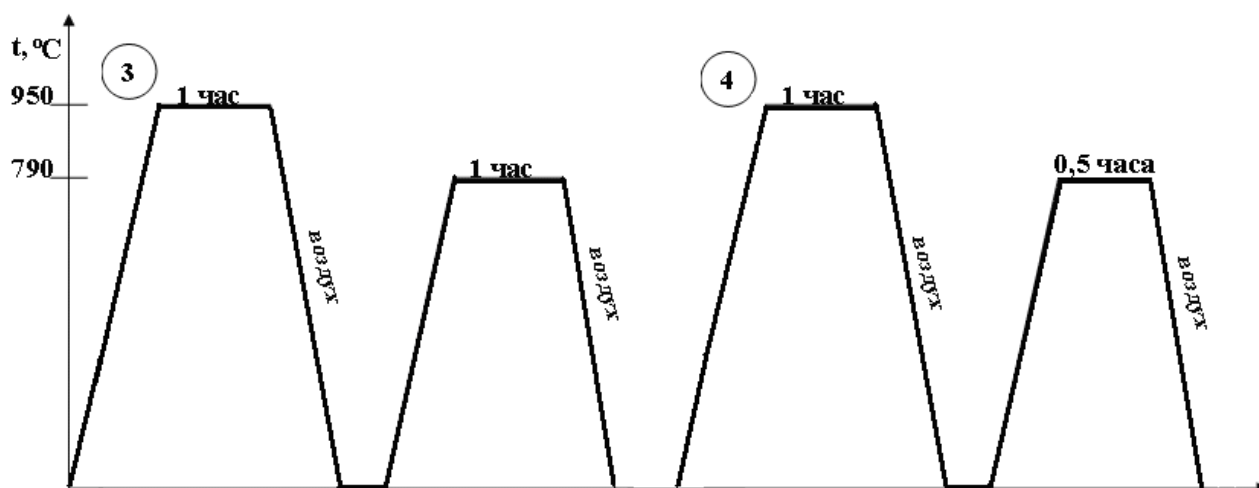


Рис. 2.16. Схема обработки низкоуглеродистых сталей.

## 2.9. Методика металлографического выявления границ зерен аустенита при нагреве низкоуглеродистых сталей до температур межкритического интервала

Разработана методика металлографического выявления границ зерен «бывшего» аустенита при нагреве низкоуглеродистых сталей до температур  $A_{c1} \dots A_{c3}$ . Она позволяет определить бывшие положения межфазных границ феррит-аустенит, перемещающихся во время фазовых переходов.

Металлографические шлифы готовили вначале механической шлифовкой по традиционной схеме, а затем подвергали электролитической полировке в хлорноуксусном электролите в течение четырех минут для полного устранения дефектов деформационного происхождения, и специальному травлению в 4 %-ном растворе азотной кислоты для выявления тонкой структуры. Изображения фиксировали цифровой камерой на микроскопе Неофот-2 с иммерсионным объективом при увеличении  $\times 1250$ . Основная составляющая методики – обнажение неискажённой тонкой структуры металла путём электролитической полировки и создание рельефа при последующем травлении.

### РАЗДЕЛ 3. ОПРЕДЕЛЕНИЕ УДЕЛЬНЫХ ОБЪЁМОВ ФАЗ В МЕЖКРИТИЧЕСКОМ ИНТЕРВАЛЕ ТЕМПЕРАТУР ПРИ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ НИЗКОУГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ

При обработке в межкритическом интервале температур основным рычагом управления является выбор температуры нагрева в двухфазной области. Именно от температуры нагрева зависит количественное соотношение аустенит – феррит, которое влияет на формирование конечной структуры и свойства стали после охлаждения.

В теории предполагается, что после обработки в МКИ с ускоренным охлаждением можно прогнозировать соотношение в конечной структуре стали количества феррита и продуктов сдвигово- диффузионного или сдвигового превращения (образовавшихся при распаде аустенита).

Однако количество феррита, образовавшегося при нагреве и выдержке в МКИ, рассчитанное методом конодных отрезков не совпадает с количеством феррита в конечной структуре, получаемой на практике. Это расхождение связано с тем, что после выдержки при температурах  $A_{c1}...A_{c3}$  и УРО аустенит распадается не только на перлит, бейнит, мартенсит или игольчатый феррит (в зависимости от скорости охлаждения), но и на некоторое количество феррита.

Следует указать, что расчеты по конодным отрезкам не учитывают влияние различного времени выдержки в двухфазной области на формирование количественного соотношения  $\alpha$ -  $\gamma$  фазы.

В результате возникла необходимость экспериментального определения количества  $\alpha$ -  $\gamma$  фаз при выдержке в двухфазной области. Для ее реализации необходимо было разработать новый металлографический метод выявления тех положений «бывших» межфазных  $\gamma$ - $\alpha$  границ, которые они занимают при нагреве и выдержке в МКИ. Основная составляющая данного метода заключается в выявлении неискажённой тонкой структуры металла путём электролитической полировки и создании рельефа при последующем травлении.

При разработке металлографического метода учитывали, что травимость границ зерен, существовавших в «бывшем» аустените в МКИТ, который распался при охлаждении, основана на отличиях в химическом составе исходной и новообразовавшейся фаз, а именно в разнице концентраций углерода, хрома, ванадия, никеля, молибдена и других легирующих элементов.

**Цель исследования** – выявление закономерностей и особенностей формирования структуры и механических свойств проката из низкоуглеродистых сталей 20, 09Г2С и 10Г2ФБ в зависимости от температуры нагрева в область межкритического интервала с последующим охлаждением. Определение количества  $\gamma$ -фазы при различных температурах нагрева и выдержки в двухфазной области.

Таким образом, выявление зерен бывшего аустенита после нагрева до температур межкритического интервала в низкоуглеродистых низколегированных сталях представляет, как теоретический, так и практический интерес, но является непростой технической задачей.

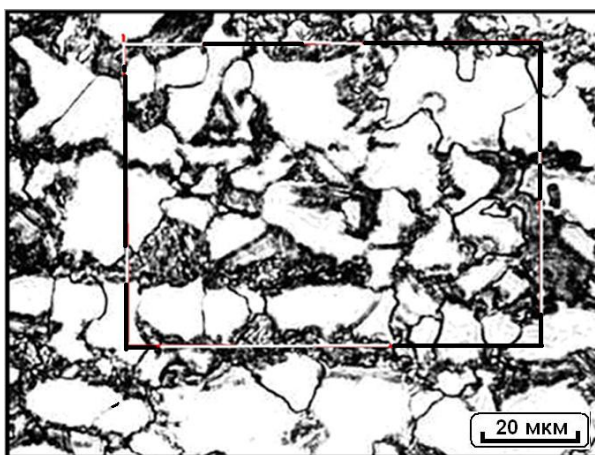
### **3.1. Выявление межфазных $\gamma$ - $\alpha$ границ при нагреве и выдержке в двухфазной области**

Травимость границ зерен, существовавших в бывшем аустените, который распался при охлаждении, основана на различиях в химических составах исходной и новообразовавшейся при закалке из МКИ  $\alpha$ -фазы, а именно в различиях концентрации углерода. Феррит, образовавшийся при выдержке в межкритическом интервале имеет концентрацию  $S_{\alpha_{\text{МКИ}}}$ . При медленном охлаждении  $\alpha$ -зерна подрастают, концентрация меняется  $S_{\alpha'}$  и возникает концентрационная неоднородность внутри зерен.

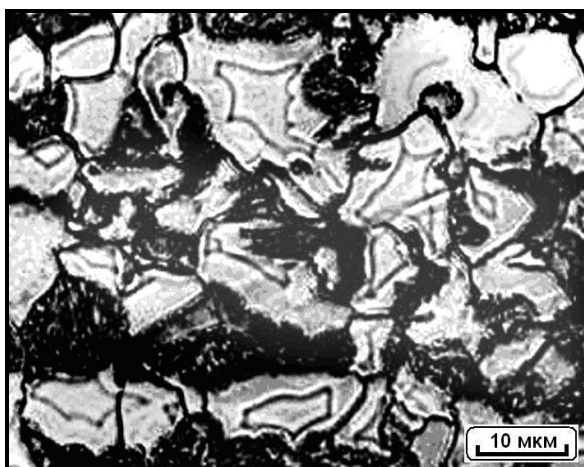
На рисунке 3.1 показаны снимки одного и того же места на шлифе стали 20 после охлаждения на спокойном воздухе от температуры 860°C. При обычных условиях освещения в металлографическом микроскопе границы между исходным для межкритического интервала температур и перекристаллизованным



ферритом, образовавшемся после охлаждения от температур двухфазной области, практически не видны (рис. 3.1, *a*). Если создать небольшую перефокусировку освещения, то следы бывших границ становятся видимыми вследствие интерференционного контраста (рис. 3.1, *б*).



*a*



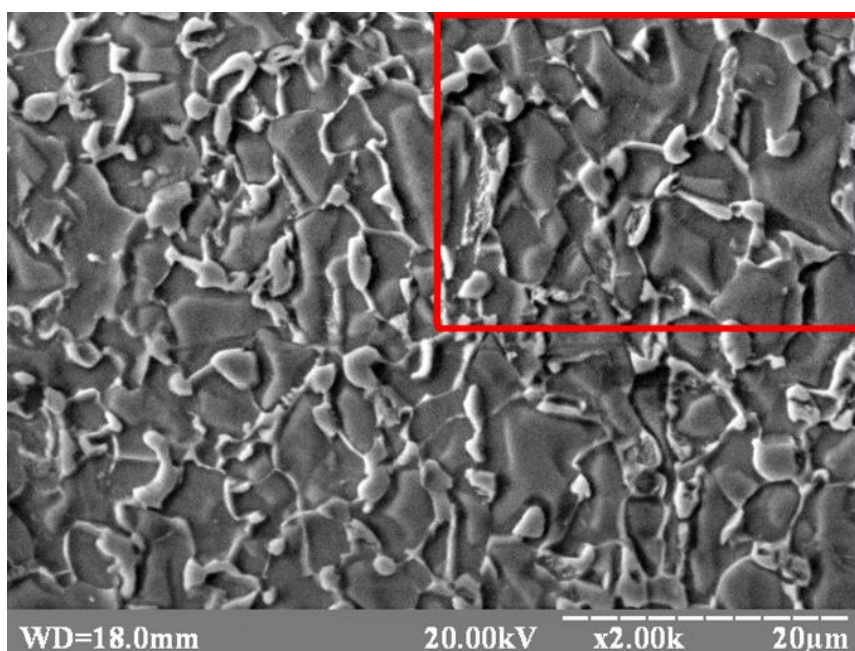
*б*

Рис. 3.1. Выявление границ зерен бывшего аустенита в стали 20 после охлаждения на воздухе от температур МКИ: *a* – обычная фокусировка; *б* – площадка, показанная на рис. 3.1, *a* после специальной дефокусировки.

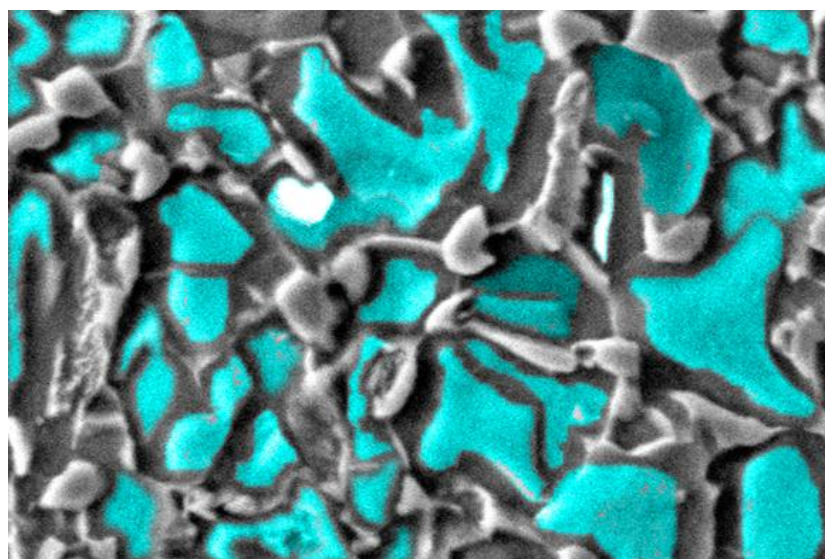
На рисунке 3.2 приведены снимки, полученные на сканирующем микроскопе, на которых можно увидеть разницу в контрастах перекристаллизованного «вторичного» и «первичного» феррита. Применяя обработку изображений в программе «Фотошоп», становится возможным подсчет



количественных соотношений фаз, у тому числе «бывшего» (выделенного цветом на рис. 3.2, б) и перекристаллизованного феррита.



*a*



*б*

Рис. 3.2. Выявление границ зерен бывшего аустенита в стали 09Г2С после охлаждения на воздухе от температур МКИ: *a* – обычная фокусировка; *б* – площадка, показанная на рис. 3.2, *a* после специальной дефокусировки.

Образование аустенитных зародышей при нагреве выше  $A_{c1}$  протекает в перлитных колониях (рис. 3.3, *a*), поскольку в них концентрация углерода достигает максимальных значений (0,8 %) и происходит превращение перлита в аустенит. При дальнейшем повышении температуры зерна аустенита захватывают прилегающие ферритные кристаллы и таким образом растут (рис. 3.3, *б*). Около разных колоний зарождаются кристаллы аустенита разных кристаллографических ориентаций, так что зерно феррита поглощается несколькими аустенитными зернами одновременно, границы между которыми могут проявляться на снимках со специальной дефокусировкой освещения (рис. 3.2).

Контраст на «бывших» межфазных границах очень низкий, так как во время снижения температуры исходные зерна феррита начинают расти в обратном направлении (в аустенит) уже в качестве нового доэвтектоидного феррита. При этом «первичный» феррит служит готовым зародышем для избыточного феррита при обратном  $\gamma \rightarrow \alpha$  превращении и новообразующийся феррит ( $\alpha_d$  на рис. 3.3, *в*) имеет такую же кристаллографическую ориентацию, как и «первичный», но другую концентрацию углерода. С понижением температуры в МКИ увеличивается концентрация углерода в новообразовавшемся и подросшем феррите.

Таким образом, в результате снижения температуры распад аустенита начинается не путем формирования отдельных зародышей как обычно, а путем восстановления ферритных зерен. Как будет восстанавливаться феррит частично или полностью, зависимости от скорости охлаждения, при этом места, где находились межфазные  $\gamma$ - $\alpha$  границы, оказываются внутри восстановившихся ферритных зёрен.

Перепад концентрации углерода в феррите при нагреве и охлаждении от температур МКИ происходит следующим образом. Зерна феррита, образовавшиеся при выдержке в двухфазной области, имеют концентрацию углерода  $S_{\alpha_{\text{МКИ}}}$ , вторичный феррит  $\alpha_d$  (индекс  $d$  означает *доэвтектоидный*, «вторичный»), который «наслаивается» на первичный обладает концентрацией углерода  $S_{\alpha_d}$ , так как образуется при снижении температуры (охлаждении).

Возникает концентрационный перепад в середине ферритных зерен и разница концентрации углерода составляет:  $\Delta C_{\alpha} = C_{\alpha_{д}} - C_{\alpha_{мки}}$ . Другие легирующими элементами (Cr, V, Ni, Mo), в виде атмосфер сопровождают движущиеся межфазные границы, что в комплексе с углеродом создает разницу в уровнях рельефа между двумя видами феррита. Концентрационная разница может быть выявлена методами световой и растровой микроскопии.

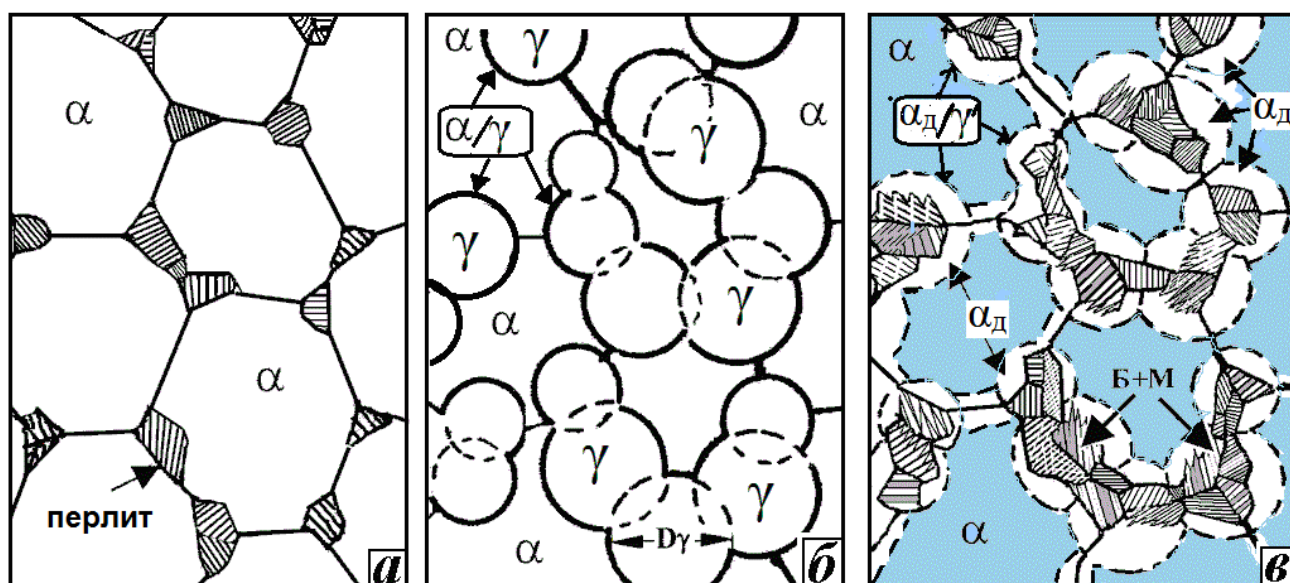
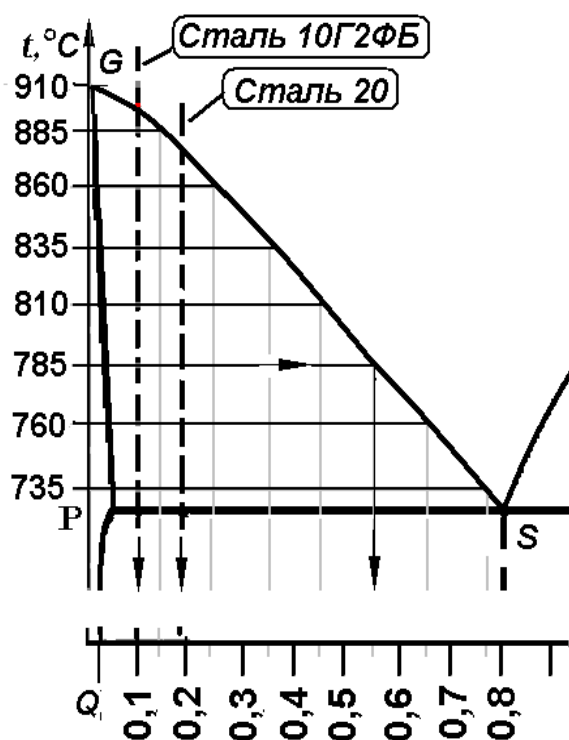


Рис. 3.3. Схема процесса структурообразования при нагреве низкоуглеродистой стали до температур средней области МКИ и УРО:  
*a* – исходная феррито- перлитная структура; *б* – образование аустенитных зародышей в перлите и рост сфероподобных  $\gamma$ -зерен путём миграции межфазных границ  $\alpha/\gamma$ ; *в* – частичное восстановление феррита и образование структур закалки;  $\alpha_{д}/\gamma'$  – виртуальные межфазные границы;  $\alpha_{д}$  – доэвтектоидный феррит.

### 3.2. Определение удельных объёмов аустенита при нагреве в межкритический интервал температур расчётным и экспериментальными методами

Количественными методами световой металлографии установлено, что после нагрева и последующего охлаждения в низкоуглеродистых сталях

количество аустенитной фазы, рассчитанное методом конодных отрезков, существенно выше значений, полученных по предложенному методу (рис. 3.4). Для температур нижней области МКИ (ниже 800°C) метод даёт хорошую точность (до 2 %), а в верхней части (выше 800°C) точность снижается (до 10 %). Такое расхождение может быть обусловлено концентрационной неоднородностью в исходных и вновь образовавшихся структурах.



а

t, °C	V $\gamma$ , %			
	расч.	эксп.	расч.	эксп.
	Сталь 10Г2ФБ		Сталь 20	
910	100	–	100	–
885	70	–	100	–
860	41	30	77	68
835	27	20	54	45
810	20,5	–	42	–
785	16	15	32	30
760	13,5	12	26	27
735	11	–	22	–

б

Рис. 3.4. Определение количества аустенита при нагреве низкоуглеродистых сталей до температур МКИ и охлаждения на воздухе:

а – часть диаграммы железо-цементит с указанием исследованных температур; б – таблица расчётных и экспериментальных определений удельных объёмов аустенита.

Таким образом, наблюдения показывают, что в стали 20 и 10Г2ФБ количество образовавшихся продуктов ускоренного охлаждения  $\gamma \rightarrow \alpha$  превращения (мартенсита, бейнита) не соответствует количеству образовавшегося

аустенита, так как некоторая его часть успевает превратиться в доэвтектоидный феррит.

Ускоренное охлаждение стали, нагретой до температур МКИ, приводит к образованию набора различных структурных составляющих, имеющих существенные различия в строении, что связано, как со спецификой структурообразования, как при нагреве до температур МКИ, так и при последующем охлаждении. При этом на количественное соотношение удельных объемов структурных составляющих преимущественно влияют температура нагрева, время выдержки и скорость охлаждения. Образующиеся структуры имеют различную плотность дислокаций (от  $10^8 \text{ см}^{-2}$  в доэвтектоидном феррите до  $10^{11} \text{ см}^{-2}$  в мартенсите), различный фазовый состав и морфологию: феррит, цементит, специальные карбиды, пластинчатый и реечный мартенсит, бейнит, игольчатый феррит.

Разнообразие структурных составляющих продуктов распада аустенита связано с неоднородным распределением углерода по всему объему металла, концентрация которого в аустените при нагреве в МКИ может колебаться в широких пределах: от 0,1 до 0,75 %.

На рисунке 3.5 узкая полоска феррита показана стрелкой (указывает направление перемещения межфазной границы), свидетельствует о высокой скорости роста ферритной фазы при обратном  $\gamma \rightarrow \alpha$  переходе, поскольку для этого не требуется активации зародышеобразования.

В стали 20 со средним значением концентрации углерода 0,17...0,22 % и в стали 10Г2ФБ с 0,09...0,12 % в зависимости от температуры нагрева в двухфазную область может происходить процесс образования структур по тому же механизму, что и в любой из доэвтектоидных сталей, содержащих 0,1...0,8 % С. Таким образом, можно полагать что предложенный новый металлографический метод определения удельных объёмов аустенита и феррита при нагреве в межкритический интервал температур применим для всего класса строительных низкоуглеродистых низколегированных или микролегированных сталей [1].



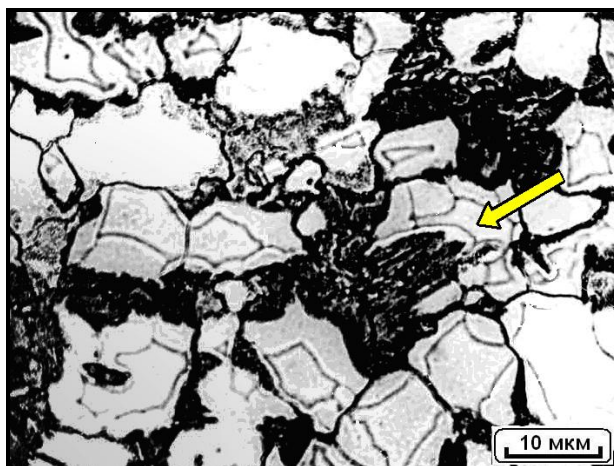


Рис. 3.5. Структуры распада аустенита в образцах труб из стали 20 при охлаждении на воздухе от температур 860°C.

### **3.3. Структура низкоуглеродистых сталей, получаемая после нагрева в межкритический интервал температур с последующим ускоренным охлаждением**

После нагрева до температур верхней части МКИ, деформации и закалки основными составляющими в низкоуглеродистой стали являются верхний бейнит, бескарбидный феррит, доэвтектоидный феррита, некоторое количество дисперсного низкоуглеродистого мартенсита и остаточного аустенита (рис. 3.6).



Рис. 3.6. Продукты распада аустенита при закалке от температур верхней части МКИ (860°C) для стали 10Г2ФБ.

Нагрев до температур средней части межкритического интервала ( $\gamma+\alpha$ ) и последующее регламентированное ускоренное охлаждение приводят к увеличению доли феррита с одной стороны, и к снижению количества игольчатых структур с другой. Игольчатый феррит уже не может образоваться, так как концентрация углерода в аустените более 0,45 %, поэтому образуются кристаллы верхнего бейнита с карбидными частицами по границам между рейками (рис. 3.7, *а*). При нагреве до более низких температур МКИ в микроструктуре преобладает мелкозернистый феррит (до 80 %), а в ликвационных полосах, обогащённых легирующими элементами, – бейнит и некоторое количество мартенсита (рис. 3.7, *б*). Бейнитные пакеты при охлаждении заполняют оставшиеся объёмы аустенита, которые становятся более мелкими и разрознёнными, из-за образования многочисленных кристаллов избыточного феррита, которые разделяют аустенит, а при охлаждении – бейнит на более мелкие фрагменты. Следует отметить, что после ускоренного охлаждения от температур МКИ в конечной структуре стали всегда есть несколько процентов остаточного аустенита.

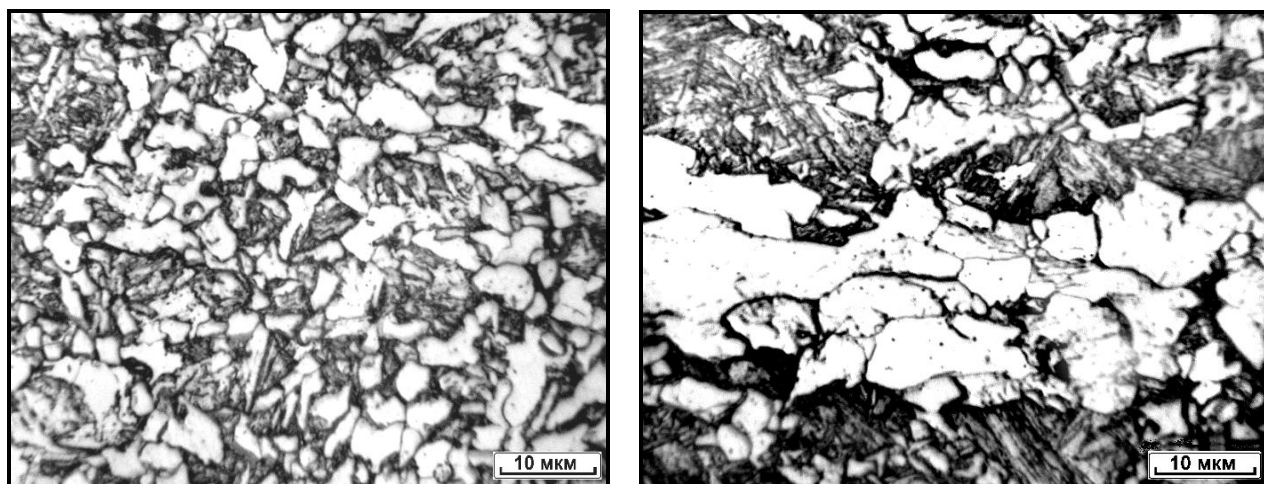
*а**б*

Рис. 3.7. Продукты распада аустенита при закалке от температур средней (*а* – 785°C) и нижней (*б* – 735°C) части МКИ для стали 10Г2ФБ.

### 3.4. Механические свойства низкоуглеродистых сталей, получаемые после нагрева в межкритический интервал температур с последующим ускоренным охлаждением

Механические свойства проката стали 10Г2ФБ после нагрева до различных температур МКИ, деформации и ускоренного охлаждения представлены в табл. 3.1. Приведенные данные указывают на реальную возможность корректировки технологического процесса прокатки и управления свойствами изделий, прошедших операцию закалки от температур МКИ.

Сталь 10Г2ФБ, закаленная после деформации при температурах верхней и нижней двухфазной области межкритического интервала, показывает высокую прочность, а вязкость повышается при закалке от средних температур. Охрупчивание стали при 885°C объясняется большим содержанием в структуре бейнита и мартенсита, а при охлаждении – укрупнением зерен феррита. Наилучшие показатели ударной вязкости достигнуты после закалки от температур 810...785°C, где в конечной структуре стали преобладает полигонизованный феррит, а также образуется нижний бейнит.

Таблица 3.1

#### Механические свойства листов из стали 10Г2ФБ после деформации и закалки от различных температур МКИ

t нагрева, °C	$\sigma_B$ , МПа	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\delta_5$ , %	KCV, Дж/см <sup>2</sup>	
				+20 °C	-40 °C
885	782	591	16,0	109	54
785	772	539	16,5	104	79
735	790	631	14,25	59	53

Результаты испытаний механических свойств образцов труб из стали 20 после температурных обработок по различным режимам показали (табл. 3.2), что



при повышении температуры нагрева в двухфазной области под закалку происходит относительно плавный, без резких перепадов, рост прочностных характеристик:  $\sigma_B$  от 630 до 730 МПа, а  $\sigma_{0,2}$  от 440 до 510 МПа.

Таблица 3.2

**Механические свойства труб из стали 20  
после закалки от различных температур МКИ**

t нагрева, °С	$\sigma_B$ , МПа	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\delta_5$ , %	KCV, Дж/см <sup>2</sup>	
				+20 °С	-60 °С
730-750	630	440	22	90	40
760-790	670	460	22	107	39
800-830	730	510	20	125	56

### Выводы по разделу 3

1. Разработана новая методика выявления границ зерен «бывшего» аустенита, образовавшегося при нагреве и выдержке в двухфазную область, позволяет частично или полностью контролировать количественное соотношение фаз на шлифах и выявлять бывшие положения межфазных границ в случае применения термических обработок с нагревом низкоуглеродистых сталей до температур межкритического интервала.

2. Показано, что реальное количество аустенита, образовавшегося в межкритическом интервале температур на 10...20 % меньше теоретического.

3. Методика может применяться при разработке и корректировке действующих технологических схем горячей прокатки, также при экспертных оценках технологических процессов, происходящих при нагреве и выдержки конструкционных низкоуглеродистых сталей в межкритическом интервале температур. Методика может найти применение во многих случаях: при определении реальной температуры некоторых разновидностей режимов

термических обработок; при возобновлении последовательности температурных операций; при решении спорных вопросов, которые относятся к температурным обработкам (при арбитражных исследованиях); при восстановлении температурных режимов неизвестных или секретных технологий изготовления изделий из сталей или сплавов, которые претерпели фазовые превращения.

4. Показано, что дополнительным инструментом для управления свойствами проката из низкоуглеродистых и микролегированных сталей может служить регулируемое ускоренное охлаждение, позволяющее управлять соотношением структурных составляющих в остаточном аустените в МКИ путем регулирования температуры конца деформации.

5. Применение закалки от температур средней и верхней части МКИ с последующим отпуском повышает прочностные свойства и ударную вязкость стали 20.

6. Деформация листов из стали 10Г2ФБ при температурах верхней или нижней области МКИ с последующей закалкой способствует повышению прочностных свойств, но снижению вязкости. После ускоренного охлаждения от температур средней части МКИ повышается вязкость, при сохранении удовлетворительной прочности и пластичности.

7. Дальнейшее углублённое изучение процессов структурообразования и формирования свойств, происходящих при горячей деформации в диапазоне межкритического интервала температур с последующим ускоренным регулируемым охлаждением, является перспективным направлением повышения комплекса прочностных и пластических свойств проката из низкоуглеродистых сталей.

#### **РАЗДЕЛ 4. ВЛИЯНИЕ ДЕФОРМАЦИИ И ТЕМПЕРАТУРЫ В МЕЖКРИТИЧЕСКОМ ИНТЕРВАЛЕ НА ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ПРИ КОНТРОЛИРОВАННОЙ ПРОКАТКЕ ЛИСТОВ ИЗ НИЗКОУГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ**

Прогресс в науке и технике производства прокатной продукции, в том числе изготовление листов, протекает по двум направлениям – теоретической мысли и практической деятельности, которые взаимно тесно переплетаются, дополняют друг друга и существовать отдельно не могут. Технология производства металлопроката далека от идеальной и постоянно нуждается в новых идеях, направлениях развития, теоретических изысканиях, направленных на совершенствование существующих технологических схем как крупного, так и мелкого масштаба [79 – 80].

В ряде работ отмечается, что термомеханическая контролируемая прокатка является очень важным способом управления микроструктурой и механическими свойствами низкоуглеродистых высокопрочных сталей.

Однако практика настойчиво требует дальнейшего повышения прочности прокатной продукции [81]. Это особенно заметно на примере применения в конце прошлого столетия микролегирования карбидообразующими элементами (ниобием, ванадием, молибденом) низкоуглеродистых сталей, применяемых для строительства магистральных нефтегазовых транспортных трубопроводов и других ответственных объектов, требующих больших количеств толстолистового проката [82]. Следует отметить, что при КП микролегированных сталей сложность превращения аустенит→бейнит делает управление процессом производства толстолистового проката несколько трудоемким и многофакторным. Управлять процессами структурообразования по всему объему толстого листа сложно, как следствие, рассчитать количественное соотношение структурных составляющих в конечной структуре затруднительно. В результате свойства толстолистового проката не всегда отвечают требованиям нормативных документов и потребителей.

Тем не менее эффективного упрочнения можно добиться, если после горячей деформации закалить листы для получения преобладающей в стали бейнитной структуры. Также повышение прочностных свойств (в частности, предела текучести на 50...85 Н/мм<sup>2</sup>) в микролегированных низкоуглеродистых сталях можно достигнуть путём закалки и проведения отпуска при температурах 620...650°С [83].

В работе [84] ДеАрдо и сотрудники исследованы низкоуглеродистые стали со сравнительно высоким содержанием марганца, и ниобия для более отчётливого проявления роли условий выплавки сталей, а также охлаждения аустенита при образовании бейнитной составляющей в процессе превращения аустенит – бейнит. Анализ термокинетических диаграмм ССТ показал, что на формирование структуры существенным образом влияет температура превращения. Кроме того, различные бейнитные микроструктуры меняют свою морфологию и дисперсность в зависимости от степени деформации и скорости охлаждения аустенита.

В работах Большакова В. И. с сотрудниками [85 – 88] проводятся особенно активные исследования по обоснованию применения бейнитных структур в низкоуглеродистых строительных сталях. Обоснование обширного цикла этих работ является уникальной особенностью верхнего бейнита («игольчатого феррита») низкоуглеродистых сталей – высокие прочностные свойства, и сопутствующие им вполне удовлетворительные вязко-пластические показатели, которые достигаются главным образом ускоренным охлаждением от температур горячей деформации [89]. Такие высокотехнологические свойства игольчатому ферриту придают специфическая морфология кристаллов бейнитного феррита и практически полное отсутствие второй фазы –  $\theta$ -карбида/цементита, прочного, но хрупкого соединения железа с углеродом [90].

Отсутствие охрупчивающей фазы придаёт высокую пластичность структуре игольчатого феррита, так называют этот бескарбидный верхний бейнит. Следует обратить внимание на то, что широко применяемый термин – «игольчатый феррит», не совсем верно описывает форму структурной составляющей, так как в действительности в пространстве кристаллы бейнита имеют форму не иголок, а

тонких реек или пластинок, собранных в пакеты, напоминающие в сечении (на шлифе) пучок иголок, откуда и произошло его название. Хотя термин «игольчатый» не является строго научным, зато название феррит он носит вполне заслуженно: никаких вторых фаз, кроме феррита в этой структурной составляющей нет.

Игольчатый феррит может быть эффективно упрочнён, так как у него природная тенденция к образованию очень мелких кристаллов, границы между которыми вносят положительное влияние как в упрочнение, так и в сопротивление распространению хрупких трещин в соответствии с уравнением Холла-Петча [см. Раздел 1]. Второй важный фактор, – отсутствие частиц карбидов по границам реек и между пакетами означает, что не весь углерод вытесняется в аустенит, окружающий бейнитные рейки и пакеты, а только несколько больше половины его содержания в стали. Предположительно, это составляет около 0,06 % С. Значительная доля углерода всё-таки находится в теле кристаллов-реек в виде атмосфер вокруг дислокационных трубок (предположительно 0,01 %), где вместе с 0,02 % равновесной концентрации в точке Р создают твёрдорастворное упрочнение. Остальные 0,005...0,01 %, по-видимому, располагаются в дефектах, присущих большеугловым границам между кристаллитами бейнита. Сравнительно небольшое количество углерода, адсорбированного бейнитными границами связано, по-видимому, с тем, что все границы между рейками в пакетах игольчатого феррита являются специальными, обладающими низкой поверхностной энергией это было показано методом дифракционной микроскопии и микродифракции.

Таким образом, они имеют малый свободный объём, низкую адсорбционную способность и не воспринимает избыточные атомы углерода и других примесных элементов [91 – 92].

Поскольку рост бейнитных кристаллов носит сдвиговый характер, он сопровождается значительным повышением плотности дислокаций до  $\rho \approx 0^{10} 10^{11} \text{ см}^{-2}$ , что даёт существенное повышение прочности, но и некоторое снижение пластичности. Что касается микродобавок нитридо- и карбидообразующих

металлов, то их упрочняющий эффект проявляется даже после окончания ускоренного спреерного охлаждения (около  $400^{\circ}\text{C}$ ), так как выпадение дисперсных частиц карбонитридов происходит даже ниже  $400^{\circ}\text{C}$ , то есть при противоблоксной обработке листов.

Важно и то, что для получения упрочнённого проката не требуются большие капиталовложения кроме сооружения спреерного оборудования. С учётом того, что такой способ производства высокопрочной стали не требует затрат на повторный нагрев, как это происходит в случае применения закалки с отпуском, становится очевидной экономическая целесообразность поиска теоретически обоснованных вариантов температурно-деформационных режимов производства по схеме контролируемой прокатки с ускоренным охлаждением после окончания горячей деформации.

Проведено исследование влияния температуры конечной деформации в межкритическом интервале на формирование структуры и свойств толстых листов. *Цель исследования* – на основании теоретических и экспериментальных результатов сформулировать требования к температурно-деформационным параметрам производства, позволяющим получить необходимые механические свойства.

#### **4.1. Превращения, происходящие при нагреве низкоуглеродистых сталей**

В лабораторных экспериментах установлено, что структурные превращения в низкоуглеродистых сталях развиваются следующим образом.

*При нагреве* и переходе через нижнюю критическую точку  $A_{c1}$  происходит процесс образования аустенита из перлита. При перестройке решетки в ГЦК углерод (из цементита или карбидов в перлите) внедряется в элементарные ячейки  $\gamma$ -железа. Вследствие этого аустенит, образовавшийся в нижней части двухфазной области пересыщен углеродом до максимума (табл. 4.1 и табл. 4.2). С дальнейшим ростом температуры в двухфазной области увеличивается

количество  $\gamma$ -фазы и, соответственно, снижается количество  $\alpha$ . На границах  $\gamma$ - $\alpha$  начинают образовываться новые зерна аустенита, а также растут зерна, ранее образовавшиеся в МКИ, посредством «поедания» ферритных участков. При образовании аустенита происходит процесс диффузии углерода и легирующих элементов. Концентрация углерода в обеих фазах с повышением температуры снижается. Количество феррита в стали снижается из-за роста аустенита, часть углерода диффундирует для построения решетки ГЦК, как следствие, снижается концентрация углерода в  $\alpha$ -фазе. Увеличение объема аустенита в стали приводит к снижению концентрации углерода в нем. Следует отметить что, при нагреве основные процессы структурообразования в МКИ происходят в первую очередь в ликвационных полосах.

Таблица 4.1

**Расчетные количества фаз и концентрация углерода в них  
при различных температурах МКИ для стали 10Г2ФБ**

$t_{\text{МКИ}}, ^\circ\text{C}$	$\gamma, \%$	$C_{\gamma_{\text{МКИ}}}, \%$	$\alpha, \%$	$C_{\alpha_{\text{МКИ}}}, \%$
910	100	0,1	0	0
885	70	0,14	30	0,005
860	41	0,23	59	0,007
835	27	0,34	73	0,01
810	20,5	0,44	79,5	0,013
785	16	0,53	84	0,015
760	13,5	0,63	86,5	0,017
735	11	0,75	89	0,019

При нагреве выше верхней критической точки  $A_{c3}$  весь феррит переходит в аустенит, происходит перестройка ОЦК решетки в ГЦК. Концентрация углерода и легирующих элементов по всему объему аустенита не однородна. В аустените, образовавшемся при переходе через критическую точку, количество углерода ниже, чем в аустените, образовавшемся в МКИ (табл. 4.1). Повышение

температуры и увеличение выдержки в  $\gamma$ -области приводит к выравниванию концентрации внутри зерен твердого раствора, в основе этого процесса лежит диффузия. Формируется равновесная зёрненная структура аустенита.

#### 4.2. Превращения, происходящие при охлаждении и деформации низкоуглеродистых сталей

*При охлаждении* до температур межкритического интервала ( $t_{\text{мки}}$ ) аустенит частично распадается с образованием зёрен доэвтектоидного феррита и содержанием углерода  $C_{\alpha_{\text{мки}}}$ , количество которого зависит от выбранной температуры (табл. 4.2).

Таблица 4.2

#### Расчетные количества фаз и концентрация углерода в них при различных температурах МКИ для стали 09Г2С

$t_{\text{мки}}, ^\circ\text{C}$	$\gamma, \%$	$C_{\gamma_{\text{мки}}}, \%$	$\alpha, \%$	$C_{\alpha_{\text{мки}}}, \%$
910	100	0,09	0	0
885	63	0,14	37	0,005
860	37	0,23	63	0,007
835	25	0,34	76	0,01
810	18	0,44	82	0,013
785	15	0,53	85	0,015
760	12	0,63	88	0,017
735	10	0,75	90	0,019

При снижении температуры в пределах двухфазной области происходит обратный процесс – обогащение аустенита углеродом до  $C_{\gamma_{\text{мки}}}$ . Это связано с тем, что при перестройке решетки из ГЦК в ОЦК  $\alpha$ -железо способно сравнительно мало (до 0,02 %) растворять углерод, а  $\gamma$ -железо в сто раз больше (до 2 %). От выбранной температуры и времени выдержки зависит количество феррита и аустенита, а так размер обеих фаз. Сформированный при выдержке в МКИ



аустенит влияет, непосредственно, на формирование и дробность структур при дальнейшем охлаждении, а значит и на механические свойства. В зависимости от выбранной скорости охлаждения могут возникнуть различные комбинации структур от феррито- перлитной до феррито- аустенитной, а также смеси феррита с промежуточными структурами.

В процессе деформации стали плотность дислокаций возрастает, они образуют границы субзерен, внутренние объемы которых почти свободны от дислокаций. По мере накопления деформации субзерна приобретают удлиненную форму, вытягиваясь в направлении прокатки. В результате деформации обе фазы приобретают всё более высокую плотность дислокаций, которые в условиях сравнительно высоких температур трансформируются в разветвленную сеть малоугловых полигональных границ. Выбор температуры конца деформации в МКИ является рычагом управления формирования конечных свойств в стали. Зная закономерности формирования структуры-свойств в МКИ можно выбирать температуру конца деформации в двухфазной области и подвергать деформированию то или иное количественное соотношение  $\gamma$ - $\alpha$ . Если температура конца деформации находится в верхнем интервале (880...860°C), то  $\approx 60\%$  аустенита и  $\approx 40\%$  феррита подвергнутся деформационному воздействию. Деформация в нижнем интервале (760...735°C) приведет к получению более 80% полигонального феррита. Чем ниже температура конца деформации в двухфазной области, тем большее количество зерен  $\alpha$ -фазы выделится и подвергнется деформационному упрочнению.

Деформация запускает процесс полигонизации, которая является начальной стадией рекристаллизации. В процессе полигонизации формируются субзерна, разделены малоугловыми границами. Каждое субзерно представляет собой многогранник, практически не содержащий дислокаций. В процессе горячей деформации дислокации одного знака перераспределяются и выстраиваются одна над другой в стенки. Так как стенка из дислокаций не имеет дальнедействующего поля напряжений, то скопление дислокаций в стенки – это энергетически выгодный процесс, который происходит самопроизвольно. Дислокационные

стенки образуются в результате процессов скольжения и переползания дислокаций.

Стенка дислокаций одного знака является малоугловой низкоэнергетической границей, разделяющей соседние субзерна с небольшой разориентировкой. В процессе горячей деформации под действием приложенных напряжений металл все время насыщается дислокациями. Непрерывно чередуются процессы упрочнения в результате повышения плотности дислокаций и разупрочнения из-за уменьшения плотности дислокаций при полигонизации и рекристаллизации.

Одним из достоинств контролируемой прокатки является возможность получения стали с нерекристаллизованной структурой, насыщенной сетью полигональных границ, то есть с повышенной плотностью несовершенств (границ субзерен, свободных дислокаций). В результате повышаются механические свойства стали, для этого необходимо получение к концу горячей деформации нерекристаллизованной структуры, предотвращение возможностей для протекания рекристаллизации после конца деформации и достижение необходимой степени пересыщенности твердого раствора дислокациями.

С началом ускоренного охлаждения, после окончания деформации, начинается распад нового, не свойственного исходному составу стали аустенита, в котором концентрация углерода составляет  $C_{\gamma_{\text{МКИ}}}$ , происходит повторное зарождение избыточного доэвтектоидного феррита на большеугловых и полигональных малоугловых границах зерен деформированной  $\gamma$ -фазы. Размеры зерен вторично выделившегося феррита достигают не более 3 мкм и не успевают подрасти, так как в условиях ускоренного понижения температуры скорость диффузии углерода и легирующих элементов резко снижается. При образовании  $\alpha$ -фазы углерод вытесняется в граничащий с ферритом аустенит, где его концентрация повышается (но не достигает 0,8 %). Оставшийся на участке МКИ аустенит при ускоренном понижении температуры ниже  $A_{r1}$  распадается на структуры игольчатого типа.

Концентрация углерода в  $\alpha$  и  $\gamma$ -фазах в пределах МКИ различна, однако, если колебания малых количеств углерода в феррите практически не влияют на свойства стали, то в аустените это влияние существенно. Именно вариации концентрации углерода в аустените в значительной степени определяют характер структурообразования и поведение механических свойств проката. Деформация и ускоренное охлаждение тоже вносят вклад в повышение прочности и вязкости проката. Во время деформации образуется сеть малоугловых полигональных границ в обеих фазах. Так как время между деформацией и охлаждением составило 5...10 сек., то рекристаллизация не успевает пройти в полной мере. УРО фиксирует полученную во время деформации субзеренную структуру первично выделившегося в МКИ феррита, а полигонизованный аустенит распадается на структуры с более мелкими кристаллами, что приводит к измельчению зерна, то есть происходит зернограницное упрочнению стали.

#### **4.3. Микроструктура низкоуглеродистых сталей после деформации и ускоренного охлаждения от температур межкритического интервала**

Варианты микроструктуры стали 10Г2ФБ и 09Г2С после деформации и ускоренного охлаждения в зависимости от выбранной температуры в межкритическом интервале представлены на рис. 4.2 – 4.4.

*Температура 910°C.* Этот вариант был включён в программу исследований для получения структуры, отвечающей деформации и превращению из однофазной  $\gamma$ -области. При нагреве и выдержке образуется равновесная структура гомогенизированного аустенита. После деформации  $\gamma$ -области образуется развитая сеть полиганизационных малоугловых границ в деформированном аустените. В процессе ускоренного охлаждения из  $\gamma$ -области образуются структуры игольчатого типа (игольчатый феррит, мартенсит или бейнит). Так как в качестве охлаждающей среды было выбрано масло, то в конечной структуре преобладает игольчатый феррит, т.е. бескарбидный верхний бейнит, а также некоторое количество мелких зерен доэвтектоидного феррита ( $\approx 2$  мкм),

появление которого связано со сравнительно умеренной скоростью охлаждения. Бейнитные пакеты более тёмного оттенка располагаются в ликвационных участках, обогащённых марганцем и микролегирующими добавками (рис. 4.1, *a* и 4.2, *a*).

**Температуры 885...860°C.** В этом температурном интервале из аустенита выделяется некоторое количество избыточного феррита, зёрна которого по размерам не превышают 10 мкм, то есть, сопоставимы с шириной реек бейнита, хотя последнего по объёму значительно больше (до 60 %). Увеличивается концентрация углерода в  $\gamma$ -фазе и, соответственно, возрастает количество образовавшегося из нее бейнита, с этим чем связано потемнение бейнитных реек (рис. 4.1, *б, в* и 4.2, *б, в*).

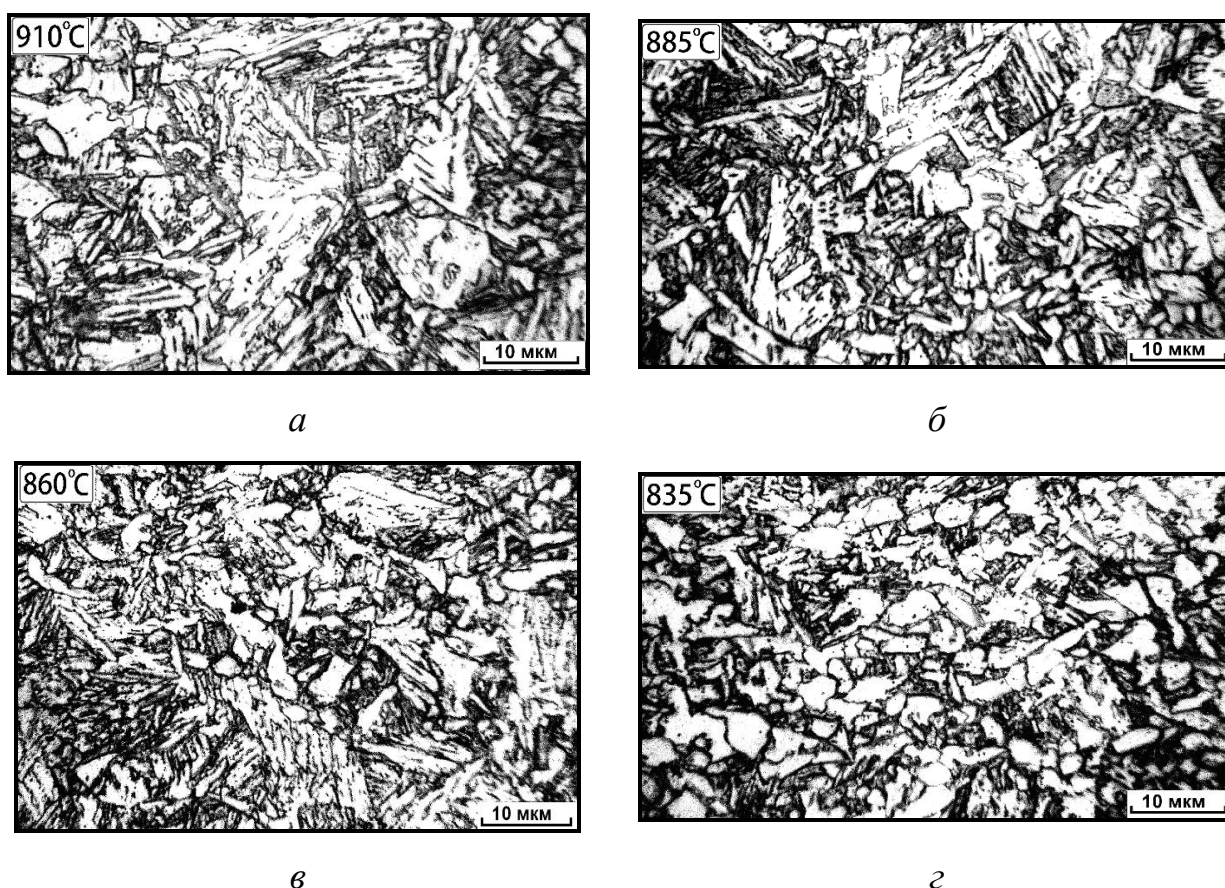


Рис. 4.1. Микроструктуры стали 10Г2ФБ после деформации и ускоренного охлаждения от различных температур в МКИ (°C): *a* – 910; *б* – 885; *в* – 860; *г* – 835. Направление прокатки – горизонтальное.

**Температуры 835...810°C.** Снижение температуры межкритического интервала приводит к увеличению доли горячедеформированного феррита с одной стороны, и к снижению количества игольчатых структур с другой (рис. 4.1, *з, д* и рис. 4.2, *з, д*). Бескарбидный феррит уже не может образоваться, так как концентрация углерода в аустените  $\approx 0,4\%$ , поэтому образуются кристаллы верхнего бейнита с карбидными частицами по границам между рейками.

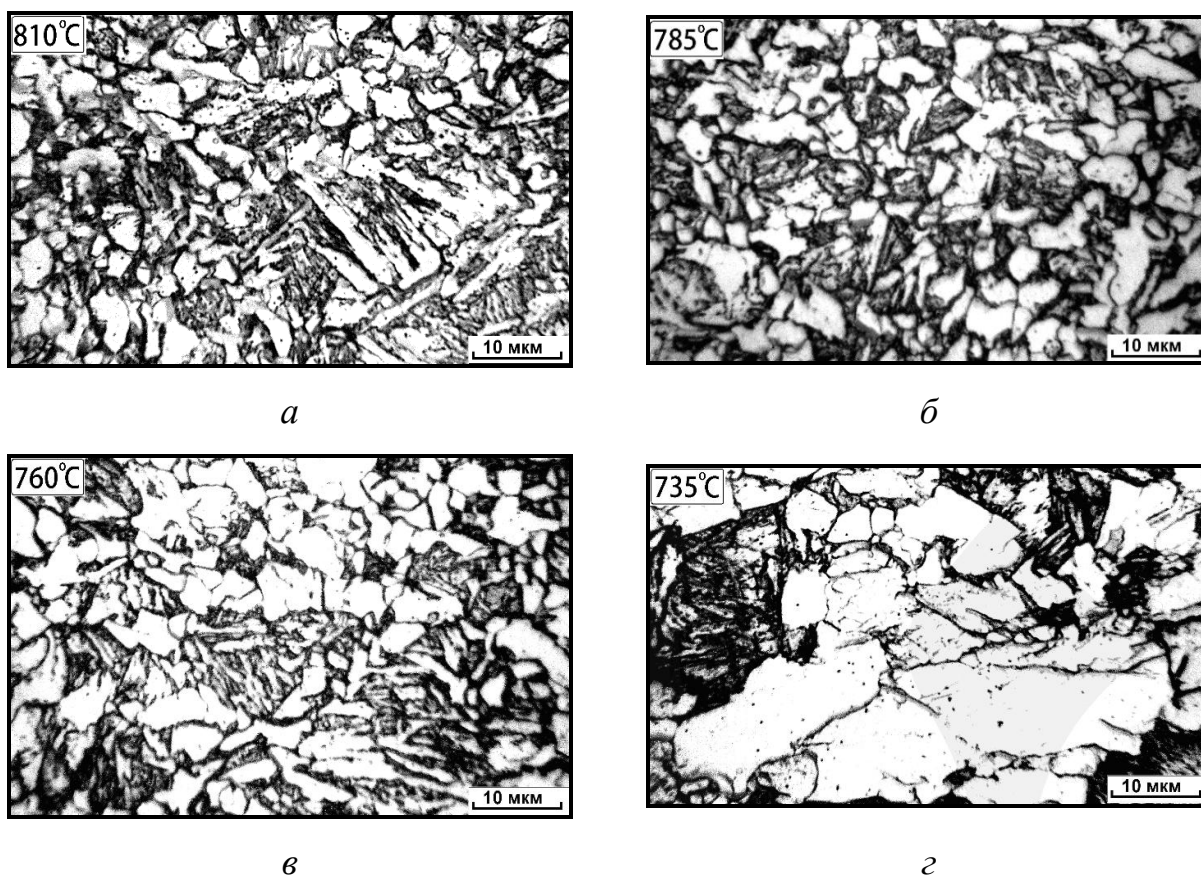


Рис. 4.2. Микроструктуры стали 10Г2ФБ после деформации и ускоренного охлаждения от различных температур в МКИ (°С): *а* – 810; *б* – 785; *в* – 760; *г* – 735. Направление прокатки – горизонтальное.

**Температуры 785...760°C.** В структуре образуется более 60 % мелких (до 10 мкм) деформированных зерен феррита, содержащих в среднем по 150...500 субзерен, размерами 1...5 мкм. Размеры полигонов несколько меньше по сравнению с образующимися при более высоких температурах, вследствие

ускорения диффузионных процессов. Бейнитная составляющая при охлаждении заполняет оставшиеся объёмы аустенита, которые становятся более мелкими и разрозненными, так как выделяющиеся кристаллы избыточного феррита многочисленны и расчленяют их на более мелкие фрагменты. По этой причине пакеты бейнита не растут до крупных размеров и остаются в пределах от 3 мкм до 10 мкм.

**Температура 735°C.** После охлаждения в нижней области МКИ в структуре количество полигонизованного феррита превышает 70 %, с развитой сетью субзеренных границ. Остальной аустенит имея в своей решетке более 0,7 % С (но не достигает 0,8 % С) распадается с образованием нижнего бейнита с многочисленными карбидами внутри него, что характерно для высокопрочных структур [2, 93].

Аналогичные структурные превращения происходят в стали 09Г2С после нагрева, деформации и ускоренного охлаждения. В верхнем интервале температур МКИ – 885...860°C (рис. 4.3, б и в) структура преимущественно состоит из феррита и бейнита. Снижение температуры (835...810°C) межкритического интервала приводит к увеличению количества феррита и, как следствие, снижению количества игольчатых структур (рис. 4.3, г и рис. 4.4, а). В нижнем интервале температур в структуре стали преобладает феррит, а бейнитные участки более мелкие и разрозненные (рис. 4.4).

Деформация в двухфазной области создает отчетливую текстурированную субзеренную структуру феррита с четкими малоугловыми границами. После окончания деформации ускоренное охлаждение фиксирует многочисленные полигональные малоугловые границы между кристаллитами  $\alpha$ -фазы. В горячедеформированном полигонизованном феррите выявлены зерна с развитой сетью субзеренных границ (рис. 4.1, з). Таким образом можно утверждать, что ускоренное охлаждение способствует не только фиксации субзерен, но и торможению развития процесса рекристаллизации.

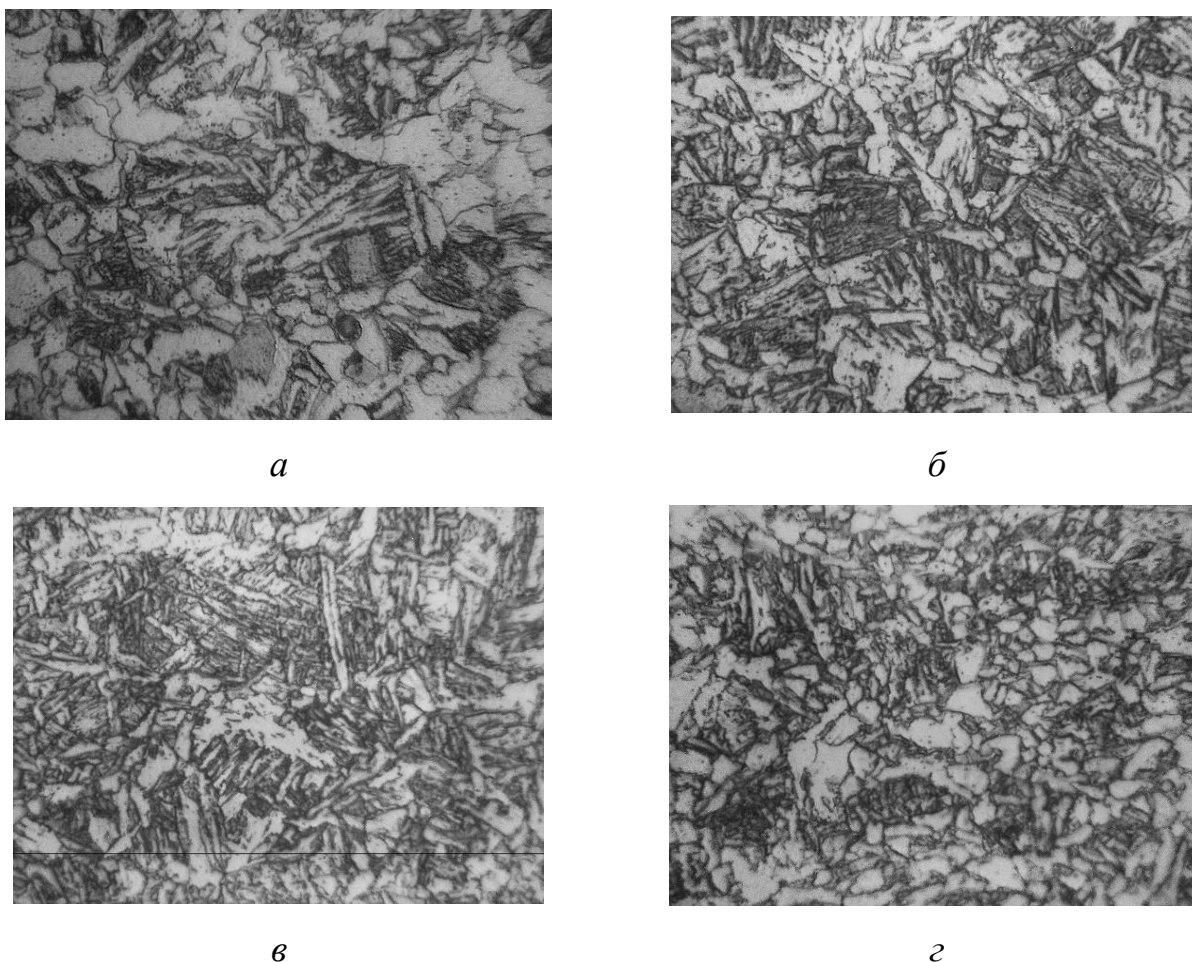


Рис. 4.3. Микроструктуры стали 09Г2С после деформации и ускоренного охлаждения от различных температур в МКИ (°С):  
*a* – 910; *б* – 885; *в* – 860; *г* – 835. Направление прокатки – горизонтальное.

При деформации в  $\gamma$ - $\alpha$  области происходит стабилизация и сохранение полигонизованной структуры горячедеформированного аустенита (при выдержке в межкритическом интервале температур) до начала полиморфного превращения, которое осуществляется снижением температуры путем ускоренного охлаждения по окончании деформации и приводит к распаду аустенита. Таким образом полигонизованный аустенит во время охлаждения, распадается на более многочисленные и мелкие зародыши бейнита и некоторое количество феррита, чем рекристаллизованный аустенит.



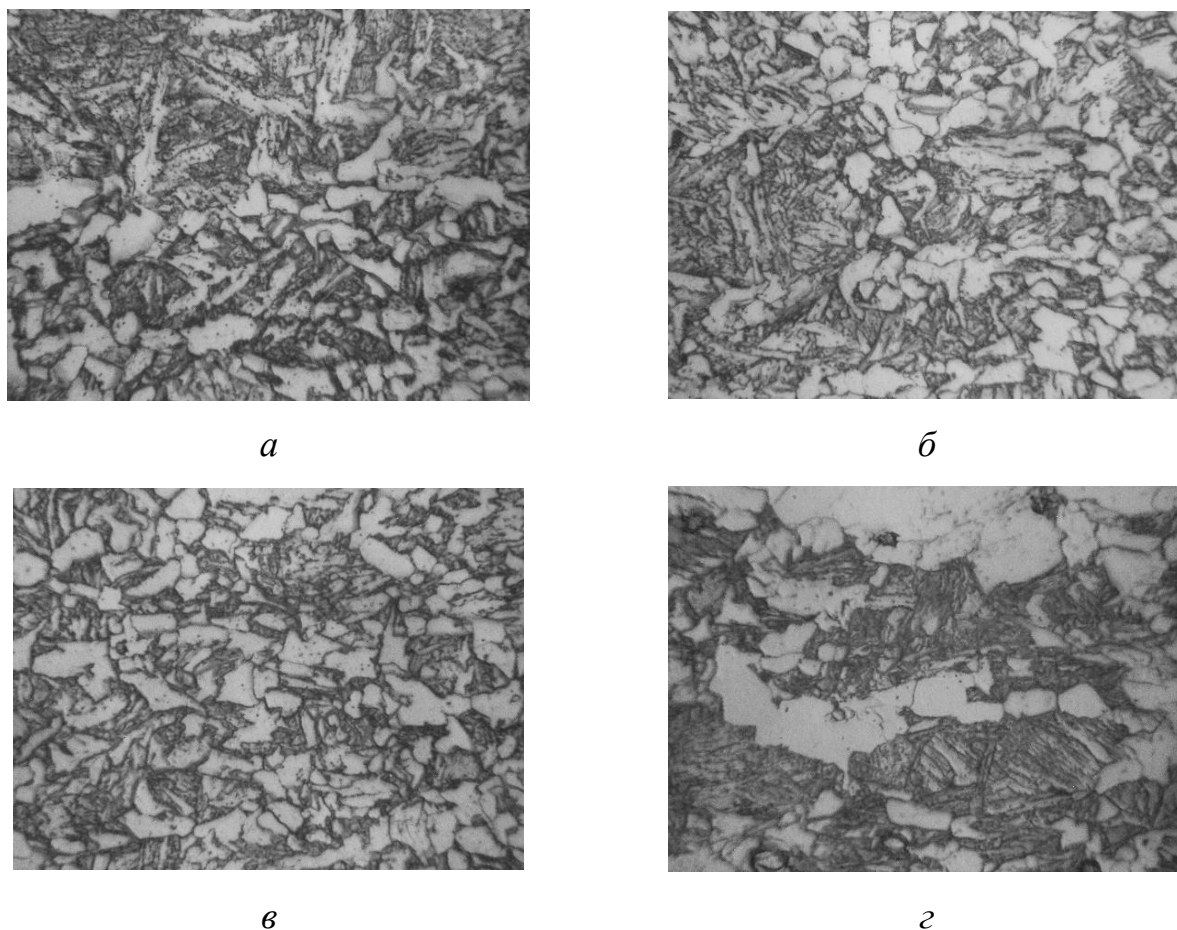


Рис. 4.4. Микроструктуры стали 09Г2С после деформации и ускоренного охлаждения от различных температур в МКИ (°С):  
*а* – 810; *б* – 785; *в* – 760; *г* – 735. Направление прокатки – горизонтальное.

Электронно-микроскопический снимок фольги (с разным увеличением) стали 10Г2ФБ после деформации в МКИ с последующим ускоренным охлаждением приведен на рисунке 4.5. На нем видны, как отдельные дислокации (обозначены **а**), так и скопление дислокаций в полигональные стенки (обозначены **б**). Таким образом однократная деформация (45 %), осуществленная в лабораторных условиях, была достаточной для образования развитой сети субзёрненных границ, сформировавшихся вследствие прошедших процессов возврата и полигонизации, и была зафиксирована ускоренным охлаждением, как следствие собирательная рекристаллизация была «подавлена».



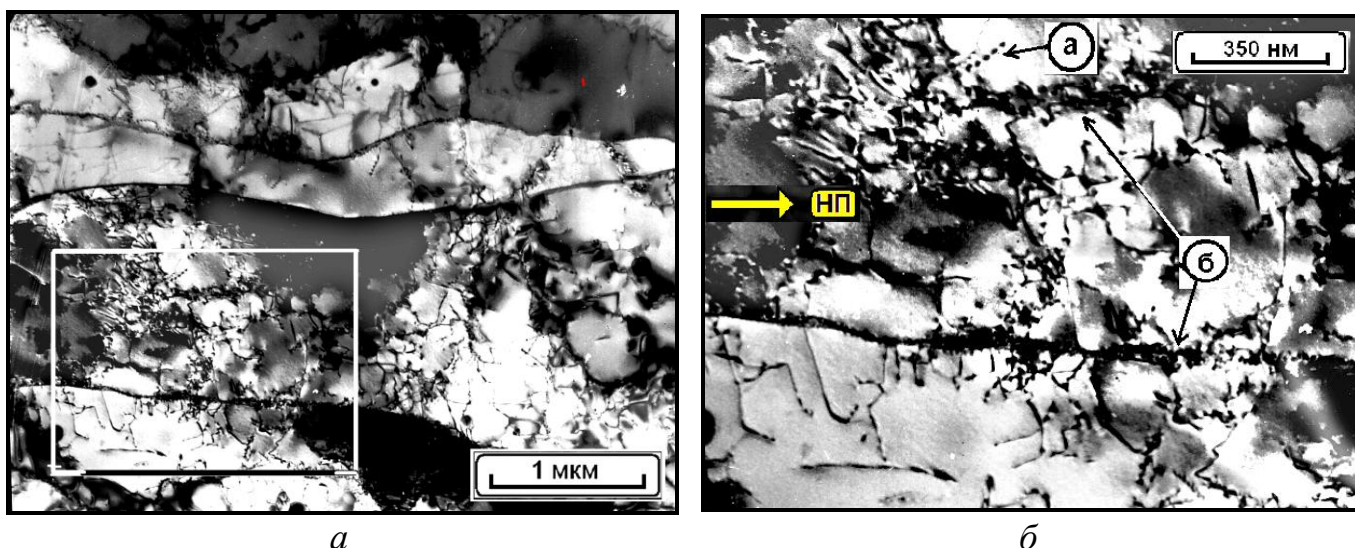


Рис. 4.5. Полигональная структура феррита после деформации стали 10Г2ФБ при 760°С и УРО: *а* – общий вид; *б* – увеличенный участок, показанный прямоугольной рамкой на рис 4.1, *а*. **а** – отдельная дислокация; **б** – субграницы. НП – направление прокатки.

#### 4.4. Механические свойства низкоуглеродистых сталей после деформации и ускоренного охлаждения от температур межкритического интервала

Формирование разнообразных по морфологии и химическому составу структур (феррита, игольчатого феррита, бейнита, некоторого количества остаточного аустенита) после деформации и ускоренного регламентированного охлаждения при различных температурах межкритического интервала, сказывается на механических свойствах стали, прошедшей такую обработку. Предел прочности ( $\sigma_B$ ) после деформации при температурах МКИ и ускоренного охлаждения не проявляет заметных колебаний и находится в диапазоне 770...790 Н/мм<sup>2</sup> (рис 4.6, табл. 4.3), поскольку не является структурно чувствительным показателем. На предел прочности в большей степени влияет скорость и сила приложенной нагрузки, а также форма и качество поверхности изделия. Поэтому одинаковая степень деформации (45 %) и снижение температуры МКИ незначительно влияют на его изменение.

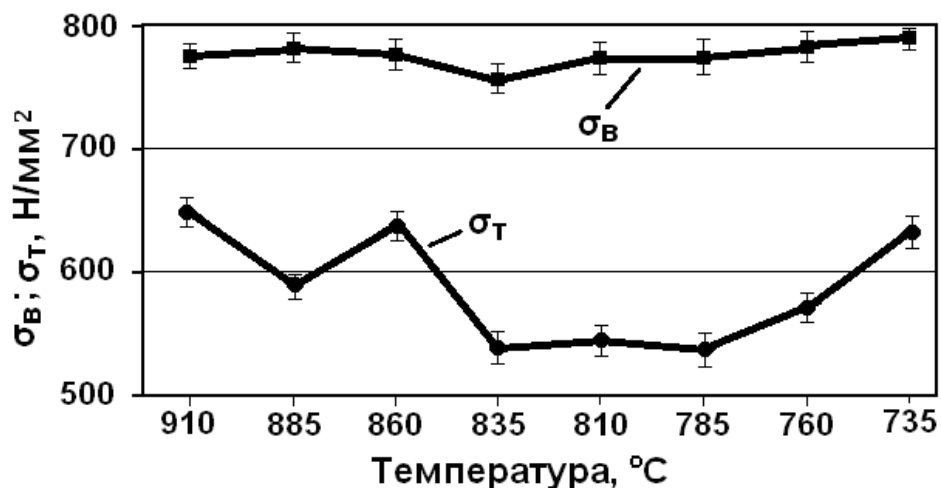


Рис. 4.6. Показатели предела текучести и предела прочности стали 10Г2ФБ после деформации и УРО при различных температурах в МКИ.

Следует отметить, что предел текучести существенно зависит от структурных изменений в стали (рис. 4.6). При температурах 910...860°C показатели предела текучести повышаются, так как в структуре преобладает высокодисперсный бейнит (игольчатый феррит или верхний бейнит). При понижении температуры деформации в МКИ (до 835...785°C) выделяется все большее количество избыточной  $\alpha$ -фазы, поэтому предел текучести несколько снижается. При температурах 760...735°C  $\sigma_T$  начинает возрастать, так как в образовавшемся ( $\approx 80\%$ ) доэвтектоидном феррите после деформации образуется развитая сеть полигональных границ, то есть действует субзеренный механизм упрочнения. Аналогичным образом наличие второй высокоуглеродистой (до 0,7 % C) составляющей – нижнего бейнита – влияет на повышение предела текучести.

Изменение ударной вязкости стали противоположно изменению предела текучести (рис. 4.7). При отрицательных температурах зависимость  $KCV^{40}$  явно выражена. При верхних температурах МКИ (885...860°C) значения ударной вязкости низкие из-за наличия в структуре большого количества бейнита и мартенсита. С понижением температуры конца деформации и увеличением в структуре доли мелких зерен феррита вязкость начинает возрастать, так как действует механизм зернограничного упрочнения по Холлу-Петчу. Это

единственный механизм упрочнения, который повышает не только предел текучести, но и снижает температуру вязко-хрупкого перехода стали. В нижнем интервале МКИ ударная вязкость снижается из-за наличия нижнего бейнита, который наследовал повышенную концентрацию углерода в аустените (до 0,75 % С).

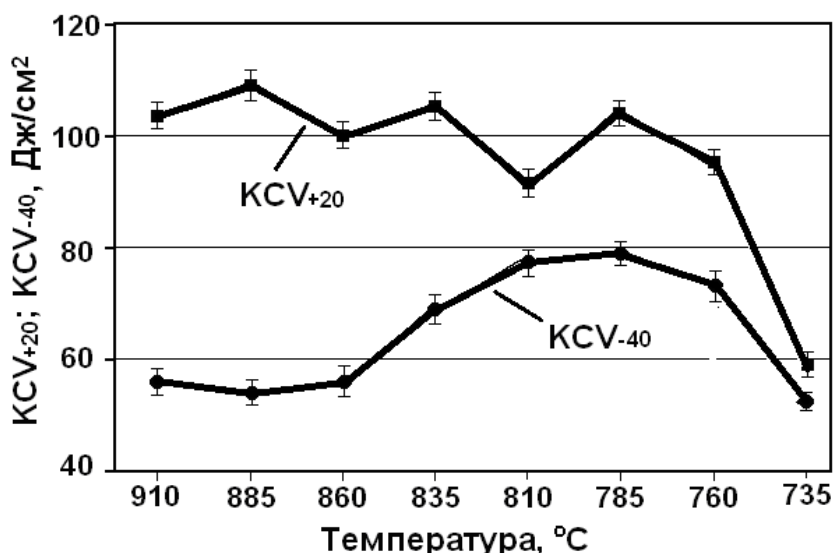


Рис. 4.7. Показатели ударной вязкости стали 10Г2ФБ после деформации и УРО при различных температурах в МКИ.

На показатели твердости стали (HRC) незначительно влияет изменение температуры деформации и соотношения  $\gamma$ - $\alpha$  фаз в пределах межкритического интервала (табл. 4.3). Так как твердость материала показывает способность сопротивления механическому проникновению в поверхностный слой другого материала, то такие количественные изменения в структуре не существенно отображаются на данном механическом свойстве стали.

Микрорельеф поверхности разрушения, на снимке, полученном с помощью растровой микроскопии (рис. 4.8), выявляет волокнистое и чашечное строение, характерное для вязкого типа разрушения. Излом матово серого оттенка имеет неровную форму – выступы и впадины. Эти признаки – следствие значительной пластической деформации, предшествовавшей разрушению.

**Результаты механических испытаний стали 10Г2ФБ**

№	t, °C	L <sub>0</sub> , мм	δ 5, %	ψ, %	σ <sub>0,2</sub> , Н/мм <sup>2</sup>	σ <sub>B</sub> , Н/мм <sup>2</sup>	KCV,		HRC
							Дж/см <sup>2</sup> +20°С	Дж/см <sup>2</sup> -40°С	
1	910	25,0	15,5	66,25	649	774	103	56	21
2	885	25,0	16,0	65,5	591	782	109	54	23
3	860	25,0	15,75	64,0	640	777	100	56	24
4	835	25,0	15,75	61,5	539	755	105	69	22
5	810	25,0	16,75	61,5	543	772	92	78	21,5
6	785	25,0	16,5	61,5	539	772	104	79	23
7	760	25,0	17,25	59,5	572	784	96	73	18
8	735	25,0	14,25	47,5	631	790	59	53	20

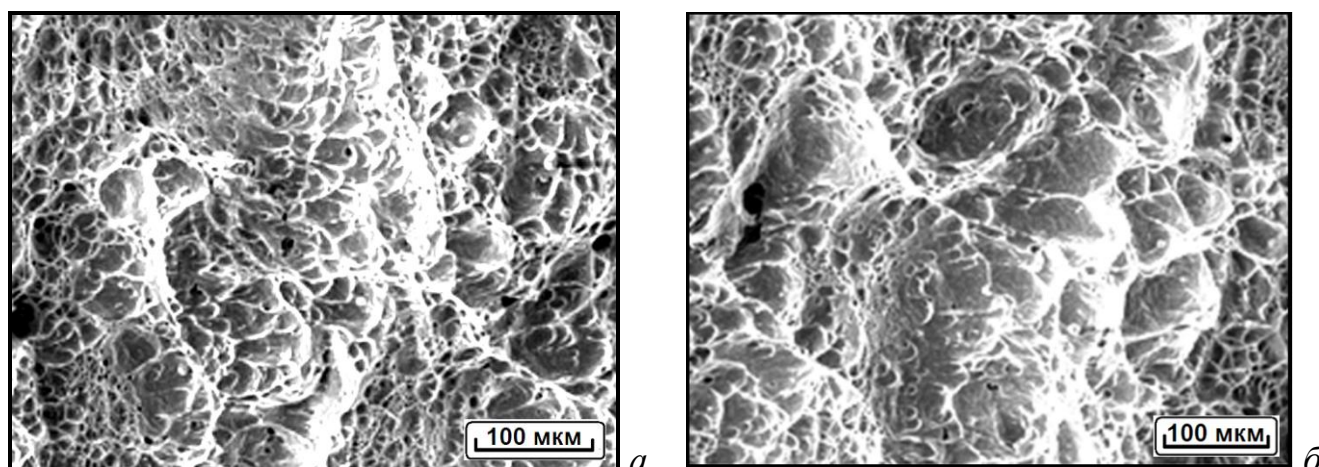


Рис. 4.8. Поверхность разрушения стали 10Г2ФБ, растровая электронная микроскопия: *а* – для стали 10Г2ФБ; *б* – для стали 09Г2С.

#### 4.5. Определение размера зерна феррита после деформации и ускоренного охлаждения от температур межкритического интервала

Статистический анализ данных относительных частот распределения размеров зерна феррита для стали после деформации при различных температурах МКИ представлен в графическом виде на рисунках 4.9-4.11.

На рисунке 4.9 показаны гистограммы распределения размеров зерна после обработки данных с помощью компьютерной программы «Металл 1.0». Компьютерный анализ показывает общую картину распределения размеров зерна феррита, но не отображает наличия сверхмелкого зерна меньше 1 мкм. После деформации и ускоренного охлаждения в конечной структуре наблюдаются зерна размерами от 2,7 до 8..10 мкм, это свидетельствует о том, что прошли процессы возврата и полигонизации, степень деформации была достаточной для образования мелкозернистой структуры.

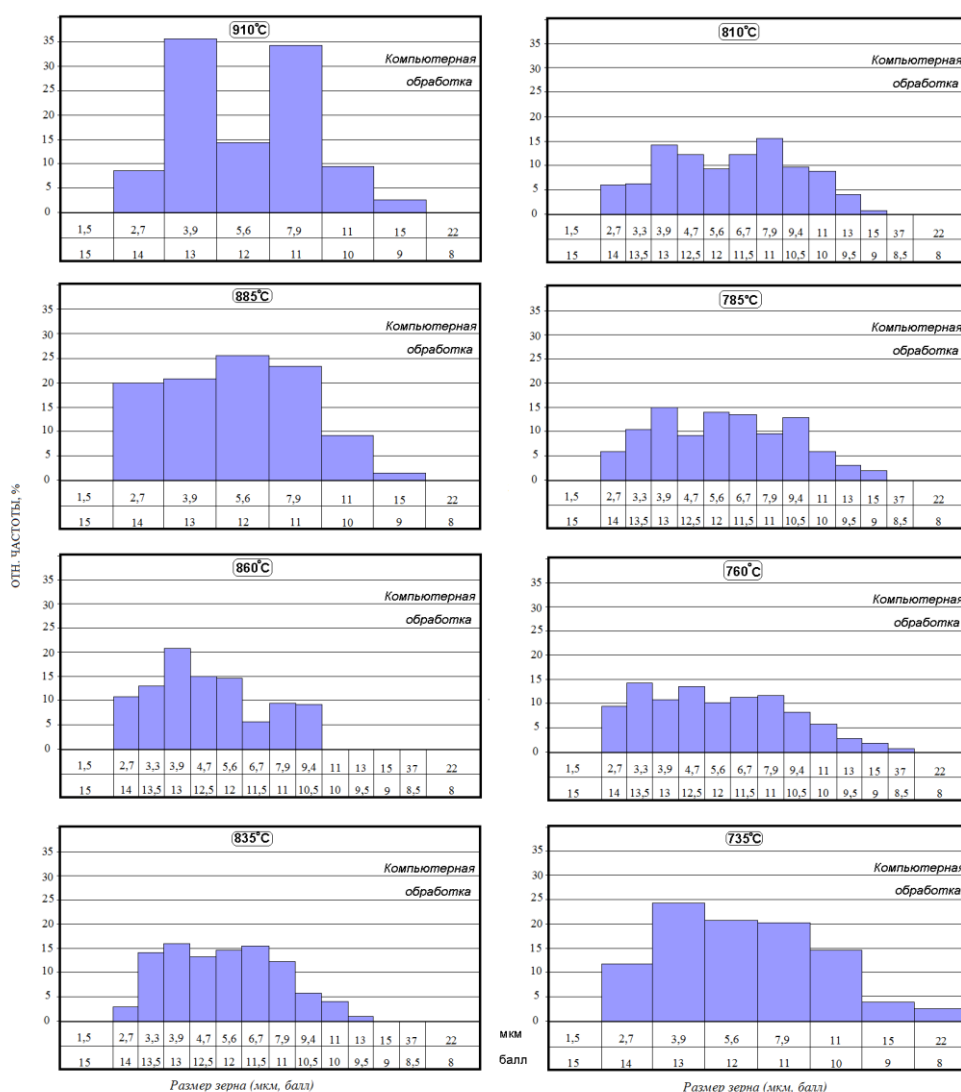


Рис. 4.9. Гистограммы распределения размеров зерна феррита в стали 10Г2ФБ после деформации при разных температурах МКИ (компьютерная программа «Металл 1.0»).

Такой разбег размеров зерна феррита иллюстрирует что определение среднего размера зерна будет не достоверно отображать изменения происходящие в стали при нагреве в МКИ, деформации и ускоренном охлаждении.

На рисунке 4.10 показаны гистограммы, данные получены с помощью персональных расчетов (см. главу 2). На гистограммах видно наличие большого количества сверхмелких зерен до 1,5 мкм (15 балл зерна). Это на практике подтверждает описанные выше теоретические рассуждения о формировании вторичного феррита на границах  $\gamma$ , после деформации и фиксации сверхмелких зерен феррита посредством ускоренного охлаждения.

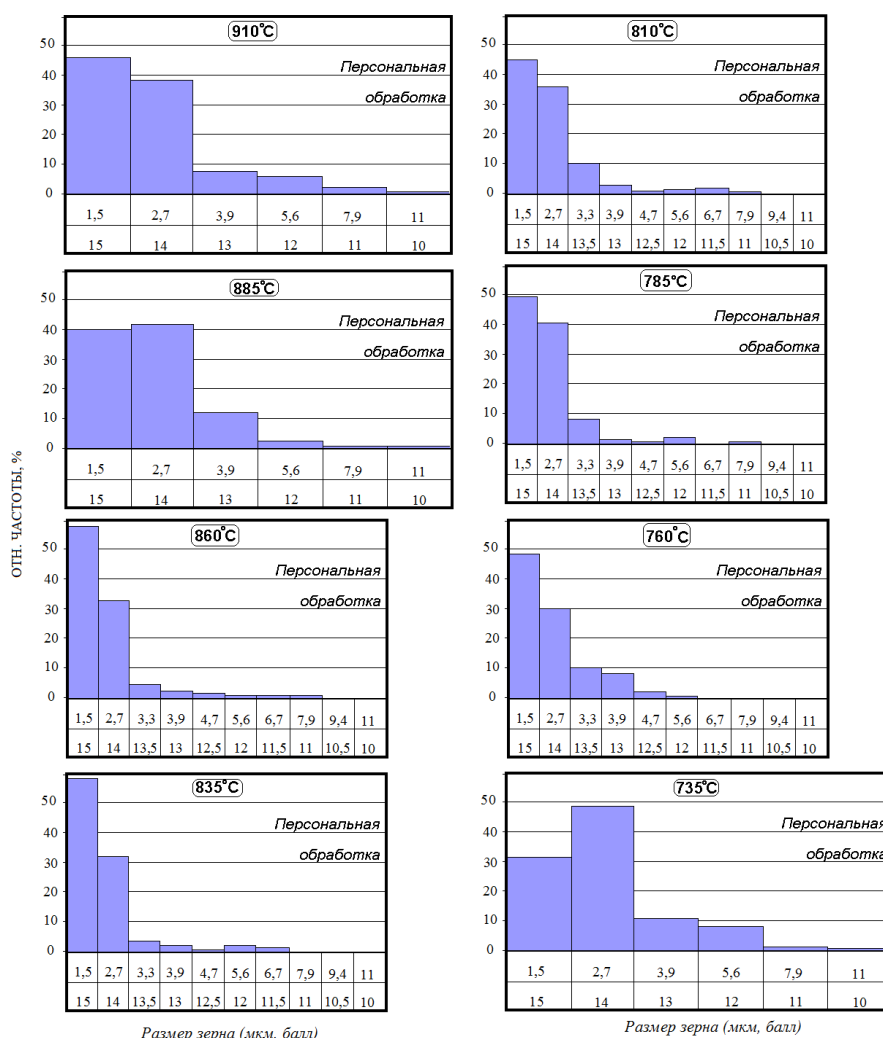


Рис. 4.10. Гистограммы распределения размеров зерна феррита в стали 10Г2ФБ после деформации при разных температурах МКИ.



На рисунке 4.11 представлены более подробные расчеты относительной частотности распределения зерен феррита с интервалом 0,5 мкм. Полигон относительных частот показал, что имеются два максимума/пика, то есть бимодальное распределение размеров зерна феррита, это свидетельствует об неоднородности распределения измеренных величин. Подтверждается наличие двух типов ферритных зерен со средним размером зерна до 6 мкм и до 1 мкм. При охлаждении стали до температур МКИ образуется доэвтектоидные феррит, который в процессе выдержки успевает вырасти максимум до 20 мкм, а также образуется вторичный феррит при деформации, ускоренном охлаждении и паузе между ними.

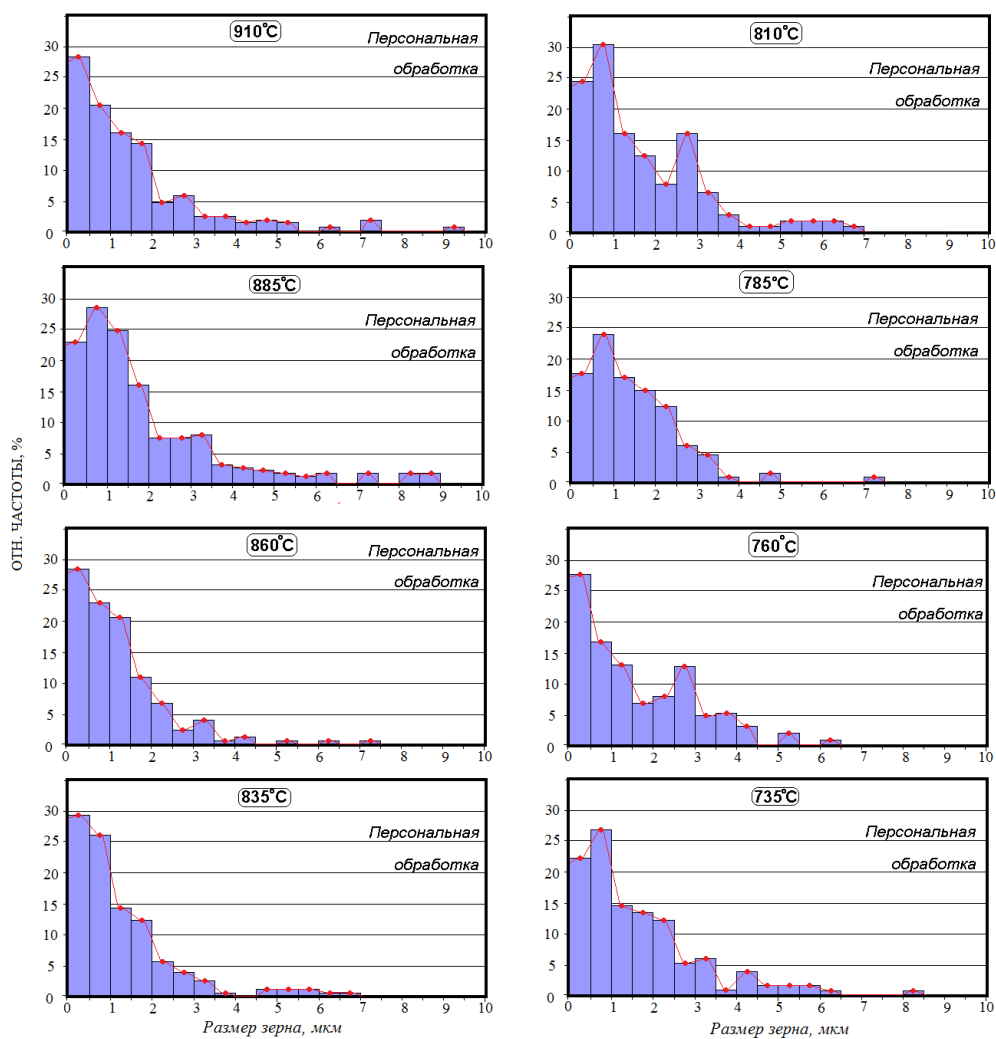


Рис. 4.11. Гистограммы распределения размеров зерна феррита в стали 10Г2ФБ после деформации при разных температурах МКИ.

## Выводы по разделу 4

Получена информация, позволяет судить о формировании структуры и свойств проката из низкоуглеродистых сталей 10Г2ФБ и 09Г2С в зависимости от температуры деформации в МКИ с последующим ускоренным охлаждением, и вносить изменения в температурные, деформационные и временные параметры производства листов по технологии КП + УРО.

В заводских условиях деформацию в черновой клети проводят в температурном интервале 980...1100°С в реверсивном периодическом режиме, при этом в чистовой клети может потребоваться корректировка температуры конечной деформации с целью повышения ударной вязкости проката.

В случае толстых листов ( $h \geq 30$  мм) может потребоваться другой вариант коррекции – в сторону повышения прочностных показателей, так как суммарная степень деформации может оказаться недостаточной для получения в готовых листах требуемой прочности, и может возникнуть необходимость увеличения количества бейнитной составляющей в структуре срединных слоёв толстого листа.

По результатам проведенных исследований можно рекомендовать менять режим завершающей деформации в зависимости от действующей технологии контролируемой прокатки и необходимости выполнять требования заказчиков по механическим свойствам, учитывая то что на конечной стадии температурный режим 785...810°С является основным и наиболее перспективным.

На основании полученных результатов сделаны следующие выводы:

1. Описано формирование структуры при нагреве, выдержки и ускоренном регламентированном охлаждении от различных температур деформации в межкритическом интервале.

2. Установлена зависимость структуры и свойств от температуры деформации в МКИ с последующим ускоренным охлаждением, на основании которой для получения требуемых свойств проката можно варьировать температуру конца деформации (в чистовой клети) в двухфазной области.



3. Для низкоуглеродистых сталей 10Г2ФБ и 09Г2С наиболее перспективное сочетание прочности и вязкости достигается при деформации в средней части МКИ.

4. На основании теоретических и экспериментальных результатов скорректирован и предложен режим прокатки, позволяющий повысить механические свойства низкоуглеродистых сталей по сравнению с существующими промышленными вариантами контролируемой прокатки листов большой толщины. Предложенный скорректированный режим прокатки листов по следующей схеме: нагрев сляба до температуры аустенитизации  $\rightarrow 1100 \dots 1150^\circ\text{C}$ , с выдержкой сляба при заданной температуре на протяжении 3...4 часов далее выполняется прокатка металла. Черновая прокатка осуществляется при температуре  $980 \dots 1100^\circ\text{C}$  за 11...13 проходов. После черновой прокатки металл охлаждают на воздухе на протяжении 5...8 мин. до температуры  $820 \dots 780^\circ\text{C}$ , далее осуществляется чистовая прокатка за 4...5 проходов с температурой конца деформации  $790 \dots 800^\circ\text{C}$ . После прокатки листы ускоренно охлаждают, а далее складывают и проводят противфлокеновую обработку.

5. Осуществлено испытание усовершенствованного температурно-деформационного режима контролируемой прокатки в производственных условиях ЧАО «ММК им. Ильича» (см. Приложение Д), результаты которого соотносились с результатами, полученными во время экспериментов в лабораторных условиях.

6. Результаты лабораторной прокатки были применены при разработке патентов (см. Приложения Е и З).

## **РАЗДЕЛ 5. ВЛИЯНИЕ НАГРЕВА И ОХЛАЖДЕНИЯ В МЕЖКРИТИЧЕСКОМ ИНТЕВАЛЕ ТЕМПЕРАТУР НА ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ЛИСТОВ ИЗ НИЗКОУГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ**

Применение дополнительных температурных обработок обуславливается необходимостью повышения недостаточно высоких показателей механических свойств, исправления «выпадов» по прочности или вязкости толстолистого проката, получаемых при случайных отклонениях от штатной технологии. Увеличение толщины листа вызывает неоднородность структуры – перлитную полосчатость. Не редко после проведения контролируемой прокатки в отдельных участках листов формируется неоднородная кристаллографическая текстура и сильно выраженная феррито-перлитная полосчатость, что приводит к анизотропии свойств в разных направлениях, снижается вязкость в Z- направлении. Особенно сильно феррито-перлитная полосчатость влияет на снижение ударной вязкости, сопротивление металла хрупкому разрушению и понижение стойкости к сероводородному растрескиванию.

Неоднородность структуры в прокате формируется по ряду причин:

- неоднородность химического состава исходной заготовки;
- влияние горячей деформации (выбор температуры начала и конца, степень и дробность, неравномерность деформации по сечению проката);
- влияние процесса ускоренного охлаждения, которое обуславливает неравномерность температуры по сечению листа (особенно в листах большой толщины).

Таким образом неудовлетворительные показатели механических свойств толстолистого проката из низкоуглеродистых сталей объясняются наличием в структуре металла феррито-перлитной полосчатости, которая является следствием случайных отклонений от технологической схемы контролируемой прокатки.

С помощью дополнительной температурной обработки проката можно исправить недостатки структуры и, как следствие, повысить комплекс механических свойств проката. Также одним из способов повышения ударной вязкости и снижения температуры хрупко-вязкого перехода без снижения прочности проката из низкоуглеродистых низколегированных сталей является измельчение ферритного зерна, которое может быть достигнуто применением температурной обработки в двухфазной  $\gamma$ - $\alpha$  области.

**Цель исследования** – оценить влияние температуры нагрева и длительности выдержки в межкритическом интервале на формирование структуры листов из низкоуглеродистой стали. Предложить режим термообработки, позволяющий частично или полностью устранить феррито-перлитную полосчатость и сформировать структуру со сверхмелким зерно феррита до 1 мкм.

Образцы, вырезанные из толстолистного проката низкоуглеродистых сталей (после контролируемой прокатки), в лабораторных условиях подвергались обработке в МКИ и  $\gamma$ -области при температурах и выдержках, представленных в таблице 5.1. Температурная обработка проката проводилась без деформации.

Таблица 5.1

**Режимы температурной обработки образцов сталей 09Г2С и 10Г2ФБ**

№ режима	Первый нагрев		Второй нагрев	
	t нагрева, °C	Длительность выдержки, ч	t нагрева, °C	Длительность выдержки, ч
1	770	1	–	–
2	810	2	–	–
3	950	1	790	1
4	950	1	790	0,5
5	950	1	–	–

### 5.1. Превращения, происходящие при нагреве и охлаждении низкоуглеродистых сталей до температур межкритического интервала

В лабораторных экспериментах установлено, что в зависимости от режима обработки структурные превращения в сталях 10Г2ФБ и 09Г2С развиваются следующим образом. При нагреве стали до межкритического интервала температур в перлитных колониях возникают зародыши аустенита, число и средние размеры которых близки к размерам и объему перлитных колоний. Поскольку в исходном состоянии (после горячей прокатки) в образцах существует неоднородность структуры (перлитная полосчатость), то после нагрева в  $\gamma$ - $\alpha$  область перлитные колонии и полосы превращаются в аустенитные, с очень мелким зерном, так как в каждой колонии имеется свои потенциальные зародыши, то есть кристаллографические варианты ориентационных соотношений феррит – цементит. Именно они определяют ориентацию решётки, а количество вариантов этих соотношений – количество и соответственно размеры будущего зерна аустенита к моменту завершения превращения перлит  $\rightarrow$  аустенит.

При повышении температуры выше критической точки  $A_{c1}$  и выдержкой зерна  $\gamma$ -фазы, расположенные на месте бывших колоний перлитной полосы, некоторое время (около 30 минут), остаются мелкими, а та часть аустенитных зёрен, которые соседствуют с ферритными, увеличивается в размерах, но замедленно, так как при этом требуется время для выравнивания концентрации углерода между аустенитом  $C \approx 0,6...0,5 \%$  и ферритом  $C \approx 0,016 \%$  (табл. 5.2). Естественно, что как количество феррита, который превращается в аустенит, так и объёмное соотношение между  $\gamma$  и  $\alpha$  фазами зависят от выбранной температуры нагрева, если она будет достаточно долго оставаться неизменной для установления относительно устойчивого равновесия.

Анализ расчетов, приведенных в табл. 5.2 и 5.3 показал следующую закономерность: с повышением температуры нагрева в двухфазной области растет количество  $\gamma$ -фазы и снижается количество  $\alpha$ . С ростом температуры

наблюдается снижение концентрации углерода в обеих фазах. Снижение концентрации углерода в аустените связано с увеличением его объемной доли в стали, а в феррите с ограниченной вместимостью решетки ОЦК атомов углерода.

Таблица 5.2

**Расчетные данные количества фаз  $\gamma$  и  $\alpha$  и концентрации углерода в них в зависимости от температуры нагрева для стали 09Г2С**

t, °C	$\gamma$ , %	$C_\gamma$ , %	$\alpha$ , %	$C_\alpha$ , %
950	100	0,09	0	0
810	21	0,38	79	0,013
790	17	0,52	83	0,014
770	14	0,6	86	0,016

При охлаждении низкоуглеродистой стали распад аустенита с концентрацией углерода в нем, соответствующей  $C_{\gamma_{\text{мки}}}$  (табл. 5.2 и 5.3), начинается с повторного образования зёрен избыточного феррита, которые зарождаются в тех аустенитных зернах, которые возникли непосредственно перед началом охлаждения и имеют пониженную концентрацию углерода  $C'_{\text{мки}} \leq C_{\text{мки}}$ .

Таблица 5.3

**Расчетные данные количества фаз  $\gamma$  и  $\alpha$  и концентрации углерода в них в зависимости от температуры нагрева для стали 10Г2ФБ**

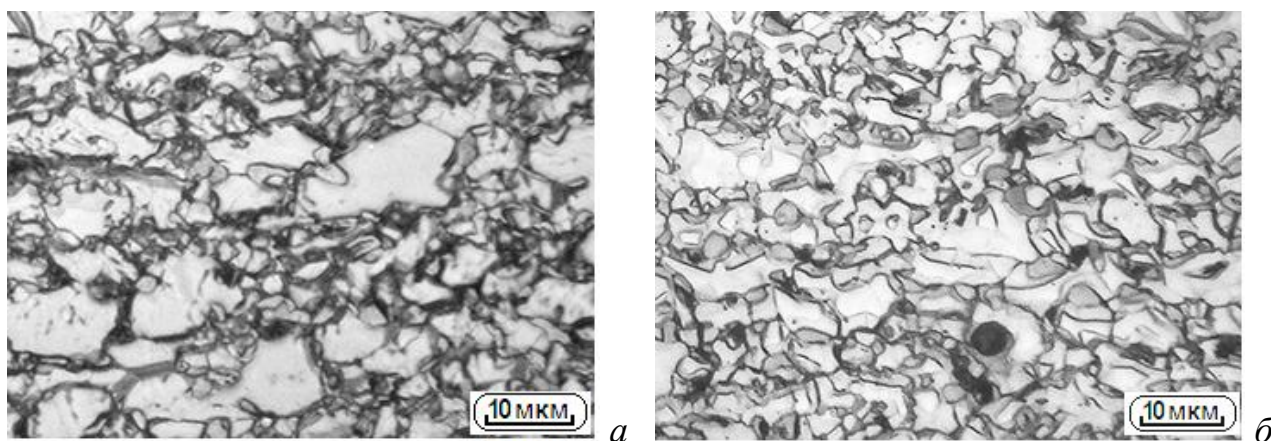
t, °C	$\gamma$ , %	$C_\gamma$ , %	$\alpha$ , %	$C_\alpha$ , %
950	100	0,10	0	0
810	24	0,38	76	0,013
790	20	0,45	80	0,015
770	16	0,54	84	0,016

Это значит, что границы аустенита, которые при нагреве «поедали» феррит начинают двигаться в обратную сторону при охлаждении, возвращаясь на

прежние места, если имеется такая возможность. Этот процесс осуществляется с большой скоростью, так как при понижении температуры увеличивается движущая сила, которая способствует восстановлению некоторых участков в зернах феррита. После окончания восстановления феррита, в сравнительно мелких зёрнах остаточного аустенита начинается образование мелких зерен феррита, а затем и цементита (при переходе через критическую точку  $A_{г1}$ ).

## 5.2. Микроструктура низкоуглеродистых сталей после нагрева и медленного охлаждения от температур межкритического интервала

Изменения структуры низкоуглеродистых сталей после нагрева, выдержки и медленного охлаждения из межкритического интервала температур показаны на рис. 5.1, а гистограммы распределения ферритного зерна – на рис. 5.2.



Нагрев до  $770^{\circ}\text{C}$ ; выдержка – 1 час.

Нагрев до  $810^{\circ}\text{C}$ ; выдержка – 2 часа.

Рис. 5.1. Микроструктура стали 09Г2С после термических обработок.

**Режим 1. Температура нагрева  $770^{\circ}\text{C}$ , выдержка 1 час.** При повышении температуры и переходе через линию PS перлит превращается в аустенит, концентрация углерода в котором при  $A_{с1}$  достигает менее 0,8 %. С повышением температуры до  $770^{\circ}\text{C}$  определенное количество феррита с (концентрацией  $\approx 0,002\%$ ) превращается в аустенит, при этом значительная часть феррита не участвует в  $\alpha \rightarrow \gamma \rightarrow \alpha$  фазовой перекристаллизации. В результате повышения

температуры концентрация углерода в  $\gamma$ -фазе снижается с 0,75 до  $\approx 0,6$  %, а в  $\alpha$ - фазе – повышается от 0,002 % до  $\approx 0,016$  % (табл. 5.2). Выдержка способствует росту зерен, ранее образовавшегося феррита. При последующем охлаждении на воздухе происходит обратный процесс – распад образовавшегося в МКИТ аустенита на феррит и цементит. Между полос феррита, образовавшегося ниже  $A_{c1}$  и подросшего при выдержке в МКИ (с размером зерна до 12 мкм) образуется смесь цементита и сверхмелких зерен феррита, с размерами до 1 мкм в количестве около 50 % от объемной доли  $\alpha$ -фазы в стали (рис. 5.1, а и 5.2). После выдержки и медленного охлаждения феррито-перлитная полосчатость не наблюдается.

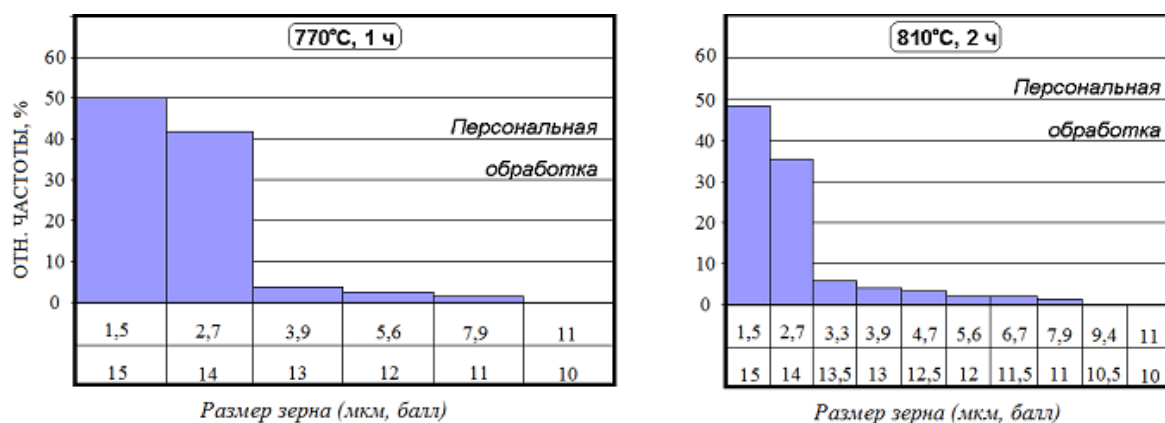


Рис. 5.2. Гистограмма распределения размера зерна феррита в стали 09Г2С после термообработки при разных температурах МКИ.

**Режим 2. Температура нагрева 810°C, выдержка 2 часа.** С увеличением температуры нагрева до 810°C и времени выдержки до 2-х часов увеличивается количество аустенита в результате превращения некоторой дополнительной части  $\alpha$ -фазы в  $\gamma$ -фазу; изменяется концентрация углерода – в феррите она снижается до 0,013 %, а в аустените – до  $\approx 0,38$  %. Повышение температуры нагрева в МКИ и увеличение выдержки вносит изменения в конечную структуру стали: количество мелких зерен феррита (до 2,5 мкм) снижается (рис. 5.2). Так как при температуре 810°C количество вторично образовавшегося феррита меньше, чем при температуре 770°C (режим 1) и выдержка продолжительнее, зерна  $\alpha$ -фазы имеют большие диффузионную и концентрационную возможности роста до

размеров 3...6 мкм. Далее происходит диффузия углерода и марганца на границы и в аустенитные пространства между ферритными зёрнами, где образуется перлит в виде мелких искажённых колоний или даже отдельных частиц цементита. После двухчасовой выдержки практически устраняется текстура прокатки и феррито- перлитная полосчатость, снижается ликвационная неоднородность стали (рис. 5.1, б).

### **5.3. Превращения, происходящие при нагреве в $\gamma$ - область и межкритический интервал температур с последующим медленным охлаждением**

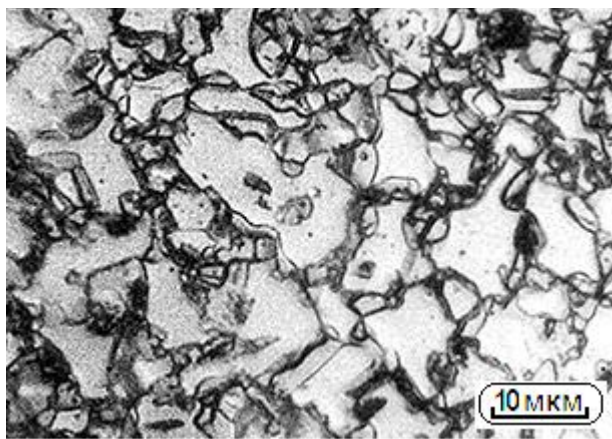
*При нагреве выше критической точки  $A_{c3}$*  формируется структура аустенита. С увеличением температуры и выдержки в  $\gamma$ -фазе происходят диффузионные процессы перераспределения легирующих элементов в стали, выравнивается концентрация углерода не только в объеме всего аустенита, но и в каждом зерне. В результате образуется равновесная зеренная структура аустенита.

*При охлаждении до температур МКИ ( $t_{\text{МКИ}}$ )* аустенит частично распадается с образованием феррита, количество которого зависит от выбранной температуры, при этом  $\gamma$ -фаза обогащается углеродом до содержания, соответствующего  $C_{\gamma_{\text{МКИ}}}$  (табл. 5.2 и табл. 5.3). Чем ниже выбранная температура нагрева в МКИ, тем большее количество зерен феррита выделится.

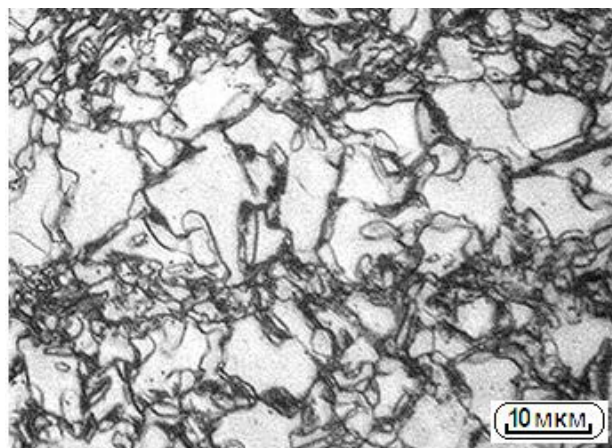
### **5.4. Микроструктура низкоуглеродистых сталей после нагрева в $\gamma$ - область и межкритический интервал температур с последующим медленным охлаждением**

Изменения структуры низкоуглеродистых сталей после нагрева в  $\gamma$ - область и межкритический интервал температур, с последующим медленным охлаждением показаны на рис. 5.3, а гистограммы распределения ферритного зерна – на рис. 5.4.





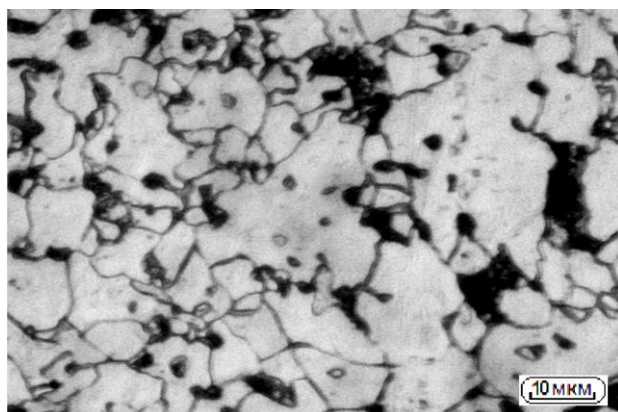
а



б

Нагрев до 950°C, выдержка – 1 час +  
нагрев до 790°C, выдержка – 1 час.

Нагрев до 950°C; выдержка – 1 час +  
нагрев до 790°C; выдержка – 0,5 часа.



в

Нагрев до 950°C; выдержка – 1 час.

Рис. 5.3. Микроструктура стали 09Г2С после термических обработок.

**Режим 3. Ступенчатая обработка по схеме: нагрев до температуры 950°C, выдержка 1 час; снижение температуры до 790°C, выдержка 1 час.** Нагрев стали выше критической точки  $A_{c3}$  до 950°C приводит к образованию аустенита с содержанием углерода  $\approx 0,09\%$ . Выдержка способствует увеличению аустенитных зерен, что влияет на формирование размера зерна феррита в дальнейшем при снижении температуры до МКИ. Нагрев и выдержка в  $\gamma$ -области, а затем в межкритическом интервале приводит к увеличению количества ферритных зерен в диапазоне 7...11 мкм (рис. 5.3 и рис. 5.4) и снижению количества сверхмелких зерен феррита до  $\approx 20\%$ . После обработки по режиму 3 текстура прокатки и феррито-перлитная полосчатость не

наблюдаются, однако ферритные зерна значительно крупнее, чем после однократного нагрева в межкритический интервал температур (режим 1 и 2).

**Режим 4. Ступенчатая обработка по схеме: температура нагрева 950°C, выдержка 1 час; снижение температуры до 790°C, выдержка 30 мин.** Уменьшение выдержки с одного часа до получаса в двухфазной области приводит к увеличению количества сверхмелких зерен вторично выделившегося феррита (в объемной доли  $\alpha$ -фазы в стали), в среднем до 35 %. При этом также увеличивается максимальный размер зерна феррита по сравнению с однократной обработкой в межкритическом интервале температур (рис. 5.4). В конечной структуре стали наблюдается перлитная полосчатость 2...3 балла (рис. 5.3, б). Наличие полосчатости можно объяснить сокращением времени выдержки в МКИ, в сравнении с режимом 3.

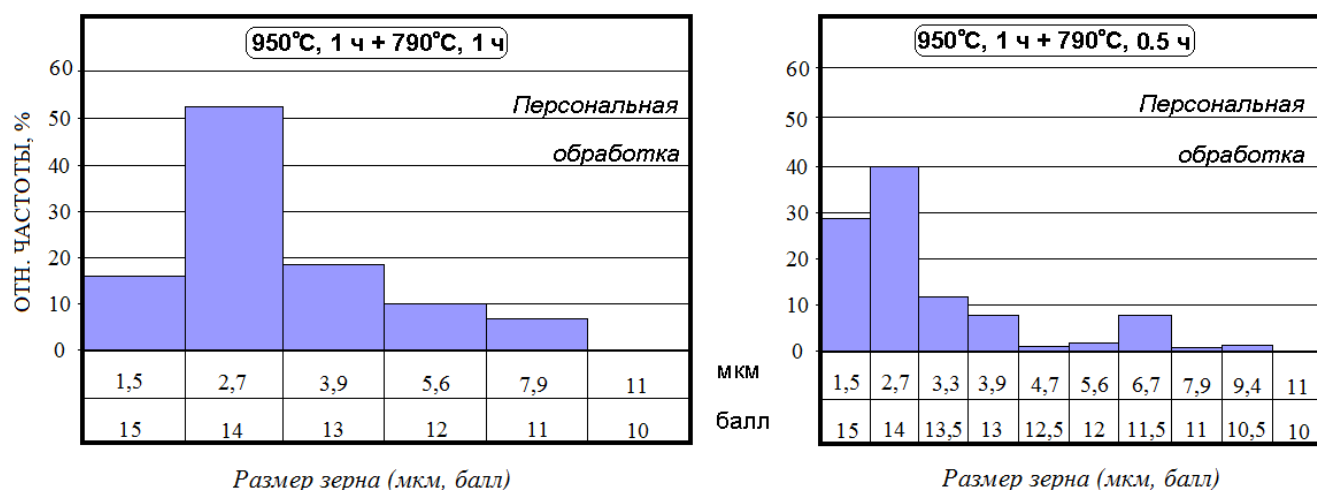


Рис. 5.4. Гистограмма распределения размера зерна феррита в стали 09Г2С после термообработки при разных температурах МКИ.

**Режим 5. Температура нагрева 950°C, выдержка 1 час.** При нагреве в  $\gamma$ -область формируется равновесная структура аустенита, который при охлаждении распадается на феррит и цементит. Так как первым начинается зарождение феррита на границах более крупных зерен аустенита (по сравнению с аустенитом в МКИТ), то и образовавшиеся зерна феррита крупнее (рис. 5.1, д). Цементит, зарождающийся в последних мелких разрозненных порциях аустенита

(пересыщенного углеродом), не формирует «регулярных» колоний перлита, так как для этого нет достаточного пространства. Следует отметить, после такой обработки зерна феррита в структуре стали достигают размеров 15...25 мкм, что значительно крупнее чем после обработки в двухфазной  $\gamma$ - $\alpha$  области [1].

### 5.5. Определение размера зерна феррита после обработки в межкритическом интервале температур

После термической обработки в двухфазной области по различным режимам и медленного охлаждения на полученных снимках наблюдается бимодальное распределение размеров зерна феррита (рис. 5.1 и 5.3). Наличие сверхмелких зерен феррита размерами 1...3 мкм и более крупных 8...10 мкм подтверждается гистограммами, представленными на рис. 5.2.

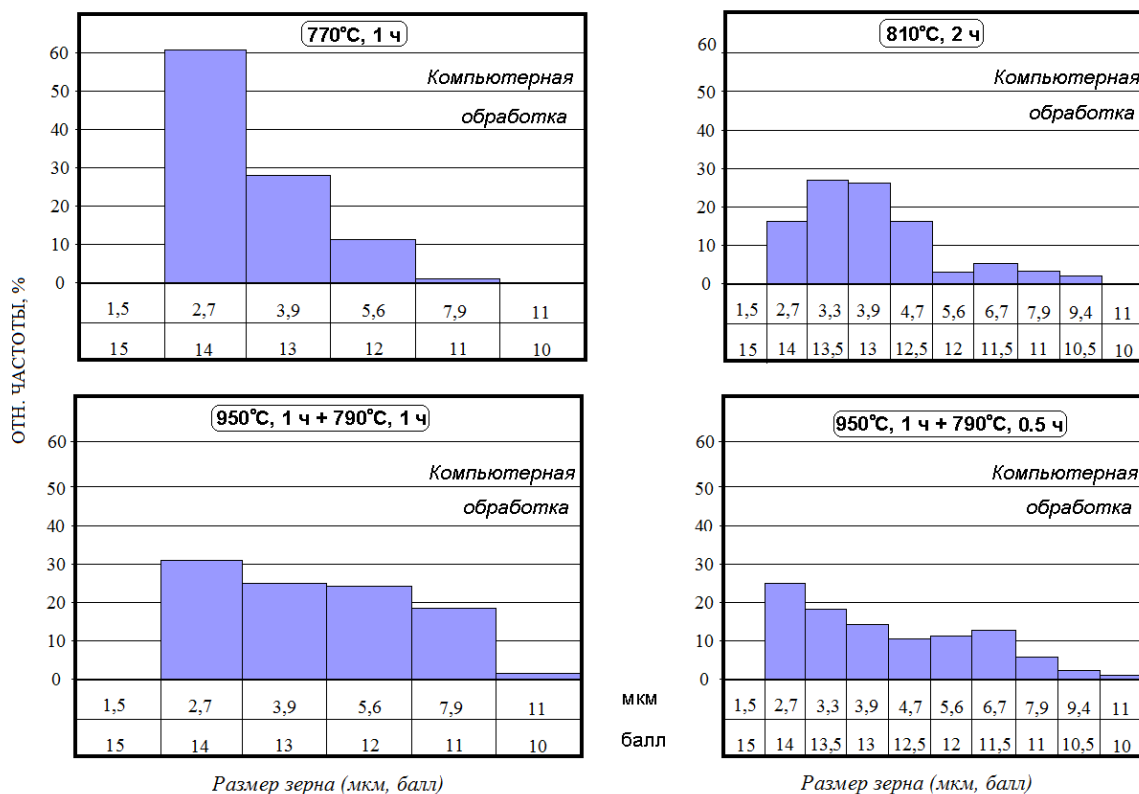


Рис. 5.5. Гистограмма распределения размера зерна феррита в стали 09Г2С после обработки при разных температурах МКИ (с помощью компьютерной программы «Металл 1.0»).

Кривые распределения размеров зерна феррита показывают два пика, что свидетельствует об неоднородности распределения зерна. После обработки в МКИ существуют два вида ферритных зерен: «первичный» – более крупный и «вторичный» – мелкий. Происходит процесс собирательной рекристаллизации – увеличение зерен феррита, ранее образовавшихся и зарождение новых зерен, что приводит к разнотерности.

Следует отметить, что наличие сверхмелкого зерна феррита было определено с помощью персональной обработки (рис. 5.6), так как возможности подсчета зерен по компьютерной программе по программе «Металл 1.0» ограничены и на гистограммах (рис. 5.5.) не отображены зерна размером меньше 14- го балла.

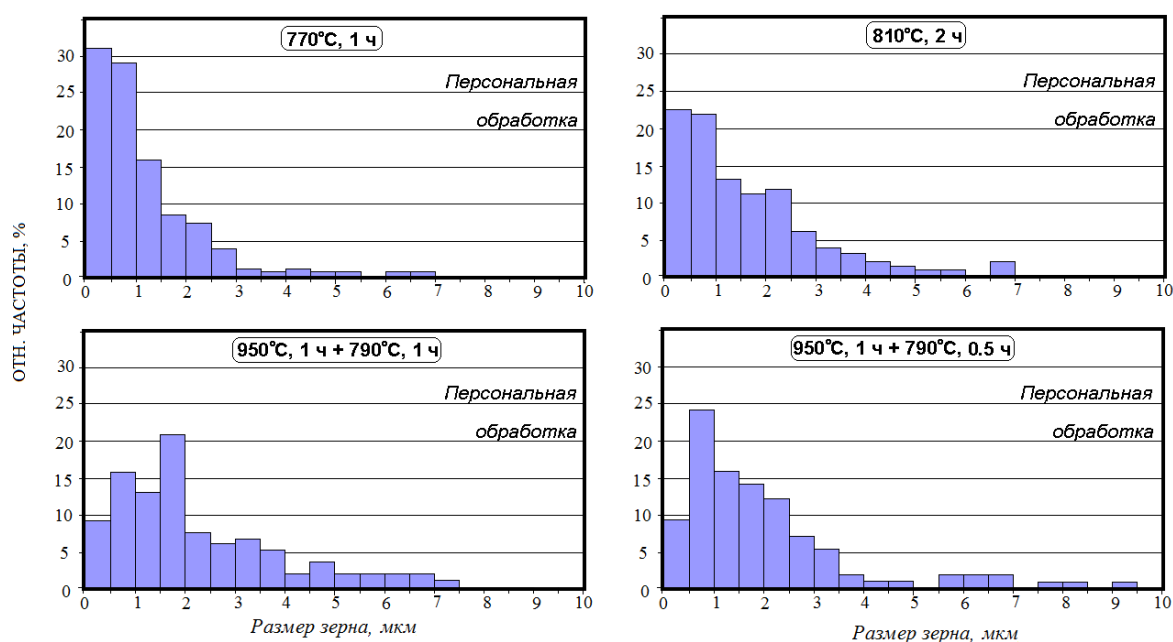


Рис. 5.6. Гистограмма распределения размера зерна феррита в стали 09Г2С после обработки при разных температурах МКИ.

Более подробные данные были получены с помощью персональной обработки, для определения размера зерна феррита был использован метод подсчета пересечений границ зерен и его результаты изображены в виде гистограммы распределения размера зерна феррита (рис. 5.6). После нагрева в

двухфазную область (режим 1 и 2) зерен феррита с размерами до 1 мкм образуется порядка 55 % и 45 % от объемной доли феррита в стали. После ступенчатой обработки – нагрева в  $\gamma$ -область, а затем охлаждение до температур МКИ, выдержки и медленного охлаждения количество сверхмелких зерен снизилось до  $\approx 25$  % (режим 3) и  $\approx 35$  % (режим 4).

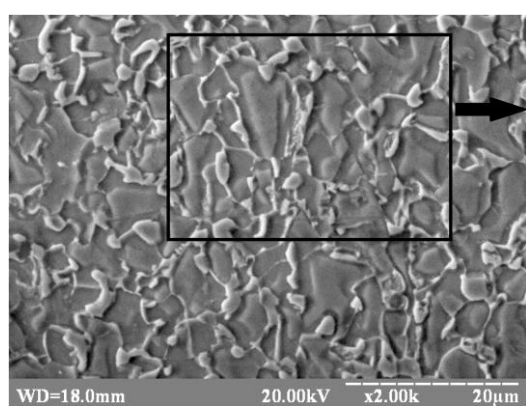
### **5.6. Применение методики определения удельных объемов фаз в межкритическом интервале температур при нагреве низкоуглеродистых сталей (с помощью отражательной электронной микроскопии)**

Анализ снимков, полученных с помощью растрового электронного микроскопа (РЭМ) показал, что после нагрева по предложенным режимам структура стали 09Г2С состоит из феррита, цементита и пластинчатого перлита. Размеры зерен феррита, который он занимал при выдержке в МКИ (рис. 5.5, б – обозначены красным) и после охлаждения (обозначены синим) видны из-за разницы концентрации углерода, что создало контраст серого на снимках. Рост ферритных зерен свидетельствует о начале протекания рекристаллизационных процессов в стали. Наблюдаются более крупные зерна феррита после ступенчатой обработки по режимам 3 и 4 (рис. 5.5, в и г) в сравнении с нагревом в МКИ режим 2 (рис. 5.5, а). Укрупнение зерна феррита связано с полной фазовой перекристаллизацией – превращением феррито-перлитной структуры в аустенит и выдержкой в  $\gamma$ -области.

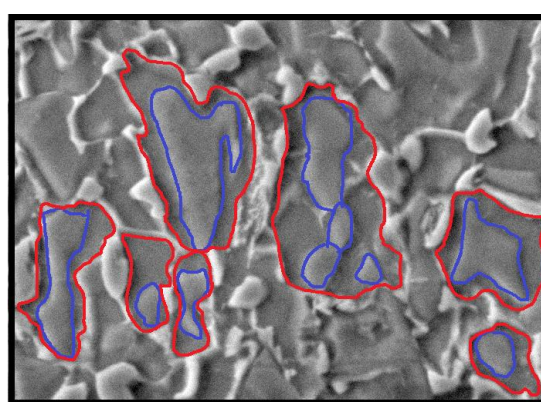
Микроструктура листов после предложенной обработки (режим 1 и 2) в МКИТ характеризуется высокой дисперсностью ферритных зерен и уменьшением перлитной полосчатости, что положительно влияет на механические свойства проката. Вместо протяженных перлитных полос наблюдаются «островки» цементита и перлита, окруженные ферритом. Температурная обработка с неполной фазовой перекристаллизацией, то есть нагрев и выдержка в двухфазной области с последующим медленным охлаждением, обеспечивает устранение полосчатой структуры. Это объясняется тем, что в процессе нагрева выше  $t_{Ac_1}$



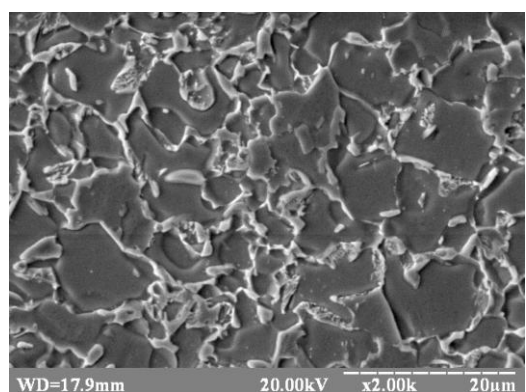
сначала образуются вытянутые участки аустенита на месте бывших перлитных полос, а затем, по мере повышения температуры, часть  $\alpha$ -фазы претерпевает превращение в  $\gamma$ -фазу. При охлаждении происходит сразу несколько процессов: а) ферритные зерна, существовавшие при выдержке в МКИ, с началом снижения температуры частично восстанавливают свои прежние размеры; б) начинают зарождаться и расти новые зерна феррита; в) в обогащенном углеродом аустените «зажатом» между ферритами образуются небольшие участки цементита или перлита.



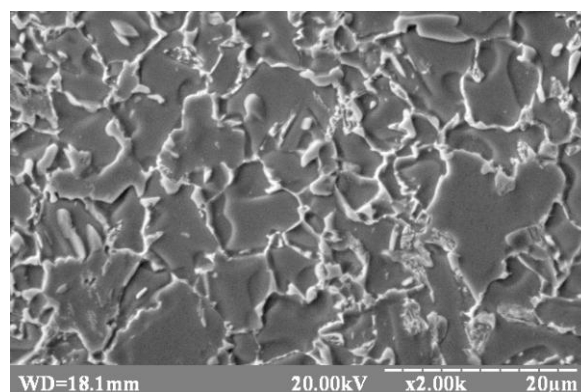
Нагрев до 810°C; выдержка – 2 часа.



Область, выделенная рамкой на рис. 5.5, а.



Нагрев до 950°C, выдержка – 1 час +  
нагрев до 790°C, выдержка – 1 час.



Нагрев до 950°C; выдержка – 1 час +  
нагрев до 790°C; выдержка – 0,5 часа.

Рис. 5.7. Микроструктура стали 09Г2С после термических обработок (РЭМ).

На снимки сделанных с помощью электронного растрового микроскопа была применена новая методика выявления границ зерен при нагрев в МКИТ и

произведены расчеты реально количества аустенита при выдержке в двухфазной области (табл. 5.4). Подтвердились положения описанные в разделе 3 – для температур нижней области МКИ 810°C и 790°C метод даёт хорошую точность (до 2 %). При выдержке в межкритическом интервале 790°C в течении одного часа количество аустенита в стали  $\approx 17\%$ , а уменьшение выдержки до получаса приводит к незначительному снижению количества  $\gamma$ -фазы в стали. Несмотря на то, что различная выдержка по режимам 3 и 4 незначительно влияет на количественное содержание аустенита, зато на изменения в структуре стали заметны: режим 3 – текстура прокатки и феррито- перлитная полосчатость не наблюдаются, режим 4 – перлитная полосчатость 2...3 балла.

Таблица 5.4

**Расчётные и экспериментальные определения удельных объёмов  
аустенита при нагреве в МКИТ стали 09Г2С**

№ режима	Режим	t <sub>мки</sub> , °С	V <sub>γ</sub> , %	
			расч.	эксп.
<b>2</b>	Нагрев до 810°C; выдержка – 2 часа.	810	21	20
<b>3</b>	Нагрев до 950°C, выдержка – 1 час + нагрев до 790°C, выдержка – 1 час.	790	17	17
<b>4</b>	Нагрев до 950°C; выдержка – 1 час + нагрев до 790°C; выдержка – 0,5 часа.	790	17	15

**Выводы по разделу 5**

1. Исследовано влияние термических обработок по различным режимам нагревов в МКИТ на формирование структуры низкоуглеродистых низколегированных сталей 09Г2С и 10Г2ФБ.

2. Установлено, что после нагрева указанных сталей в межкритическом интервале при температуре 770°C, выдержки 1 час и охлаждении на воздухе в их структуре образуется до 45 % сверхмелкого зерна феррита размерами до 1 мкм.

При таком нагреве получается структура, в которой мелкие разрозненные участки цементита (перлита) равномерно распределены между зерен феррита. В структуре стали феррито-перлитная полосчатость не наблюдается.

3. Повышение температуры нагрева до 810°C и увеличение времени выдержки в МКИ до 2-х часов способствует снижению количества сверхмелких зерен феррита до 35 % и некоторому увеличению их размеров (до 3...6 мкм).

4. Ступенчатая термическая обработка, заключающаяся в аустенитизации и последующей выдержке в МКИ, способствует снижению (до 20 %) количества сверхмелких зерен феррита и увеличению их размеров до 10 мкм. В конечной структуре стали наблюдается перлитная полосчатость 2...3 балла.

5. На основании полученных результатов предложен режим термической обработки низкоуглеродистых низколегированных сталей марок 09Г2С и 10Г2ФБ: нагрев до температур МКИ 820...770°C, выдержка 1 час, охлаждение на воздухе; позволяющий повысить механические свойства листов после контролируемой прокатки за счет формирования структуры с содержанием до 45 % феррита со сверхмелким зерном (до 1 мкм) и устранения перлитной полосчатости. Предложенный режим позволяет повышать механические свойства и исправлять «выпады» по пластическим свойствам, полученные при случайных отклонениях температуры и деформации в процессе контролируемой прокатки.



## ОБЩИЕ ВЫВОДЫ

В диссертации сделано теоретическое обобщение и предложены новые решения научно-практической задачи, которые заключаются в развитии опыта о влиянии параметров контролируемой прокатки, в частности, в межкритическом интервале температур, на формирование структуры и свойств толстолистого проката из низкоуглеродистых сталей 09Г2С и 10Г2ФБ и разработки усовершенствованной технологии контролируемой прокатки, которая обеспечивает повышение механических свойств проката. На основании проведенных теоретических и практических исследований сделаны следующие научные и практические выводы:

1. **Проведено** в лабораторных условиях экспериментальную прокатку сталей 10Г2ФБ и 09Г2С, которая моделирует процесс изготовления листа по схеме двухклетевой контролируемой прокатки, где межкритический интервал температур был разделен на восемь участков. На образцах, сгруппированных по температурным участкам, с использованием методов световой и электронной микроскопии определены: общая структура; градация зерен по размерам; объемная доля фаз; механические свойства на растяжение –  $\sigma_B$ ,  $\sigma_{0,2}$ ,  $\delta_5$ , на ударную вязкость  $KCV^{+20}$ ,  $KCV^{-40}$  и твердость HRC.
2. **Установлено** путем определения причинно-следственных связей в цепи температура – деформация – структура – свойства, что в межкритическом интервале существуют температурные участки с наиболее благоприятным сочетанием показателей прочности и вязкости. Для сталей типа 09Г2С и 10Г2ФБ высокие прочностные показатели обеспечиваются при ведении процесса конечной деформации в верхней (885...910°C), а также в нижней части МКИ (730...760°C), а высокие показатели ударной вязкости – при 785...810°C.
3. **Определено** теоретическим и экспериментальным методами количественное соотношение фаз феррит-аустенит при нагреве

низкоуглеродистых сталей 10Г2ФБ, 09Г2С и 20 до температур интервала  $A_{c1}...A_{c3}$ . Показано, что действительное удельное количество образовавшегося при этом аустенита на 10...20 % меньше, чем рассчитанное на основании теоретических рассуждений. Полученные количественные зависимости могут быть использованы при разработке и усовершенствовании технологических процессов контролируемой прокатки.

4. **Разработана** методика металлографического определения (реставрации) расположения межфазных  $\gamma$ - $\alpha$  границ зерен во время  $\alpha \rightarrow (\alpha + \gamma) \rightarrow \alpha$  перекристаллизации при нагреве до температур межкритического интервала. Она дает возможность фиксировать положения межфазных границ и проводить подсчет относительного количества фаз в структуре сталей; определять фактическую температуру неизвестных режимов температурных обработок.
5. **Выполнена** сравнительная оценка размеров зерна ферриту после разных температурных обработок проката из сталей 09Г2С и 10Г2ФБ по двум методиками – по ГОСТ 5639-82 и по программе «Метал 1.0». Установлено совпадение полученных результатов и отмечено недостаточную границу измеренных размеров (до  $\approx 1,5$  мкм) в программе «Метал 1.0».
6. **Установлен** бимодальный характер распределения размеров ферритных зерен от температуры нагрева в межкритическом интервале и последующего охлаждения со скоростью не меньше  $10^\circ\text{C}/\text{с}$ , который наиболее четко проявляется при температурах  $750...800^\circ\text{C}$ : первый максимум составляет  $0,5...3,0$  мкм, второй –  $5,0...8,0$  мкм. Это позволяет управлять структурой сталей путем регулирования температуры конечной деформации в межкритическом интервале для получения преобладающего количество зерен мелкой фракции, а также влиять на конечные механические свойства продукции.
7. **Предложен** усовершенствованный температурный режим контролируемой прокатки сталей 10Г2ФБ и 09Г2С на основе определения наиболее эффективной температуры МКИ по схеме: черновая прокатка  $\rightarrow$

снижение температуры до  $790 \pm 15^\circ\text{C}$  → деформация в чистовой клетке →, ускоренное охлаждение до  $200 \pm 25^\circ\text{C}$  – для создания мелкозернистой фракции в структуре стали, что обеспечивает повышение прочностных и пластических характеристик листов повышенной толщины в сравнении с действующими в настоящее время режимами контролируемой прокатки.

8. **Разработан** режим нагрева и дальнейшего охлаждения от температур межкритического интервала для измельчения зеренной структуры и повышения ударной вязкости проката и других изделий из х строительных сталей 09Г2С и 10Г2ФБ, который может быть применен как дополнительная обработка для устранения брака, связанного со случайными отклонениями технологических параметров или для повышения механических свойств изделий в соответствии с требованиями нормативных документов.
9. **Осуществлено** испытание предложенного температурно-деформационного режима контролируемой прокатки в производственных условиях ЧАО «ММК им. Ильича», результаты которого подтвердили полученные во время экспериментов в лабораторных условиях.
10. Полученные научные и практические результаты работы **применены** в учебном процессе на кафедре материаловедения и обработки материалов в ГВУЗ «Приднепровская государственная академия строительства и архитектуры».

**СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННЫХ ИСТОЧНИКОВ**

1. Ткач Т. В. Экспериментальное определение удельных объемов фаз в межкритическом интервале температур при термической обработке низкоуглеродистых сталей / В. И. Большаков, Г. Д. Сухомлин, Т. В. Ткач, В. Д. Лаухин // Строительство, материаловедение, машиностроение : сб. научн. тр. / Приднепр. гос. акад. стр-ва и архитектуры. – Днепропетровск : ПГАСА, 2015. – Вып. 80. – С. 71 – 78.
2. Ткач Т. В. Влияние деформации в межкритическом интервале температур при контролируемой прокатке с ускоренным регулируемым охлаждением на конечную структуру и свойства толстолистого проката / В. И. Большаков, Г. Д. Сухомлин, Т. В. Ткач // Вісник Придніпровської державної академії будівництва та архітектури : зб. наук. пр. / Придніпр. держ. акад. буд-ва та архітектури. – Дніпропетровськ : ПДАБА, 2016. – Вип. №1 (214). – С. 79 – 87.
3. Пат. 99770, Україна, МПК В21В 45/02 (2006.1). Спосіб термомеханічної обробки низьковуглецевої мікролегованої сталі зі збереженням полігональної структури фериту / Т. В. Ткач, В. І. Большаков, І. С. Федорова, С. В. Іванцов, О. В. Мурашкін, Д. В. Лаухін, Г. Д. Сухомлин, О. В. Бекетов, В. Д. Лаухін, Н. О. Ротт, О. В. Любимова-Зінченко; власник ДВНЗ ПДАБА. – № 2014 13687 ; заявл. 22.12.2014 ; опубл. 25.06. 2015, Бюл. № 12. – 2 с.
4. Пат. 99769, Україна, МПК В21В 45/02 (2006.1). Спосіб термомеханічної обробки низьковуглецевої мікролегованої сталі / О. В. Бекетов, В. Д. Лаухін, Н. О. Ротт, О. В. Мурашкін, О. В. Любимова-Зінченко, В. І. Большаков, Д. В. Лаухін, І. С. Федорова, Т. В. Ткач, Г. Д. Сухомлин; власник ДВНЗ ПДАБА. – № 2014 13685 ; заявл. 22.12.2014 ; опубл. 25.06.2015, Бюл. № 12. – 2 с.
5. Лахтин Ю. М. Основы металловедения / Ю. М. Лахтин. – Москва : Металлургия, 1988. – 320 с.
6. Гуляев А. П. Металловедение : учебник для вузов. 6-е изд. перераб. и доп. / А. П. Гуляев. – Москва : Металлургия, 1986. – 544 с.

7. Стародубов К. Ф. Термическое упрочнение проката / К. Ф. Стародубов, И. Г. Узлов, В. Я. Савенко и др. – Москва : Металлургия, 1970. – 368 с.
8. Арзамасов Б. Н. Материаловедение : учеб. для высших учебных заведений. 2-е изд., испр. и доп. / Б. Н. Арзамасов, И. И. Сидорин, Г. Ф. Косолапов и др. – Москва : Машиностроение, 1986. – 384 с.
9. СНиП II-23-81. Стальные конструкции. Актуализированная редакция. – Москва : Министерство регионального развития Российской Федерации, 2011. – 173 с.
10. Гольдштейн М. И. Специальные стали : учебник для вузов / М. И. Гольдштейн, С. В. Грачев, Ю. Г. Векслер. – Москва : Металлургия, 1985. – 408 с.
11. ГОСТ 9454-78 Металлы. Метод испытания на ударный изгиб при пониженных, комнатной и повышенных температурах. – Москва : Издательство стандартов, 1994. – 12 с.
12. Болховинитов Н. Ф. Металловедение и термическая обработка. 2-е перераб. изд. / Н. Ф. Болховинитов. – Москва : Машгиз, 1952. – 427 с.
13. ГОСТ 16523-97. Прокат тонколистовой из углеродистой стали качественной и обыкновенного качества общего назначения. Технические условия. – Минск : Издательство стандартов, 1997. – 11 с.
14. ГОСТ 1577-93. Прокат толстолистовой и широкополосный из конструкционной качественной стали. Технические условия. – Минск : Издательство стандартов, 1993. – 79 с.
15. ГОСТ Р 52079-2003 Трубы стальные сварные для магистральных газопроводов, нефтепроводов и нефтепродуктопроводов. Технические условия. – Москва : Издательство стандартов, 2003. – 28 с.
16. Исследование рынка толстолистового проката [Электронный ресурс]. Металл Эксперт Консалтинг. – Режим доступа : [http://metalexpertresearch.ru/research/ru/issledovanie\\_rynka\\_tolstolistovogo\\_prokat\\_a.html?OpenDocument](http://metalexpertresearch.ru/research/ru/issledovanie_rynka_tolstolistovogo_prokat_a.html?OpenDocument). – Дата обращения: 11.04.16. – Название с экрана.

- 17.Лахтин Ю. М. Материаловедение: Учебник для машиностроительных вузов. 2-е изд., перераб. и доп. / Ю. М. Лахтин, В. П. Леонтьева. – Москва : Машиностроение. 1980. – 493 с.
- 18.Цимерман Р. Металлургия и металловедение : справочник / Р. Цимерман, К. Гюнтер. – Москва : Metallurgiya, 1982. – 479 с.
- 19.Бернштейн М. Л. Структура деформированных металлов / М. Л. Бернштейн. – Москва : Metallurgiya, 1977. – 432 с.
- 20.Золоторевский В. С. Механические свойства металлов : учебник для вузов 2-е изд. / В. С. Золоторевский. – Москва : Metallurgiya, 1983. – 382 с.
- 21.Hall E. O. Yield Point Phenomena in Metals and Alloys / E. O. Hall. – Plenum Press, New York, Macmillan and Co Ltd, 1970. – 296 p.
- 22.Зернограничное упрочнение нано- и субмикроструктурных сплавов на основе меди, полученных конденсацией в вакууме / М. А. Глущенко [и др.] // Вестник Тамбовского ун-та. Сер. : Естественные и технические науки. – Тамбов : Тамбовский государственный университет им. Г. Р. Державина, 2016. – Т. 21. – Вып. 3. – С. 930 – 932.
- 23.Гольдштейн М. И. Упрочнение малоуглеродистых сталей / М. И. Гольдштейн, А. А. Емельянов, И. Ю. Пышминцев // Сталь. – Москва : ООО «Интермет Инжиниринг», 1996. – № 6. – С. 53 – 58.
- 24.Бронфин Б. М. Субструктура и прочность стали и сплавов / Б. М. Бронфин, М. И. Гольдштейн. – Москва : Знание, 1976. – С. 225 – 228.
- 25.Гольдштейн М. И. Дисперсионное упрочнение стали / М. И. Гольдштейн, В. М. Фарбер. – Москва : Metallurgiya. 1979. – 208 с.
- 26.Каминский Э. З. Журнал прикладной физики / Э. З. Каминский, Г. В. Курдюмов. – Москва, 1929. – Т. 6. – Вып. 2. – С. 47.
- 27.Садовский В. Д. Структурная наследственность в стали. – Москва : Metallurgiya, 1973. – 208 с.
- 28.Большаков В. И. Термическая обработка строительной стали повышенной прочности / В. И. Большаков, К. Ф. Стародубов, М. А. Тылкин. – Москва : Metallurgiya, 1977. – 200 с.

29. Узлов И. Г. Научные положения и технологические решения проблемы термомеханического упрочнения углеродистых и низколегированных сталей / И. Г. Узлов // Сб. науч. тр. ИЧМ «Фундаментальные и прикладные проблемы черной металлургии». – Днепропетровск : Институт черной металлургии им. З. И. Некрасова НАН Украины, 2004. – Вып. 7. – С. 12–22.
30. Стародубов К. Ф. Научные труды Института черной металлургии АН УССР / К. Ф. Стародубов, Ю. З. Борковский. – Москва : АН УССР, 1957. – С. 48 – 55.
31. Худик В. Т. Металлургическая и горнорудная промышленность / В. Т. Худик и др. – Москва, 1968. – № 4. – С. 35 – 36.
32. Большаков В. И. Атлас структур металлов и сплавов / В. И. Большаков, Г. Д. Сухомлин, Н. Э. Погребная. – Днепропетровск : GAUDEAMUS, 2001. – 114 с.
33. Большаков В. И. Влияние термической обработки на образование игольчатого феррита и свойств низкоуглеродистых микролегированных сталей / В. И. Большаков, Д. В. Лаухин, Г. Д. Сухомлин, В. И. Куксенко // Металознавство та термічна обробка металів / Придніпр. гос. акад. стр-ва и архитектуры. – Днепропетровск : ПГАСА, 2004. – №12. – С. 29 – 33.
34. Большаков В. И. Игольчатый феррит / Вісник Придніпровської державної академії будівництва та архітектури : зб. наук. пр. / Придніпр. держ. акад. буд-ва та архітектури. – Дніпропетровськ : ПДАБА, 2015. – Вип. 9 (210). – С. 10 – 15.
35. Бекетов А. В. Особенности процессов структурообразования и разработка параметров упрочнения стали 10Г2ФБ : дис. ... канд. техн. наук : 05.03.01 / Александр Вадимович Бекетов ; Придніпр. держ. акад. буд-ва та архітектури. – Днепропетровск, 2004. – 158 с.
36. Большаков В. И. Игольчатый феррит строительных сталей : монография / В. И. Большаков, В. И. Куксенко. – Днепропетровск : ПГАСА, 2012. – 134 с.
37. Узлов О. В. Формирование структуры игольчатого феррита и комплекса свойств в микро- и низколегированных конструкционных сталях : дис. ... канд.

- техн. наук : 05.02.01 / Олег Владимирович Узлов. – Днепропетровск, 2006. – 161 с.
38. Бернштейн М. Л. Термомеханическая обработка металлов и сплавов / М. Л. Бернштейн, В. А. Замовский, Л. М. Капуткина. – Москва : Metallurgiya, 1983. – 480 с.
39. Большаков В. И. Термическая обработка стали и металлопроката : учеб. для студ. высш. техн. учеб. зав. / В. И. Большаков, И. Е. Долженков, В. И. Долженков. – Днепропетровск : Gaudeamus, 2002. – 271 с.
40. Большаков В. И. Термическая и термомеханическая обработка строительных сталей / В. И. Большаков, В. Н. Рычагов, В. К. Флоров. – Днепропетровск : Січ, 1994. – 232 с.
41. Узлов И. Г. Термическая обработка проката / И. Г. Узлов, В. Я. Савенков, С. Н. Поляков. – Киев : Техніка, 1981. – 159 с.
42. Коваленко В. В. Исследование структуры и свойств горячекатаного металла после термомеханической обработки : загальнодерж. наук.-техн. журнал / В. В. Коваленко, В. Л. Бровкин, Ю. Н. Радченко // Теория и практика металлургии. – Днепропетровск : НМетАУ, 2007. – № 1. – С. 39–42.
43. Бернштейн М. Л. Термомеханическая обработка металлов и сплавов. В 2-х томах / М. Л. Бернштейн. – Москва : Metallurgiya, 1968. – 596 с.
44. Эфрон Л. И. Формирование структуры и механических свойств конструкционных сталей при термомеханической обработке в потоке прокатного стана / Л. И. Эфрон // Сталь : Междунар. науч.-техн. и производств. журнал по черной металлургии. – Москва : ООО «Интермет Инжиниринг», 1995. – № 8. – С. 57 – 64.
45. Одесский П. Д. Термомеханическое и термическое упрочнение строительных сталей / П. Д. Одесский, А. В. Рудченко, И. П. Шабалов // Металознавство та термічна обробка металів : наук. та інформ. журнал / Придніпр. держ. акад. буд-ва та архітектури. – Дніпропетровськ : ПДАБА, 2005. – № 3. – С. 34 – 43.
46. Матросов М. Ю. Имитация процессов структурообразования в трубных сталях при контролируемой прокатке с ускоренным охлаждением / М. Ю. Матросов,



- А. А. Кичкина, А. А. Ефимова, Л. И. Эфрон, О. А. Банмет // *Металлург : науч.-техн. и произв. журнал.* – Москва : *Металлургиздат*, 2007. – № 7. – С. 52 – 58.
47. Кирш Х.-Ю. Новое сочетание свойств толстого листа благодаря ускоренному охлаждению / Х.-Ю. Кирш, П. Флюс, В. Шюц, А. Штрайсельбергер // *Черные металлы : журнал.* – Москва : *Руда и Металлы*, 1999. – № 9. – С. 34 – 42.
48. Streißelberger A., Hanus F., Schütz W., Huho R / *Stahl u. Eisen.* – 1997. – Nr. 4 (117). – S. 49 – 57.
49. Ghasemi Banadkouki S. Formation of Ferritic Products during Continuous Cooling of a Cu-bearing HSLA Steel / S. Ghasemi Banadkouki, D. Dunne // *ISIJ Int.* – 2006. – Vol. 46. – No. 5. – P. 759 – 768.
50. Fujibayashi Akio. JFE Steel's advanced manufacturing technologies for high performance steel plates / Fujibayashi Akio, Omata Kazuo // *JFE Technical Report.* – 2005. – № 5. – S. 68 – 72.
51. Бровкин В. Л. Исследование тепловых процессов контролируемой прокатки на стане 250 / В. Л. Бровкин // *Металлургическая и горнорудная промышленность: Научно-технический и производственный журнал.* – Днепропетровск : ООО «Укрметаллургинформ «НТА», 2007. – № 3 – С. 110 – 114.
52. Голованенко С. А. Двухфазные низколегированные стали / С. А. Голованенко, Н. М. Фронштейн. – Москва : *Металлургия*, 1986. – 207 с.
53. Jiang Haitao. Influence of isothermal bainitis processing on the mechanical properties and microstructure characterization of TRIP-steel / Haitao Jiang, Hubin Wu, Di Tang, Qiang Lui // *J. Univ. Sci. and Technol. Beijing.* – 2008. – № 5. – P. 574 – 579.
54. Петрунеков А. А. Термическая обработка низколегированных сталей для получения ферритно-аустенитно-бейнитной структуры / А. А. Петрунеков // *Физика металлов и металловедение.* – Москва : *Наука/Интерпериодика*, 1991. – № 5. – С. 93 – 98.
55. Liu Jie. Research and development of a new type of TRIP-steels under UNISPAR / Jie Liu, Linn Li, Liu Rendong // *Shanghai Metals.* – 2009. – № 1. – P. 22 – 25.

56. Геллер Ю. А. Инструментальные стали / Ю. А. Геллер – Москва : Металлургия, 1983. – 525 с.
57. Околович Г. А. Межкритическая закалка / Г. А. Околович, А. Е. Сизова, Т. В. Мустафина // Ползуновский вестник : Алтайский государственный технический университет им. И. И. Ползунова. – Барнаул : Изд-во АлтГТУ, 2012. – № 1/1. – С. 228 – 231.
58. Марченко Б. А. Закалка сталей от межкритических температур / Б. А. Марченко // Металознавство та термічна обробка металів : наук. та інформ. журнал / Придніпр. держ. акад. буд-ва та архітектури. – Дніпропетровськ : ПДАБА, 1985. – № 3. – С. 57.
59. Полушкин Н. А. Особенности режима термической обработки низколегированной стали 26Г2СТА / Н. А. Полушкин, Л. П. Казанский, А. Д. Клипов, З. Ф. Кильдюшева // Металознавство та термічна обробка металів : наук. та інформ. журнал / Придніпр. держ. акад. буд-ва та архітектури. – Дніпропетровськ : ПДАБА, 1990. – № 6. – С. 7.
60. Казанский Л. П. Исследование влияния режимов термообработки на качество проката из конструкционных низколегированных сталей марок 26Г2СБА и 25ХГМНТБА / Л. П. Казанский. В. Л. Сивков, Л. М. Бистина // Труды Нижегородского государственного технического университета им. Р. Е. Алексеева. – Нижний Новгород, 2013. – № 5 (102). – С. 340 – 345. – Режим доступа: <http://www.nntu.ru/trudy/2013/05/340-345.pdf>.
61. Полякова А. М. «Межкритическая закалка» конструкционных сталей / А. М. Полякова, В. Д. Садовский // Металловедение и термическая обработка металлов. – Институт физики металлов АН СССР, 1970. – № 1. – С. 5 – 8.
62. А.С. №1338404 СССР Способ предварительной термической обработки дисперсионно-твердеющих штамповых сталей / Г. А. Околович, А. Г. Евтушенко. – опубликовано 15.05.1987.
63. Чернов Д. К. Избранные труды по металлургии и металловедению : серия «Классики науки». – Москва : Наука, 1983. – 447 с.

64. Гаврилова В. Г. Влияние температуры закалки из межкритического интервала на характер деформационного упрочнения стали X70 / В. Г. Гаврилова, Н. Е. Мак-Мак, М. А. Григорьева // Вестник СумГУ. Серия «Технические науки» : журнал инженерных наук / Сумський державний університет. – Суми, 2006. – Том 3. – № 1. – С. 1 – 5.
65. Малинов Л. С. Повышение свойств низколегированных сталей путем термообработки после нагрева в межкритическом интервале температур / Л. С. Малинов, Д. В. Малинова // Metallurgical and Mining Industry : науч.-техн. и произв. журнал. – Днепропетровск : НТО Metallurgov Ukrainy, 2011. – № 1. – С. 63 – 66.
66. Панов Д. О. Этапы аустенитизации холоднодеформированной низкоуглеродистой стали в межкритическом интервале температур / Д. О. Панов, Ю. Н. Симонов, Л. В. Спивак, А. И. Смирнов // Физика металлов и металловедение. – Москва : Наука/Интерпериодика, 2015. – Том 116. – № 8. – С. 846 – 853.
67. Беликов С. В. Особенности формирования структуры и свойств сталей гетерогенной бейнитно-мартенситной структурой для газонефтепроводов / С. В. Беликов, К. И. Сергеева, О. Ю. Корниенко и др. // Metallography and Thermally Processing of Metals : науч. та інформ. журнал / Придніпр. держ. акад. буд-ва та архітектури. – Дніпропетровськ : ПДАБА, 2010. – № 12. – С. 9 – 14.
68. Гервасьев М. А. Влияние Al и Si на образование аустенита в межкритическом интервале температур в Cr-Ni-Mo-стали / М. А. Гервасьев, А. С. Юровских, С. В. Беликов, О. В. Маслова, А. С. Жилин // Известия высших учебных заведений. Серия Черная металлургия. – Москва : МИСиС, 2015. – Том 58. – № 9. – С. 677 – 681.
69. Смирнов М. А. Основы термической обработки стали : учеб. пособ. / М. А. Смирнов, В. М. Счастливец, Л. Г. Журавлев. – Екатеринбург : УрО РАН, 1999. – 496 с.
70. Биронт В. С. Теория термической обработки металлов. Отжиг : учеб. пособие / В. С. Биронт. – СФУ: ИЦМиЗ – Красноярск, 2007. – 234 с.

71. Дьяченко С. С. Образование аустенита в железоуглеродистых сплавах : монография / С. С. Дьяченко. – Москва : Металлургия 1983. – 231 с.
72. ТУ 14-1-4034-96. Прокат толстолистовой из низколегированной стали 10Г2ФБ для прямошовных электросварных труб магистральных газонефтепроводов.
73. ГОСТ 5639-82. Стали и сплавы. Методы выявления и определения величины зерна. – Москва: ИПК, Издательство стандартов, 1982. – 38 с.
74. ГОСТ 7564-97. Прокат. Общие правила отбора проб, заготовок и образцов для механических и технологических испытаний. – Минск: ИПК, Издательство стандартов, 1997. – 12 с.
75. ГОСТ 1497-84. Металлы. Методы испытаний на растяжение. – Москва: ИПК, Издательство стандартов, 1984. – 28 с.
76. ГОСТ 9013-59. Металлы. Метод измерения твердости по Роквеллу. – Москва: ИПК, Издательство стандартов, 1960. – 13 с.
77. Костин В. А. Особенности формирования структуры при сварке высокопрочных сталей с карбонитридным упрочнением / В. А. Костин, Г. М. Григоренко, В. В. Жуков. / Вісник НУК ім. адмірала Макарова. – 2013. – № 1. – Режим доступа: [http://nbuv.gov.ua/UJRN/visnuk\\_2013\\_1\\_7](http://nbuv.gov.ua/UJRN/visnuk_2013_1_7)
78. ГОСТ 21073.3-75 Метод подсчета пересечений зерен. – Москва: ИПК, Издательство стандартов, 1975. – 29 с.
79. Morozov Y. The main direction of development of pipe steels and large diameter pipe production in Russia / Y. Morozov, L. Efron and S. Nasticch // Proceedings of the international Pipeline Technology Conference. – Vol. 4. – 2004. – P. 1649 – 1653.
80. Sekine H. Fundamental Research on Manufacturing of High-Tough, High Tension Steel by Controlled Rolling / H. Sekine, T. Maruyama // Seitetsu Kenkyu. – Vol. 289. – 1976. – P. 43 – 61.
81. Kozasu I. Recent Development of Microalloyed Steel Plate / I. Kozasu // Int. Conf. on Technology and Appl. of HSLA Steels. – Philadelphia, 1983. – P. 593 – 607.
82. Хайстеркамп Ф. Ниобийсодержащие низколегированные стали / Ф. Хайстеркамп, К. Хулка, Ю. И. Матросов, Ю. Д. Морозов, Л. И. Эфрон,

- В. И. Столяров, О. Н. Чевская. – Москва : СП Интермет Инжиниринг, 1999. – 94 с.
- 83.Эфрон Л. И. Разработка и промышленное опробование трубной стали повышенной прочности и хладостойкости с преимущественно бейнитной структурой / Эфрон Л. И. и др. // Сталь : Междунар. науч.-техн. и производств. журнал по черной металлургии. – Москва : ООО «Интермет Инжиниринг», 2003. – № 9. – С. 83 – 87.
- 84.Anthony J. DeArdo. The Influence of Thermomechanical Controlled Processing on Bainite Formation in Low Carbon High Strength Steel / Xiao Jun Liang, Ming Jian Hua, Anthony J. DeArdo // Materials Science Forum. – THERMEC 2013, Vol. 783 – 786. – P. 21 – 26. – doi: 10.4028/www.scientific.net/MSF.783-786]
- 85.Большаков В. И. Структура межречных границ в пакетах игольчатого феррита / В. И. Большаков, Г. Д. Сухомлин, А. В. Бекетов, С. С. Голобородько // Строительство, материаловедение, машиностроение : сб. науч. трудов. – Вып. 26. – Ч. 1. – Днепропетровски : Днепр-VAL, 2004. – С. 191 – 196.
- 86.Bolshakov V. Special boundaries and plural grain boundary junctions in the hypoeutectoid ferrite of low-carbon steels / V. Bolshakov, G. Sukhomlin, D. Laukhin, O. Beketov, T. Derkach, V. Kuksenko // Theoretical foundations of civil engineering. – Warszawa : Polit. Warsh, 2007. – P. 73 –80.
- 87.Большаков В. И. Тонкая структура низколегированной стали после контролируемой прокатки и закалки / В. И. Большаков, О. Ю. Миронова, Г. Д. Сухомлин // Проблемы современного материаловедения : сб. трудов междунар. конф. – Днепропетровск, Центр економічної освіти, 1997. – С. 46.
88. Большаков В. И. Металлографическое определение кристаллографической структуры и матриц поворота решеток специальных границ в ГЦК поликристаллах / В. И. Большаков, Г. Д. Сухомлин // Строительство, материаловедение, машиностроение : сб. науч. трудов / Приднепр. гос. акад. стр-ва и архитектуры. – Днепропетровск, ПГАСА, 2004. – С. 174 – 180.
- 89.Большаков В. И. Исследование особенностей распада аустенита стали 10Г2ФБ при непрерывном охлаждении / В. И. Большаков, С. В. Иванцов, Д. В. Лаухин

- и др. // Строительство, материаловедение, машиностроение: сб. научн. трудов / Приднепр. гос. акад. стр-ва и архитектуры. – Днепропетровск, ПГАСА, 2009. – Вып. 48. – Ч.1. – С. 105 – 109.
- 90.Большаков В. И. Ориентационные соотношения феррит-цементит / В. И. Большаков, Г. Д. Сухомлин, Д. В. Лаухин, А. В. Бекетов // Theoretical Foundation of Civil Engineering: Polish-Ukrainian Transactions. – Warsaw, 2011. – V. 19. – P. 351 – 358.
- 91.Gottstein G. Grain boundary migration in metals. Second edition / G. Gottstein, L. S. Schvindlerman / Boca Raton – London –New York: CRC Press / Taylor and Francis Group, 2010. – 685 p.
- 92.Shvindlerman L. S. Grain Boundary Motion in Pure Metals : Effect of Interaction between Adsorbed Atoms at Moving Boundaries / L. S. Shvindlerman, G. Gottstein, D. A. Molodov // Physica status solidi. – 1997. Vol. 160. – Iss. 2 – P. R3 – R6, 419 – 429.
- 93.Ткач Т. В. Контролируемая прокатка строительных низкоуглеродистых сталей с охлаждением от температур межкритического интервала / Т. В. Ткач // Строительство, материаловедение, машиностроение: сб. научн. тр. / Приднепр. гос. акад. стр-ва и архитектуры. – Днепропетровск: ПГАСА, 2013. – Вып. 67. – С. 333 – 338.

**ПРИЛОЖЕНИЕ А.**  
**Акт внедрения результатов диссертационной работы**  
**в учебный процесс кафедры МиОМ**

**УТВЕРЖДАЮ:**

Проректор по научной работе  
 ГВУЗ «Приднепровская государственная академия строительства и архитектуры»,  
 профессор, доктор технических наук



\_\_\_\_\_  
 Н.В. Савицкий

\_\_\_\_\_  
 2017 г.

**А К Т**

внедрения результатов диссертационной работы «Формирование структуры и свойств толстых листов из низкоуглеродистых сталей после нагрева и деформации в межкритическом интервале температур» м.н.с. Ткач Т.В. в учебный процесс кафедры Материаловедения и обработки материалов ГВУЗ «Приднепровская государственная академия строительства и архитектуры»

В течении 2017 года в учебный процесс кафедры Материаловедения и обработки материалов ГВУЗ «Приднепровская государственная академия строительства и архитектуры» были внедрены результаты диссертационной работы м.н.с. Ткач Т.В.

В методических указаниях к выполнению лабораторных работ «Основные методы препарирования образцов для исследования в просвечивающем электронном микроскопе» к курсам «Физико-химические методы исследования» «Диагностика и дефектоскопия», «Методы структурного анализа материалов» были приведены основные сведения о методиках подготовки образцов для исследования в просвечивающем электронном микроскопе, в частности о методиках изготовления реплик и тонких фольг.

Методические указания написаны на украинском языке в объеме 26 с. Автор диссертационной работы Ткач Т.В. является разработчиком указанных выше методических указаний.

Заведующий кафедры  
 Материаловедения и обработки материалов,  
 проф., д.т.н.

/Д.В. Лаухин/

Профессор кафедры  
 Материаловедения и обработки материалов,  
 проф., д.т.н.

/ В.Н. Волчук /



**ПРИЛОЖЕНИЕ Б.**  
**Акт внедрения результатов диссертационной работы**  
**в учебный процесс кафедры МиОМ**

**УТВЕРЖДАЮ:**

Проректор по научной работе  
 ГВУЗ «Приднепровская государственная академия строительства и архитектуры»,  
 профессор, доктор технических наук



Н.В. Савицкий

\_\_\_\_\_ 2017 г.

**А К Т**

внедрения результатов диссертационной работы «Формирование структуры и свойств толстых листов из низкоуглеродистых сталей после нагрева и деформации в межкритическом интервале температур» м.н.с. Ткач Т.В. в учебный процесс кафедры Материаловедения и обработки материалов ГВУЗ «Приднепровская государственная академия строительства и архитектуры»

В течении 2017 года в учебный процесс кафедры Материаловедения и обработки материалов ГВУЗ «Приднепровская государственная академия строительства и архитектуры» были внедрены результаты диссертационной работы м.н.с. Ткач Т.В.

В методических указаниях к выполнению лабораторных работ «Основные методы дифракционного электронно-микроскопического анализа структуры металлов, сплавов и соединений» к курсам «Теория процессов формирования структуры и свойств конструкционных материалов», «Физико-химические методы исследования», «Методы структурного анализа материалов» были приведены основные сведения о методах дифракционного анализа структуры металлов и сплавов, а также методов для проведения количественного электронно-микроскопического анализа структуры сплавов.

Методические указания написаны на украинском языке в объеме 27 с. Автор диссертационной работы Ткач Т.В. является разработчиком указанных выше методических указаний.

Заведующий кафедры  
 Материаловедения и обработки материалов,  
 проф., д.т.н.

/Д.В. Лаухин/

Профессор кафедры  
 Материаловедения и обработки материалов,  
 проф., д.т.н.

/ В.Н. Волчук /



**ПРИЛОЖЕНИЕ В.**  
**Акт внедрения результатов диссертационной работы**  
**в учебный процесс кафедры МиОМ**

**УТВЕРЖДАЮ:**

Проректор по научной работе  
 ГВУЗ «Приднепровская государственная  
 академия строительства и архитектуры»,  
 профессор, доктор технических наук



Н.В. Савицкий

\_\_\_\_\_ 2017 г.

**А К Т**

внедрения результатов диссертационной работы «Формирование структуры и свойств толстых листов из низкоуглеродистых сталей после нагрева и деформации в межкритическом интервале температур» м.н.с. Ткач Т.В. в учебный процесс кафедры Материаловедения и обработки материалов ГВУЗ «Приднепровская государственная академия строительства и архитектуры»

В течении 2017 года в учебный процесс кафедры Материаловедения и обработки материалов ГВУЗ «Приднепровская государственная академия строительства и архитектуры» были внедрены результаты диссертационной работы м.н.с. Ткач Т.В.

В методических указаниях к выполнению лабораторных работ «Препарирование образцов для электронно-микроскопических исследований по методу реплик» к курсам «Физико-химические методы исследования» «Диагностика и дефектоскопия», «Методы структурного анализа материалов» были приведены основные сведения о методиках исследования образцов в просвечивающем микроскопе, в частности о методике изготовления реплик.

Методические указания написаны на английском языке в объеме 12 с. Автор диссертационной работы Ткач Т.В. является разработчиком указанных выше методических указаний.

Заведующий кафедры  
 Материаловедения и обработки материалов,  
 проф., д.т.н.

/Д.В. Лаухин/

Профессор кафедры  
 Материаловедения и обработки материалов,  
 проф., д.т.н.

/ В.Н. Волчук /



## ПРИЛОЖЕНИЕ Е.

Патент № 99769



ДЕРЖАВНА СЛУЖБА  
ІНТЕЛЕКТУАЛЬНОЇ  
ВЛАСНОСТІ  
УКРАЇНИ

УКРАЇНА

(19) **UA** (11) **99769** (13) **U**  
(51) МПК  
**B21B 45/02** (2006.01)

**(12) ОПИС ДО ПАТЕНТУ НА КОРИСНУ МОДЕЛЬ**

(21) Номер заявки: **u 2014 13685**  
(22) Дата подання заявки: **22.12.2014**  
(24) Дата, з якої є чинними права на корисну модель: **25.06.2015**  
(46) Публікація відомостей про видачу патенту: **25.06.2015, Бюл.№ 12**

(72) Винахідник(и):  
**Большаков Володимир Іванович (UA),  
Сухомлин Георгій Дмитрович (UA),  
Лаухін Дмитро Вячеславович (UA),  
Бекетов Олександр Вадимович (UA),  
Мурашкін Олександр Вікторович (UA),  
Любимова-Зінченко Ольга Валентинівна (UA),  
Ротт Наталія Олександрівна (UA),  
Лаухін Владислав Дмитрович (UA),  
Ткач Тетяна Вадимівна (UA),  
Федорова Інга Сергіївна (UA)**

(73) Власник(и):  
**ДЕРЖАВНИЙ ВИЩИЙ НАВЧАЛЬНИЙ  
ЗАКЛАД "ПРИДНІПРОВСЬКА ДЕРЖАВНА  
АКАДЕМІЯ БУДІВНИЦТВА ТА  
АРХІТЕКТУРИ",  
вул. Чернишевського, 24-а, м.  
Дніпропетровськ, 49600 (UA)**

**(54) СПОСІБ ТЕРМОМЕХАНІЧНОЇ ОБРОБКИ НИЗЬКОВУГЛЕЦЕВОЇ МІКРОЛЕГОВАНОЇ СТАЛІ****(57) Реферат:**

Спосіб термомеханічної обробки низьковуглецевої мікролегованої сталі включає нагрів та витримку слябів, чорнову і чистову прокатки до потрібної товщини листа з подальшим уповільненим охолодженням. Після здійснення чорнової прокатки метал примусово інтенсивно охолоджують протягом 90 секунд до температури 300 °С. Чистову прокатку починають по досягненні металом температури 750 °С.

**UA 99769 U**



Корисна модель належить до чорної металургії та може використовуватися у прокатному виробництві для отримання високоякісного прокату та ефективного використання процесу прокатки.

В цьому напрямку чорної металургії вже є декілька способів отримання високоякісного металопрокату. Відомий спосіб виготовлення листів з мало-перлітних сталей [Патент SU № 1421430 А1. Кл. 4213132/23-02. Спосіб производства проката из малоперлитной стали], який характеризується тим, що лист у міжклітьовому проміжку охолоджують з середньою швидкістю  $1,5...5,0$  °C/c, при цьому прокатку закінчують при температурі  $720$  °C при значеннях вуглецевого еквіваленту  $C_{екв}=0,37$ , а зі збільшенням чи зменшенням на кожні  $0,02$  цього показника температуру кінця прокатки відповідно збільшують або зменшують на  $10$  °C.

Такий спосіб має один недолік - прискорене охолодження листа в міжклітьовому проміжку, яке призводить до підвищення показників міцності, потребує використання складного у використанні спрерного охолодження.

За сукупністю ознак приймаємо за прототип спосіб [Производство листов в листопрокатном цехе. Технологическая инструкция 227-ПГЛ - 15-98.: Мариуполь: ОАО ММК им. Ильича, 1997. - 67 с.], який характеризується нагрівом слябу до температури аустенізації ( $T_{нагр}=1150...1170$  °C), витримкою слябу при заданій температурі протягом  $3...4$  годин та прокатку. Чорнова прокатка виконується при температурі металу  $1050...1070$  °C за  $11...13$  проходів. За чорною прокаткою метал охолоджують на повітрі протягом  $\approx 8...10$  хвилин до температур  $730...750$  °C, а потім виконують чистову прокатку з закінченням деформації при температурах  $730...740$  °C. Після закінчення прокатки листи складають в пакети для проведення протифлокеної обробки.

Але такий спосіб отримання металопрокату обмежує підвищення його міцності та пластичності на рівні X70....X80.

Задачею технічного рішення, що заявляється, є поліпшення механічних властивостей за рахунок формування поверхневих шарів листового прокату структур мартенситу та голчастого фериту.

Поставлена задача вирішується тим, що у способі термомеханічної обробки низьковуглецевої мікролегованої сталі з формуванням в поверхневих шарах листового прокату структур мартенситу та голчастого фериту, що включає нагрів та витримку слябів, чорнову і чистову прокатки до потрібної товщини листа з подальшим уповільненим охолодженням, відповідно до корисної моделі, після здійснення чорнової прокатки метал примусово інтенсивно охолоджують протягом  $90$  секунд до температури  $300$  °C, а чистову прокатку починають по досягненні металом температури  $750$  °C.

Представлений спосіб підвищення міцності металопрокату здійснюють наступним чином: сляб нагрівають до температури  $1150...1170$  °C протягом  $6...8$  годин, витримують при температурі  $1150$  °C протягом  $3...4$  годин з подальшою чорною прокаткою з підвищеною дрібністю, яку завершують при температурі  $980$  °C. Після чорнової прокатки за допомогою системи примусового інтенсивного водяного охолодження знижують температуру поверхневих шарів товстого листа до  $300$  °C, а потім відігрівають їх за рахунок внутрішнього тепла до температури  $750$  °C і виконують чистову прокатку. Після прокатки температуру листів уповільнено знижують в пакетах для проведення протифлокеної обробки.

Короткочасне охолодження сляба після деформації в чорновій кліті, дає зниження температури поверхневих шарів від  $980$  до  $300$  °C, що дозволяє отримати в поверхневих шарах товщиною близько  $2,5$  мм (у тому числі і у зневуглецьованому) продукти розпаду аустеніту у вигляді голчастого фериту ( $70...75$  %) і невеликої кількості ( $\approx 20$  %) відпущеного мартенситу, які зміцнюють цей шар і зберігають рейкову морфологію при відігріванні до температури  $750$  °C. При подальшій деформації в чистовій кліті така дисперсна структура має додатково насичуватись дислокаціями, полігональними границями і точковими дефектами, що сприяє підвищенню механічних властивостей листового прокату вище за класом міцності X80.

#### ФОРМУЛА КОРИСНОЇ МОДЕЛІ

Спосіб термомеханічної обробки низьковуглецевої мікролегованої сталі, що включає нагрів та витримку слябів, чорнову і чистову прокатки до потрібної товщини листа з подальшим уповільненим охолодженням, який **відрізняється** тим, що після здійснення чорнової прокатки метал примусово інтенсивно охолоджують протягом  $90$  секунд до температури  $300$  °C, а чистову прокатку починають по досягненні металом температури  $750$  °C.

## ПРИЛОЖЕНИЕ Ж.

Патент № 99770



ДЕРЖАВНА СЛУЖБА  
ІНТЕЛЕКТУАЛЬНОЇ  
ВЛАСНОСТІ  
УКРАЇНИ

УКРАЇНА

(19) **UA** (11) **99770** (13) **U**  
(51) МПК  
**B21B 45/02** (2006.01)

**(12) ОПИС ДО ПАТЕНТУ НА КОРИСНУ МОДЕЛЬ**

(21) Номер заявки: **u 2014 13687**  
(22) Дата подання заявки: **22.12.2014**  
(24) Дата, з якої є чинними права на корисну модель: **25.06.2015**  
(46) Публікація відомостей про видачу патенту: **25.06.2015, Бюл.№ 12**

(72) Винахідник(и):  
**Большаков Володимир Іванович (UA),  
Сухомлин Георгій Дмитрович (UA),  
Лаухін Дмитро Вячеславович (UA),  
Бекетов Олександр Вадимович (UA),  
Мурашкін Олександр Вікторович (UA),  
Любимова-Зінченко Ольга Валентинівна (UA),  
Іванцов Сергій Вікторович (UA),  
Ротт Наталія Олександрівна (UA),  
Лаухін Владислав Дмитрович (UA),  
Ткач Тетяна Вадимівна (UA),  
Федорова Інга Сергіївна (UA)**

(73) Власник(и):  
**ДЕРЖАВНИЙ ВИЩИЙ НАВЧАЛЬНИЙ  
ЗАКЛАД "ПРИДНІПРОВСЬКА ДЕРЖАВНА  
АКАДЕМІЯ БУДІВНИЦТВА ТА  
АРХІТЕКТУРИ",  
вул. Чернишевського, 24-а, м.  
Дніпропетровськ, 49600 (UA)**

**(54) СПОСІБ ТЕРМОМЕХАНІЧНОЇ ОБРОБКИ НИЗЬКОВУГЛЕЦЕВОЇ МІКРОЛЕГОВАНОЇ СТАЛІ ЗІ ЗБЕРЕЖЕННЯМ ПОЛІГОНАЛЬНОЇ СТРУКТУРИ ФЕРИТУ**

**(57) Реферат:**

Спосіб термомеханічної обробки низьковуглецевої мікролегованої сталі зі збереженням полігональної структури фериту включає нагрів та витримку слябів, чорнову і чистову прокатки до потрібної товщини листа з подальшим уповільненим охолодженням. Перед уповільненим охолодженням на повітрі метал примусово інтенсивно охолоджують до температури 500 °С.

**UA 99770 U**

Корисна модель належить до чорної металургії та може використовуватися у прокатному виробництві для отримання високоякісного прокату та ефективного використання процесу прокатки.

В цьому напрямку чорної металургії вже є декілька способів отримання високоякісного металопродукату. Відомий спосіб виготовлення листів з малоперлітних сталей [Патент SU № 1421430 А1. Кл. 4213132/23-02. Спосіб производства проката из малоперлитной стали], який характеризується тим, що лист у міжклітьовому проміжку охолоджують з середньою швидкістю  $1,5...5,0$  °C/c, при цьому прокатку закінчують при температурі  $720$  °C при значеннях вуглецевого еквіваленту  $C_{\text{екв}} = 0,37$ , а зі збільшенням чи зменшенням на кожні  $0,02$  цього показника температуру кінця прокатки відповідно збільшують або зменшують на  $10$  °C.

Такий спосіб має один недолік - прискорене охолодження листа в міжклітьовому проміжку, яке призводить до підвищення показників міцності, потребує використання складного у використанні спреєрного охолодження.

За сукупністю ознак приймаємо за прототип спосіб [Производство листов в листопрокатном цехе. Технологическая инструкция 227-ПГЛ - 15-98.: Мариуполь: ОАО ММК им. Ильича, 1997. - 67 с], який характеризується нагрівом слябу до температури аустенізації ( $T_{\text{нагр}} = 1150...1170$  °C), витримкою слябу при заданій температурі протягом  $3...4$  годин та прокатку. Чорнова прокатка виконується при температурі металу  $1050...1070$  °C за  $11...13$  проходів. За чорновою прокаткою метал охолоджують на повітрі протягом  $\approx 8...10$  хвилин до температур  $730...750$  °C, а потім виконують чистову прокатку з закінченням деформації при температурах  $730...740$  °C. Після закінчення прокатки листи складають в пакети для проведення протифлокеної обробки.

Але такий спосіб отримання металопродукату обмежує підвищення його міцності та пластичності на рівні X70....X80.

Задачею технічного рішення, що заявляється, є поліпшення механічних властивостей листового металопродукату за рахунок збереження полігональної структури фериту.

Поставлена задача вирішується тим, що у способі термомеханічної обробки низьковуглецевої мікролегованої сталі зі збереженням полігональної структури фериту, що включає нагрів та витримку слябів, чорнову і чистову прокатки до потрібної товщини листа з подальшим уповільненим охолодженням, який відрізняється тим, що перед уповільненим охолодженням на повітрі метал примусово інтенсивно охолоджують до температури  $500$  °C.

Представлений спосіб підвищення міцності металопродукату здійснюють наступним чином: сляб нагрівають до температури  $1150...1170$  °C протягом  $6...8$  годин, витримують при температурі  $1150$  °C протягом  $3...4$  годин з подальшою чорновою прокаткою з підвищеною дрібністю, яку завершують при температурі  $850$  °C. Після чорнової прокатки температуру прокату за допомогою системи прискореного ламінарного водяного охолодження прискорено знижують до  $720...750$  °C, а потім виконують чистову прокатку з закінченням деформації при температурах  $710...720$  °C. Після чистової прокатки температуру листів примусово інтенсивно знижують до  $500$  °C, після чого температуру листів уповільнено знижують в пакетах для проведення протифлокеної обробки. Підвищення дрібності деформації в чорновій клітці насичує структуру аустеніту додатковими дефектами та перешкоджає протіканню процесів рекристалізації. Одночасне зниження температури кінця деформацій нижче точки поліморфного перетворення дозволяє зафіксувати розвинуту полігональну субструктуру аустеніту. Таким чином нова фаза формується не лише по великокутових, але й малокутових субграниччях аустеніту, що призводить до отримання понаддрібної ферито-перлітної кінцевої структури. Примусове інтенсивне охолодження листів перешкоджає протіканню процесів рекристалізації у фериті та забезпечує підвищення характеристик міцності, пластичності та в'язкості вище рівня X80 по API.

#### ФОРМУЛА КОРИСНОЇ МОДЕЛІ

Спосіб термомеханічної обробки низьковуглецевої мікролегованої сталі зі збереженням полігональної структури фериту, що включає нагрів та витримку слябів, чорнову і чистову прокатки до потрібної товщини листа з подальшим уповільненим охолодженням, який **відрізняється** тим, що перед уповільненим охолодженням на повітрі метал примусово інтенсивно охолоджують до температури  $500$  °C.