

Министерство науки и высшего образования Российской Федерации
Федеральное государственное бюджетное образовательное
учреждение высшего образования
«Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова»

На правах рукописи



ПУСТОВОЙТОВ ДЕНИС ОЛЕГОВИЧ

**ТЕОРЕТИЧЕСКОЕ И ТЕХНОЛОГИЧЕСКОЕ ОБОСНОВАНИЕ
ПРИМЕНЕНИЯ СКОРОСТНОЙ АСИММЕТРИИ ДЛЯ ПОВЫШЕНИЯ
МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ЛИСТОВОГО ПРОКАТА**

Специальность 2.6.4. Обработка металлов давлением

Диссертация на соискание ученой степени
доктора технических наук

Научный консультант:
доктор технических наук, профессор
Песин Александр Моисеевич

Магнитогорск – 2025

ОГЛАВЛЕНИЕ

ВВЕДЕНИЕ	5
ГЛАВА 1 СОВРЕМЕННОЕ СОСТОЯНИЕ ИССЛЕДОВАНИЙ В ОБЛАСТИ ТЕХНОЛОГИЙ ПОВЫШЕНИЯ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ЛИСТОВОГО ПРОКАТА	13
1.1 Легирование, как основной технологический принцип повышения механических свойств листового проката из низкоуглеродистых сталей с ферритной матрицей	13
1.2 Измельчение ферритного зерна, как альтернативный легированию технологический принцип повышения механических свойств листового проката из низкоуглеродистых сталей	23
1.3 Перспективные технологии измельчения ферритного зерна до 1 мкм	27
1.3.1 Технология листовой прокатки с динамической рекристаллизацией	28
1.3.2 Технология листовой прокатки DIFT	35
1.3.3 Технология листовой прокатки DT	37
1.3.4 Технология листовой прокатки LDRP	39
1.3.5 Технология листовой прокатки SSMR	42
1.3.6 Технология листовой прокатки LSWD	46
1.4 Ключевые ограничения технологий, базирующихся на процессах симметричной листовой прокатки	47
1.5 Классификация процессов асимметричной листовой прокатки	48
1.6 "Геометрический" и "микроструктурный" подходы к применению асимметрии при листовой прокатке	50
1.7 Первая промышленная технология асимметричной листовой горячей прокатки SRDD	56
1.8 Формулировка цели и постановка задач диссертационной работы	59
ГЛАВА 2 ДЕФОРМИРОВАННОЕ СОСТОЯНИЕ МЕТАЛЛА ПРИ ЛИСТОВОЙ ПРОКАТКЕ СО СКОРОСТНОЙ АСИММЕТРИЕЙ	62
2.1 Конечно-элементная модель и уравнения состояния	62
2.2 Экспериментальное определение сопротивления деформации и теплофизических свойств низкоуглеродистой C-Mn стали	72
2.3 Аналитическая оценка деформированного состояния металла при листовой прокатке со скоростной асимметрией	82
2.4 Конечно-элементное моделирование деформированного состояния металла при листовой прокатке со скоростной асимметрией	99

Выводы по главе 2	109
ГЛАВА 3 НАПРЯЖЕННОЕ СОСТОЯНИЕ МЕТАЛЛА И ЭНЕРГОСИЛОВЫЕ ПАРАМЕТРЫ ПРОЦЕССА ПРИ ЛИСТОВОЙ ПРОКАТКЕ СО СКОРОСТНОЙ АСИММЕТРИЕЙ	111
3.1 Конструкция и технические характеристики оборудования для экспериментальной реализации процесса листовой прокатки со скоростной асимметрией	111
3.2 Влияние скоростной асимметрии на усилие при листовой прокатке	118
3.3 Влияние скоростной асимметрии на распределение моментов между приводными рабочими валками	125
3.4 Влияние скоростной асимметрии на распределение мощности между приводными рабочими валками	135
3.5 Влияние скоростной асимметрии на распределение контактных нормальных напряжений и удельных сил трения в очаге деформации при листовой прокатке	146
3.6 Уточненная модель Леванова для описания контактного трения при листовой прокатке со скоростной асимметрией	148
3.7 Оценка максимально допустимого крутящего момента из условия прочности вала	152
Выводы по главе 3	156
ГЛАВА 4 ДЕФОРМАЦИОННЫЕ И ТЕМПЕРАТУРНО-СКОРОСТНЫЕ УСЛОВИЯ ЛИСТОВОЙ ПРОКАТКИ СО СКОРОСТНОЙ АСИММЕТРИЕЙ, ОБЕСПЕЧИВАЮЩИЕ ИЗМЕЛЬЧЕНИЕ ЗЕРНА ПО МЕХАНИЗМУ ДИНАМИЧЕСКОЙ РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИИ	158
4.1 Кинетика динамической рекристаллизации	158
4.2 Критическая деформация и энергия активации	174
4.3 Условие полного прохождения динамической рекристаллизации	177
4.4 Исследование динамической рекристаллизации при листовой прокатке со скоростной асимметрией	182
Выводы по главе 4	184
ГЛАВА 5 ДЕФОРМАЦИОННЫЕ И ТЕМПЕРАТУРНО-СКОРОСТНЫЕ УСЛОВИЯ ЛИСТОВОЙ ПРОКАТКИ СО СКОРОСТНОЙ АСИММЕТРИЕЙ, ОБЕСПЕЧИВАЮЩИЕ ИЗМЕЛЬЧЕНИЕ ЗЕРНА ПО МЕХАНИЗМУ ДИНАМИЧЕСКОГО ФЕРРИТНОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ	186
5.1 Определение точек фазового превращения в низкоуглеродистой С-Mn стали на основе дилатометрических испытаний	186

5.2 Физическое моделирование влияния деформации в межкритическом интервале температур на измельчение зерна в низкоуглеродистой С-Mn стали с применением симулятора Gleeble	195
5.3 Экспериментальное исследование влияния скоростной асимметрии на измельчение зерна в низкоуглеродистой С-Mn стали при листовой прокатке в межкритическом интервале температур	206
5.4 Экспериментальное исследование листовой прокатки со скоростной асимметрией с эффектом полного динамического ферритного превращения	218
Выводы по главе 5	235
ГЛАВА 6 НОВЫЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ РЕШЕНИЯ ПРИМЕНЕНИЯ СКОРОСТНОЙ АСИММЕТРИИ ПРИ ЛИСТОВОЙ ПРОКАТКЕ	238
6.1 Технологическая схема листовой прокатки со скоростной асимметрией с эффектом снижения расхода электрической энергии главных приводов	238
6.2 Технологическая схема многопроходной листовой прокатки со скоростной асимметрией с эффектом полной динамической рекристаллизации аустенита	240
6.3 Технологическая схема однопроходной листовой прокатки со скоростной асимметрией с эффектом полного динамического ферритного превращения	242
6.4 Расчетный экономический эффект от применения скоростной асимметрии при листовой прокатке за счет экономии легирующих элементов	245
6.5 О дополнительном потенциале применения скоростной асимметрии при листовой прокатке	249
Выводы по главе 6	255
ЗАКЛЮЧЕНИЕ	257
СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ	260
ПРИЛОЖЕНИЕ А. Акт об использовании в учебном процессе	289
ПРИЛОЖЕНИЕ Б. Акты лабораторных испытаний	290
ПРИЛОЖЕНИЕ В. Технологический регламент	294

ВВЕДЕНИЕ

Актуальность работы

Листовой прокат из низкоуглеродистых ($C \leq 0,25\%$) сталей с ферритной матрицей (ферритно-перлитные, ферритно-бейнитные, ферритно-мартенситные) является одним из основных видов продукции черной металлургии и выпускается в объеме десятков миллионов тонн ежегодно. Существующие технологии производства листового проката высоких классов прочности, например, S420MC, S460MC, S500MC, S550MC, S600MC, S650MC, S700MC в соответствии с EN 10149-2, или HDT580F, HDT580X, HDT760C в соответствии с EN 10338 основаны на введении в простой (базовый) химический состав C-Mn дополнительных легирующих (Nb, Mo и др.) элементов и применения различных процессов термомеханической и/или термической обработки. Однако высокая стоимость ферросплавов (например, средние цены за 2025 г.: 43096 \$/т – феррониобий, 39763 \$/т – ферромолибден и т.д.) существенно увеличивает затраты на производство листового проката высоких классов прочности. При этом ниобий, молибден и др. входят в перечень дефицитных видов твердых полезных ископаемых (распоряжение Правительства РФ от 16.04.2024 №939-р). Кроме того, ниобий, являясь ключевым микролегирующим элементом существующих технологий термомеханической прокатки, относится к критическому минеральному сырью в РФ, потребление которого обеспечивается за счет импорта (на 98%) в условиях значительных рисков поставок. В этой связи, требуется разработка новых ресурсосберегающих технологий производства листового проката высоких классов прочности без использования или при уменьшенном содержании легирующих элементов. При этом, однако, возникает существенное противоречие в науке и практике прокатного производства, связанное с тем, что повышение класса прочности (при сохранении пластичности) листового проката без использования легирования невозможно на основе существующих технических и технологических решений.

В соответствии с известным соотношением Холла-Петча при уменьшении ферритного зерна с 10-5 мкм до 4-1 мкм (13-17 балл) возможно двукратное приращение конструкционной прочности стали без изменения ее химического состава. Однако технологии, применяемые на отечественных металлургических предприятиях, ограничены возможностями получения листового проката с наименьшим диаметром ферритного зерна исключительно в диапазоне от 10 мкм до 5 мкм (10-12 балл зерна по ASTM E1382, E112, ГОСТ 5639). Новые технологические решения могут быть основаны на использовании нестандартного метода обработки металлов давлением – листовой прокатки со скоростной асимметрией. В основу метода положен принцип деформации листов в рабочих валках, вращающихся с различными скоростями. Известно большое количество теоретических и экспериментальных работ, посвященных различным

процессам листовой прокатки со скоростной асимметрией. Однако результаты известных исследований не дают целостного представления о взаимосвязи характеристик напряженно-деформированного состояния металла с получаемой структурой и механическими свойствами, что ограничивает возможности практического применения этого метода.

Диссертационная работа направлена на решение актуальной проблемы создания новых принципов применения скоростной асимметрии для повышения (до 2 раз) прочности листового проката при сохранении его пластичности без использования легирующих элементов и отдельных операций термической обработки. Решение указанной проблемы имеет важное научное и прикладное значение и является актуальным направлением исследований.

Степень разработанности темы исследования

Основополагающий вклад в развитие теории процессов листовой прокатки со скоростной асимметрией с использованием метода равновесия сил в период 1930-1960 гг. внесли первые работы отечественных и зарубежных ученых: Головин А.Ф., Целиков А.И., Разуваев Д.С., Чекмарев А.П., Королев А.А., Siebel E., Sachs G., Klingler L.J., Kennedy G.E. и др. [1-8]. Значительный вклад в дальнейшее развитие теории с использованием нового энергетического метода в период 1960-1988 гг. внес Выдрин В.Н. [9-15], а также представители его научной школы: Агеев Л.М., Судаков Н.В., Крайнов В.И., Пелленен А.П. и др. [16-18]. В период 1989-2003 гг. с использованием методов конечных разностей и конечных элементов теория процессов получила новый импульс развития в работах Песина А.М. и Салганика В.М. [19-22]. Впервые были определены геометрические граничные условия, учитывающие поворот входного и выходного сечений асимметричного очага деформации. Бельский С.М. (2009 г.) [23-25] в своих работах расширил представления о возможностях управления плоскостностью листов при описании асимметричного очага деформации с учетом поперечного течения металла. В разные годы значительный вклад в развитие теории процессов листовой прокатки с одним холостым валком, с неподвижным валком (процесс ДНПВ), в валках разного диаметра, в эксцентричных валках, конических валках, с различными условиями трения и др. внесли Holbrook R., Johnson W., Collins I., Dyja H., Kawalek A., Philipp M., Потапкин В.Ф., Федоринов В.А., Сатонин А.В., Морозов И.А., Доброносков Ю.К., Сеницын В.Г., Николаев В.А., Скороходов В.Н., Мухин Ю.А., Полухин В.П., Пименов А.Ф., Трайно А.И., Ефремов Н.И., Химич Г.Л., Бровман М.Я., Горелик В.С., Смирнов В.В., Грудев А.П., Выдрин А.В., Черняховский М.Б., Дригун Э.М., Чикишев Д.Н., Федоров Н.Н., Перетяшко В.Н., Максимов Е.А., Азбанбаев Э.М., Мазур И.П., Горбунов К.С., Кожевников А.В. и др. [26-69].

До 1998 г. теория процессов листовой прокатки со скоростной асимметрией развивалась с позиций улучшения геометрии листов, а также повышения производительности прокатных станов [1-15, 19-21, 26-32, 36-37, 39-46, 63-66]. Начиная с 1998 г. и в настоящее время развивается

второе направление – с позиций улучшения структуры и механических свойств различных металлов и сплавов. Значительный вклад в этом направлении внесли зарубежные ученые: Choi С.-Н., Cui Q., Ohori K., Kim W.J., Park J.-J., Ko Y.G., Loorentz, Yu H., Lee K.M., Hamad K. и др. [70-87]. Первенство в области промышленной реализации технологий листовой прокатки со скоростной асимметрией принадлежит японским ученым R. Kurahashi, K. Nakomori, I. Chikushi, T. Morimoto, J. Yanagimoto и др. [88]. С 2001 г. японская металлургическая компания «Nakayama Steel Works» осуществляет промышленное производство листового горячекатаного проката под брендом NFG («Nakayama Fine Grain») с применением технологии, основанной на создании скоростной асимметрии за счет использования приводного и не приводного (холостого) рабочих валков разного диаметра [88-90].

Тем не менее, результаты известных исследований не дают целостного представления о напряженно-деформированном состоянии металла, а также температурных, скоростных и энергосиловых параметрах процесса листовой прокатки со скоростной асимметрией во взаимосвязи с получаемой структурой и механическими свойствами. При этом исследования отечественных ученых в этом направлении практически полностью отсутствуют. Поэтому теория процессов листовой прокатки со скоростной асимметрией требует дальнейшего развития и систематизированного обобщения. Это позволит преодолеть научные и технические ограничения, сдерживающие более широкое применение этой технологии в мировой и отечественной практике листопрокатного производства.

Объект исследования – процесс листовой прокатки со скоростной асимметрией, характеризующейся соотношением скоростей валков v_1/v_2 .

Предмет исследования – напряженно-деформированное состояние металла, а также температурные, скоростные и энергосиловые параметры процесса листовой прокатки со скоростной асимметрией во взаимосвязи с получаемой структурой и механическими свойствами.

Целью является разработка новых технологических решений применения скоростной асимметрии для повышения прочности листового проката при сохранении его пластичности без использования легирующих элементов и отдельных операций термической обработки.

Основные задачи:

1. Исследование влияния скоростной асимметрии на деформированное состояние металла при листовой прокатке.
2. Создание лабораторного оборудования для экспериментальной реализации процесса листовой прокатки со скоростной асимметрией.
3. Исследование влияния скоростной асимметрии на напряженное состояние металла в очаге деформации и энергосиловые параметры (усилие, момент, мощность) процесса листовой прокатки.

4. Исследование влияния скоростной асимметрии на структуру и механические свойства листового проката.

5. Разработка новых технологических решений применения скоростной асимметрии, обеспечивающей повышение прочности листового проката при сохранении его пластичности без использования легирующих элементов (Nb, Mo и др.) и отдельных операций термической обработки.

Методы исследований. Теоретические исследования базируются на уравнениях и законах теории пластичности и теории обработки металлов давлением. Компьютерное моделирование процессов листовой прокатки со скоростной асимметрией выполнено методом конечных элементов с применением специализированной инженерной программы QForm (лицензия №R0-U2497-170719U197). Экспериментальные исследования базируются на методах физического моделирования термомеханических процессов обработки металлов давлением и дилатометрического анализа с применением симулятора Gleeble; методах термического анализа; методах металлографического анализа; методах испытаний механических свойств. Экспериментальные исследования процесса листовой прокатки со скоростной асимметрией выполнены с применением уникальной научной установки «Экспериментальный реверсивный стан дуо листовой прокатки с индивидуальным приводом рабочих валков» лаборатории «Механика градиентных наноматериалов им. А.П. Жилиева».

Личный вклад автора заключается в постановке цели и задач работы; в выполнении конечно-элементных расчетов; в описании напряженно-деформированного и температурного состояния металла при листовой прокатке со скоростной асимметрией во взаимосвязи с получаемой структурой и механическими свойствами; в разработке технического задания на изготовление оборудования для экспериментальной реализации процесса листовой прокатки со скоростной асимметрией; в непосредственном выполнении экспериментов с применением уникальной научной установки; в разработке новых технологических схем листовой прокатки со скоростной асимметрией; в анализе, интерпретации, обобщении и систематизации теоретических и экспериментальных результатов работы, формулировке выводов и положений, выносимых на защиту.

Научная новизна работы:

1. Разработана модель оценки деформированного состояния металла при листовой прокатке со скоростной асимметрией, отличающаяся учетом влияния средних горизонтальных скоростей течения металла v_{M1}^{cp} и v_{M2}^{cp} на контакте с валками, вращающимися с различными скоростями v_1 и v_2 , а также учетом геометрических характеристик очага деформации.

2. Впервые установлено предельное кинематическое соотношение $\frac{v_{M1}^{cp}}{v_{M2}^{cp}} \leq \frac{3}{2}$ для средних горизонтальных скоростей течения металла v_{M1}^{cp} и v_{M2}^{cp} в очаге деформации на контакте с валками, вращающимися с различными скоростями v_1 и v_2 , а также предельное значение угла сдвига φ_{max} , являющегося функцией параметра формы очага деформации по высоте.

3. Впервые установлено, что при листовой прокатке со скоростной асимметрией увеличение деформации, а также снижение усилия прокатки достигают экстремумов при минимальной (положительной) величине опережения металла относительно валка, вращающегося с большей скоростью.

4. Уточнены закономерности влияния скоростной асимметрии на распределение моментов и мощности между рабочими валками, позволяющие определить оптимальные кинематические условия, обеспечивающие максимум сдвиговой деформации или минимум энергии, затрачиваемой на прокатку.

5. Предложена уточненная модель контактного трения Леванова, отличающаяся учетом влияния относительной скорости скольжения металла в очаге деформации на величину удельных сил трения при листовой прокатке со скоростной асимметрией.

6. Определены деформационные и температурно-скоростные условия многопроходной листовой прокатки со скоростной асимметрией, обеспечивающие повышение прочности низкоуглеродистых С-Mn сталей за счет полного прохождения динамической рекристаллизации и формирования мелкозернистой структуры.

7. Определены деформационные и температурно-скоростные условия однопроходной листовой прокатки со скоростной асимметрией, обеспечивающие повышение прочности низкоуглеродистых С-Mn сталей за счет полного прохождения динамического фазового превращения и формирования мелкозернистой структуры.

Достоверность результатов обеспечивается:

- применением специализированной конечно-элементной инженерной программы QForm, базирующейся на системе уравнений, включающей уравнения равновесия, уравнения связи между полем скоростей материальных точек и скоростей деформаций, уравнения связи между напряженным и деформированным состоянием, условие несжимаемости, кинематические и силовые граничные условия, критерий пластичности, реологические модели материалов, уравнения энергетического баланса;

- применением симулятора Gleeble для физического моделирования термомеханических процессов и дилатометрического анализа;

– соответствием теоретических закономерностей результатам экспериментов, полученных с применением уникальной научной установки «Экспериментальный реверсивный стан дуо листовой прокатки с индивидуальным приводом рабочих валков»;

– согласованностью теоретических и экспериментальных результатов исследований, полученных различными методами, а также отсутствием противоречий результатов работы известным теоретическим и технологическим закономерностям процессов обработки металлов давлением.

Теоретическая и практическая значимость работы:

1. Для экспериментальной реализации процесса листовой прокатки со скоростной асимметрией изготовлен и введен в эксплуатацию в лаборатории «Механика градиентных наноматериалов им. А.П. Жилиева» стан дуо листовой прокатки с индивидуальным приводом рабочих валков, имеющий статус уникальной научной установки.

2. Разработана технологическая схема листовой прокатки со скоростной асимметрией с эффектом снижения на 10-15% расхода электрической энергии главных приводов в сравнении с традиционной (симметричной) листовой прокаткой.

3. Разработаны технологические схемы многопроходной и однопроходной листовой прокатки со скоростной асимметрией, предназначенные для производства горячекатаных полос толщиной от 1 до 10 мм из высокопрочных низкоуглеродистых С-Mn сталей с ферритной матрицей со средним диаметром зерна феррита в диапазоне от 4 мкм до 1 мкм без использования легирующих элементов и отдельных операций термической обработки.

4. Теоретически и экспериментально обоснован новый технологический параметр процесса листовой прокатки, обеспечивающий повышение класса прочности низкоуглеродистых С-Mn сталей без изменения их химического состава и применения отдельных операций термической обработки. Применение скоростной асимметрии при листовой прокатке позволяет из одной марки 0,09C-1,6Mn получить 12 разных классов прочности: S355MC, S420MC, S460MC, S500MC, S550MC, S600MC, S650MC, S700MC в соответствии с EN 10149-2:2013 и HDT450F, HDT580F, HDT580X, HDT760C в соответствии с EN 10338:2025 с расчетным экономическим эффектом на 1 тонну г/к проката от 2,2-2,9 тыс. руб/т для классов прочности S420MC или HDT580F за счет экономии 0,03-0,04 мас.% ниобия до 15,1-15,4 тыс. руб/т для классов прочности S700MC или HDT760C за счет экономии 0,25 мас.% молибдена, 0,1 мас.% титана, 0,25 мас.% хрома (в ценах 2025 г., 1\$=85₽).

5. Разработаны способы листовой прокатки со скоростной асимметрией, техническая новизна которых подтверждена 8 патентами на изобретения РФ №2848699, №2833651, №2821127, №2829244, №2795066, №2701322, №2486974, №2622196.

6. Результаты работы используются в научной лаборатории «Механика градиентных наноматериалов им. А.П. Жилиева», что подтверждено технологическим регламентом, а также используются в учебном процессе ФГБОУ ВО «Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова» при подготовке обучающихся по направлению 22.03.02 Metallurgy (уровень бакалавриата), при подготовке обучающихся по направлению 22.04.02 Metallurgy (уровень магистратуры), при подготовке кадров высшей квалификации по направлению 2.6.4 Обработка металлов давлением, что подтверждено актом.

Положения, выносимые на защиту:

1. Качественные и количественные закономерности влияния скоростной асимметрии на деформированное состояние металла и кинематические характеристики очага деформации при листовой прокатке.

2. Качественные и количественные закономерности влияния скоростной асимметрии на напряженное состояние металла, а также усилие и распределение моментов и мощности между рабочими валками при листовой прокатке.

3. Качественные и количественные закономерности влияния деформационных и температурно-скоростных режимов листовой прокатки со скоростной асимметрией на структуру и механические свойства низкоуглеродистых С-Mn сталей с ферритной матрицей.

4. Разработанная технологическая схема листовой прокатки со скоростной асимметрией с эффектом снижения на 10-15% расхода электрической энергии главных приводов.

5. Разработанная технологическая схема многопроходной листовой прокатки со скоростной асимметрией, обеспечивающая повышение прочности низкоуглеродистых С-Mn сталей с ферритной матрицей за счет полного прохождения динамической рекристаллизации и формирования мелкозернистой структуры.

6. Разработанная технологическая схема однократной листовой прокатки со скоростной асимметрией, обеспечивающая повышение прочности низкоуглеродистых С-Mn сталей с ферритной матрицей за счет полного прохождения динамического фазового превращения и формирования мелкозернистой структуры.

7. Концепция, согласно которой применение скоростной асимметрии открывает технологические возможности производства листового проката различных классов прочности из низкоуглеродистых С-Mn сталей с ферритной матрицей единого химического состава без использования легирующих элементов (Nb, Mo и др.) и отдельных операций термической обработки.

Апробация работы: основные результаты и положения диссертации докладывались и обсуждались на международных конференциях: Metal Forming 2014 (г. Палермо, Италия), ICTP 2014 (г. Нагоя, Япония), ICSMR 2015 (г. Стамбул, Турция), NUMIFORM 2016 (г. Труа, Франция),

Metal Forming 2016, 2020 (г. Краков, Польша), ICTP 2017 (г. Кембридж, Великобритания), ICSAM 2018 (г. Санкт-Петербург, Россия), BAOSTEEL BAC 2018 (г. Шанхай, Китай), ICLMM 2018 (г. Чанша, Китай), ICFMM 2019 (г. Осака, Япония), ESAFORM 2019 (г. Витория-Гастейс, Испания), Near Net Shape Processes – The Smart Manufacturing Approach 2020 (г. Джабалпур, Индия), Моделирование процессов штамповки, прокатки и прессования в QForm 2021 (г. Москва), ICSAM 2023 (г. Барселона, Испания), XIV Международном конгрессе прокатчиков 2024 (г. Череповец) и других конференциях. Материалы диссертационного исследования были представлены 07.10.2025 на кафедре обработки металлов давлением в НИТУ МИСИС (г. Москва).

Исследования проводились автором в качестве руководителя или исполнителя в рамках выполнения работ по грантам: ФЦП Минобрнауки РФ (№14.В37.21.0936, 2012-2013 гг.); РФФИ (№14-08-31143, 2014-2015 гг.); РНФ (№15-19-10030, 2015-2019 гг.); Президентского гранта (№14.Z56.18.1699-МК, 2018-2019 гг.); Мегагранта по Постановлению №220 Правительства РФ (№075-15-2019-869, 2018-2022 гг.); международного гранта РНФ (№22-49-02041, 2022-2024 гг.), гранта РНФ (№23-79-30015, 2023-2025 гг.) по мероприятию «Проведение исследований научными лабораториями мирового уровня в рамках реализации приоритетов научно-технологического развития РФ», гранта РНФ (№25-79-31018, 2025 г.) в рамках приоритетного направления деятельности РНФ «Поддержка проведения научных исследований и развития научных коллективов, занимающих лидирующие позиции в определенных областях науки».

Публикации. Основные положения диссертации отражены в 50 научных публикациях, из них 16 – в рецензируемых журналах, рекомендованных ВАК РФ, 12 – в изданиях, входящих в наукометрические базы данных «Scopus» и/или «Web of Science», 9 – в других изданиях, 5 монографий и 8 патентов на изобретения РФ.

Структура и объем работы. Диссертационная работа состоит из введения, 6 глав, заключения, изложена на 294 страницах машинописного текста, включающего 190 рисунков, 46 таблиц, список литературы из 307 наименований, 3 приложения.

ГЛАВА 1 СОВРЕМЕННОЕ СОСТОЯНИЕ ИССЛЕДОВАНИЙ В ОБЛАСТИ ТЕХНОЛОГИЙ ПОВЫШЕНИЯ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ЛИСТОВОГО ПРОКАТА

1.1 Легирование, как основной технологический принцип повышения механических свойств листового проката из низкоуглеродистых сталей с ферритной матрицей

Существующие технологии производства листового горячекатаного проката высоких классов прочности, например, по пределу текучести S420MC, S460MC, S500MC, S550MC, S600MC, S650MC, S700MC и др. в соответствии с EN 10149-2:2013 *Горячекатаный плоский прокат из сталей с высоким пределом текучести для холодной формовки* (таблица 1.1-1.2), или по пределу прочности HDT580F, HDT580X, HDT760C и др. в соответствии с EN 10338:2025 *Прокат горячекатаный и холоднокатаный без покрытия из многофазных сталей для холодной формовки* (таблица 1.3-1.4) основаны на введении в простой (базовый) химический состав С-Мп дополнительных легирующих (Nb, Mo и др.) элементов и применения различных процессов термомеханической и/или термической обработки [91-97].

Листовой горячекатаный прокат из сталей высоких классов прочности S420MC-S960MC (EN 10149-2:2013) находит применение в автомобилестроении при производстве таких деталей, как лонжероны автомобильных и самосвальных полуприцепов, каркас рамы автомобильных полуприцепов, шасси большегрузных автомобилей, трейлеры и др.; в подъемно-транспортном машиностроении при производстве телескопических стрел автомобильных кранов, кранов-манипуляторов, гидроподъемников и перегружателей и др.; в дорожно-строительной, коммунальной, лесной и спецтехнике при производстве рам и лонжеронов автобетоновозов, рам и лонжеронов коммунальных машин и др.; в сельскохозяйственной технике при производстве кузовов зерновозов и др.

В России листовой горячекатаный прокат классов прочности от S420MC до S700MC производится компанией ПАО «Северсталь» под торговой маркой Powerform, соответственно, от Powerform 420 (толщиной 2-16 мм) до Powerform 700 (толщиной 4-6 мм) согласно стандартам СТО 00186217-308-2021, EN 10149-2. Классы прочности от S500MC до S900MC производятся компанией ПАО «ММК» под торговой маркой Magstrong, соответственно, от Magstrong S500MC (толщиной 2,5-12 мм) до Magstrong S900MC (толщиной 5-12 мм) согласно стандартам СТО ММК 324-2016, EN 10149-2. Классы прочности от S355MC до S500MC производятся также компанией ПАО «НЛМК».

Легирование Nb, V, Ti, Mo, В является основным технологическим принципом повышения класса прочности листового горячекатаного проката в соответствии с EN 10149-2. Согласно данным табл. 1.1 в листовом горячекатаном прокате классов прочности от S355MC до

S550MC верхние границы содержания легирующих элементов составляют: Nb = 0,09%; V = 0,20%; Ti = 0,15%. Для классов прочности от S600MC до S700MC: Nb = 0,09%; V = 0,20%; Ti = 0,22%, Mo = 0,50%, B = 0,005%. При этом ограничивается суммарное содержание карбонитридообразующих элементов $Nb + V + Ti \leq 0,22\%$.

Таблица 1.1 – Требования к химическому составу согласно EN 10149-2:2013

Класс прочности	Толщина листа, мм	C	Mn	Si	P	S	Al	Nb	V	Ti	Mo	B
		мас.%, не более					мас.%, не менее	мас.%, не более				
S355MC	1,5-20	0,12	1,50	0,50	0,025	0,020	0,015	0,09	0,20	0,15	-	-
S420MC		0,12	1,60	0,50	0,025	0,015	0,015	0,09	0,20	0,15	-	-
S460MC		0,12	1,60	0,50	0,025	0,015	0,015	0,09	0,20	0,15	-	-
S500MC	1,5-16	0,12	1,70	0,50	0,025	0,015	0,015	0,09	0,20	0,15	-	-
S550MC		0,12	1,80	0,50	0,025	0,015	0,015	0,09	0,20	0,15	-	-
S600MC		0,12	1,90	0,50	0,025	0,015	0,015	0,09	0,20	0,22	0,50	0,005
S650MC		0,12	2,00	0,60	0,025	0,015	0,015	0,09	0,20	0,22	0,50	0,005
S700MC	2-10	0,12	2,10	0,60	0,025	0,015	0,015	0,09	0,20	0,22	0,50	0,005
S900MC		0,20	2,20	0,60	0,025	0,010	0,015	0,09	0,20	0,25	1,00	0,005
S960MC		0,20	2,20	0,60	0,025	0,010	0,015	0,09	0,20	0,25	1,00	0,005

Таблица 1.2 – Требования к механическим свойствам согласно EN 10149-2:2013

Класс прочности	Толщина листа, мм	σ_{TB} , МПа	σ_B , МПа	δ_{80} , %	δ_5 , %
		не менее	в диапазоне	не менее	не менее
S355MC	1,5-20	355	430-550	19	23
S420MC		420	480-620	16	19
S460MC		460	520-670	14	17
S500MC	1,5-16	500	550-700	12	14
S550MC		550	600-760	12	14
S600MC		600	650-820	11	13
S650MC		650	700-880	10	12
S700MC	2-10	700	750-950	10	12
S900MC		900	930-1200	7	8
S960MC		960	980-1250	6	7

Таблица 1.3 – Требования к химическому составу в соответствии со стандартом EN 10338-2:2025

Класс прочности	Толщина листа, мм	C	Mn	Si	P	S	Al	Cr+Mo	Nb+Ti	V	B
		мас.%, не более						мас.%, не более			
Ферритно-бейнитная (F)											
HDT450F	≤ 6 мм	0,18	2,0	0,5	0,050	0,010	0,015-2,0	1,0	0,15	0,15	0,005
HDT580F	≤ 6 мм	0,18	2,0	0,5	0,050	0,010	0,015-2,0	1,0	0,15	0,15	0,010
Двухфазная (X)											
HDT580X	≤ 6 мм	0,14	2,2	1,0	0,085	0,015	0,015-2,0	1,4	0,15	0,20	0,005
Комплекснофазная (C)											
HDT760C	≤ 6 мм	0,18	2,5	1,0	0,080	0,015	0,015-2,0	1,0	0,25	0,20	0,005
Мартенситная (MS)											
HDT1180G1	≤ 6 мм	0,25	2,5	0,8	0,060	0,015	0,015-2,0	1,2	0,25	0,22	0,005

Таблица 1.4 – Требования к механическим свойствам листового горячекатаного проката различных классов прочности согласно EN 10338-2:2025

Класс прочности	Толщина листа, мм	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ_{80} , %	δ_5 , %
		в диапазоне	не менее	не менее	не менее
Ферритно-бейнитная (F)					
HDT450F	≤ 6 мм	300-420	450	24	27
HDT580F	≤ 6 мм	460-620	580	15	17
Двухфазная ферритно-мартенситная (X)					
HDT580X	≤ 6 мм	330-450	580	19	23
Комплекснофазная (C)					
HDT760C	≤ 6 мм	660-830	760	10	12
Мартенситная (MS)					
HDT1180G1	≤ 6 мм	900-1200	1180	4	5

Типовые фактические композиции легирования листового горячекатаного проката (толщиной менее 10 мм) различных классов прочности в соответствии с EN 10149-2:2013 представлены на рис. 1.1.

Листовой горячекатаный прокат в толщинах от 3,0 мм и более производится также по ГОСТ 19281-2014 *Прокат повышенной прочности*. В соответствии со стандартом прокат подразделяется на классы прочности (по пределу текучести) с обозначением: 265; 295; 315; 325; 345; 355; 375; 390; 440; 460; 500; 550; 600; 620; 650; 700. Легирование Nb, V, Ti, Mo, B, Cr, Ni, Cu также является основным технологическим принципом повышения класса прочности листового горячекатаного проката в соответствии с ГОСТ 19281-2014.

Листовой горячекатаный прокат из сталей марок HDT450F, HDT580F, HDT580X, HDT760C, HDT1180G1, производимый в соответствии с EN 10338:2015 в толщинах менее 6 мм, наиболее востребован в автомобильной промышленности.

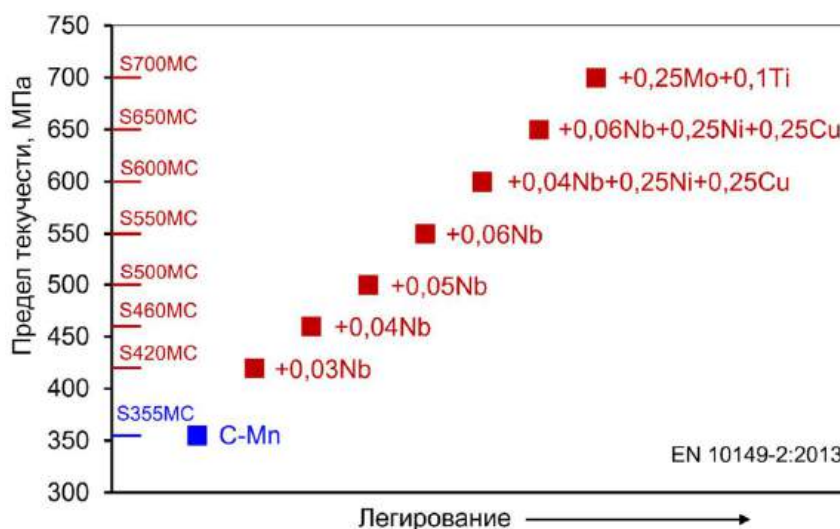


Рисунок 1.1 – Типовые фактические композиции легирования листового горячекатаного проката (толщиной менее 10 мм) различных классов прочности (EN 10149-2:2013)

Листовой горячекатаный прокат из ферритно-бейнитной стали HDT450F (FB 450/600) характеризуется отличным балансом прочности и пластичности. Микроструктура содержит фазы феррита и бейнита (до 15%). Упрочнение достигается как за счет измельчения зерна феррита, так и за счет упрочняющего эффекта второй фазы – бейнита. На рис. 1.2 представлена схема и оптическое изображение типичной микроструктуры [98]. Типовая диаграмма растяжения листового горячекатаного проката из ферритно-бейнитной стали HDT580F (FB 450/600) представлена на рис. 1.3 [98].

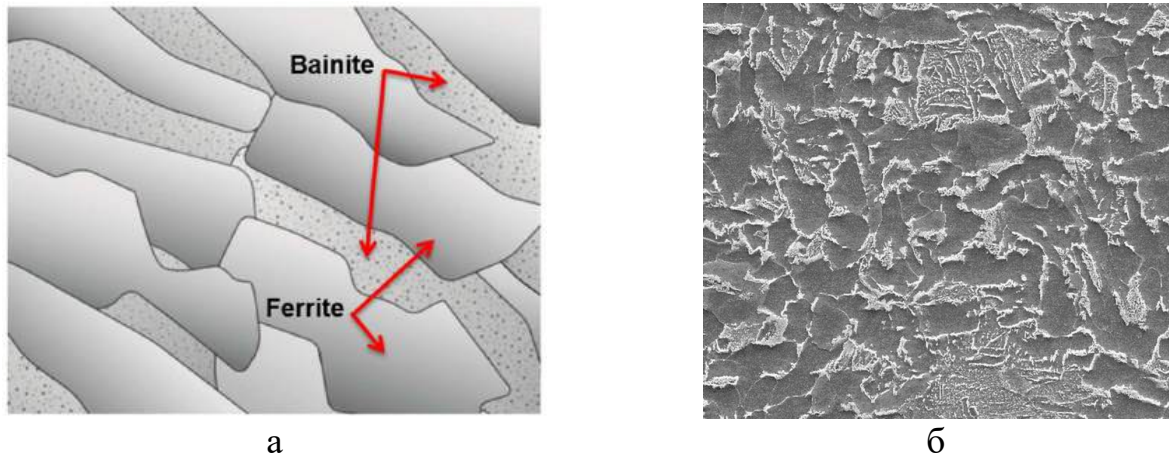


Рисунок 1.2 – Схема (а) и оптическое изображение (б) микроструктуры ферритно-бейнитной стали HDT580F (FB 450/600) [98]

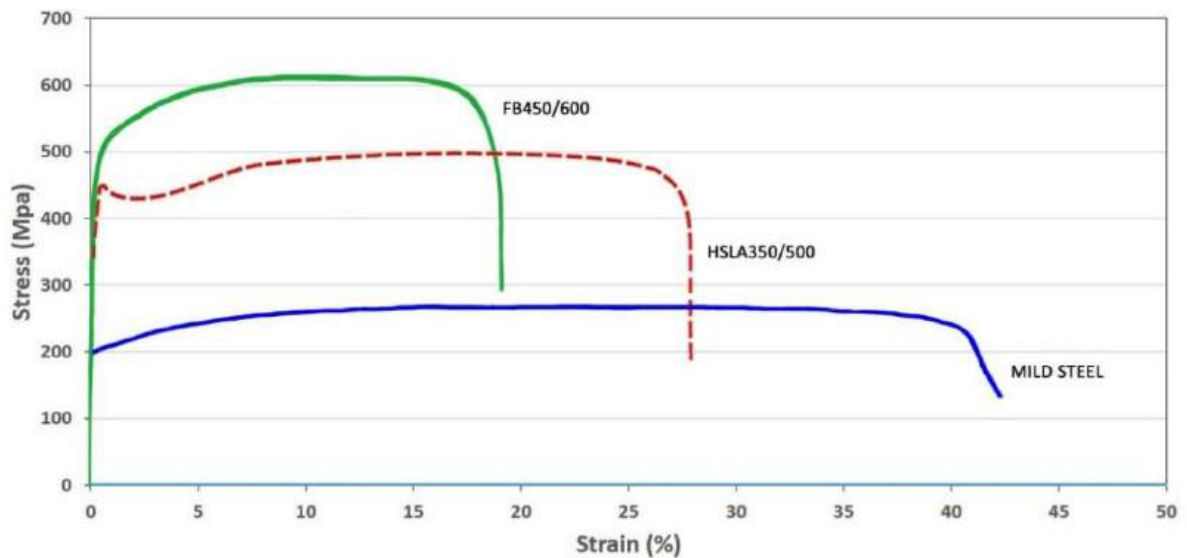


Рисунок 1.3 – Типовая диаграмма растяжения листового горячекатаного проката из ферритно-бейнитной стали HDT580F (FB 450/600) [98]

Листовой горячекатаный прокат из ферритно-бейнитной стали HDT580F (EN 10338:2025) находит применение в автомобилестроении при производстве таких деталей, как колесные диски, продольные и поперечные балки, шасси, элементы кузова, поперечины

сидений, рычаг подвески с достаточной деформацией и вытяжкой по бортам и кромке, коробка передач, механические детали, соединительные детали и др. (рис. 1.4) [99].



Передняя и задняя поперечина под сиденьем (толщина 1,8 мм)



Рычаг подвески (толщина 4 мм)



Рычаг подвески (толщина 4 мм)



Силовой элемент стойки (толщина 1,8 мм)



Колесный диск

Рисунок 1.4 – Некоторые детали из ферритно-бейнитной стали HDT580F, применяемые в конструкции автомобиля [99]

Листовой горячекатаный прокат из двухфазной ферритно-мартенситной стали HDT580X (DP 350Y/600T) имеет микроструктуру, состоящую из ферритной матрицы с мартенситными островками в качестве твердой второй фазы (от 5 до 20%), схематически показанной на рис. 1.5 [100]. Мягкая ферритная фаза, как правило, непрерывна, что придает этим сталям превосходную пластичность. Когда эти стали формуются, деформация концентрируется в ферритной фазе с низкой прочностью, окружающей островки мартенсита, создавая уникальную высокую начальную скорость упрочнения (n -значение), демонстрируемую этими сталями. В горячекатаных ферритно-мартенситных сталях двухфазная микроструктура достигается путем контролируемого охлаждения из фазы аустенита на выходе из последней чистовой клетки стана горячей прокатки и перед смоткой. Получение заданного фазового состава обычно требует повышенного легирования стали: $Mo + Cr \leq 1,4\%$; $Nb + Ti \leq 0,15\%$; $V \leq 0,2\%$; $B \leq 0,005\%$ (табл. 1.3). Типовые диаграммы растяжения листового горячекатаного проката из ферритно-мартенситной стали HDT580F (DP 350Y/600T), а также DP сталей различных классов прочности представлены на рис. 1.6-1.7 [100].

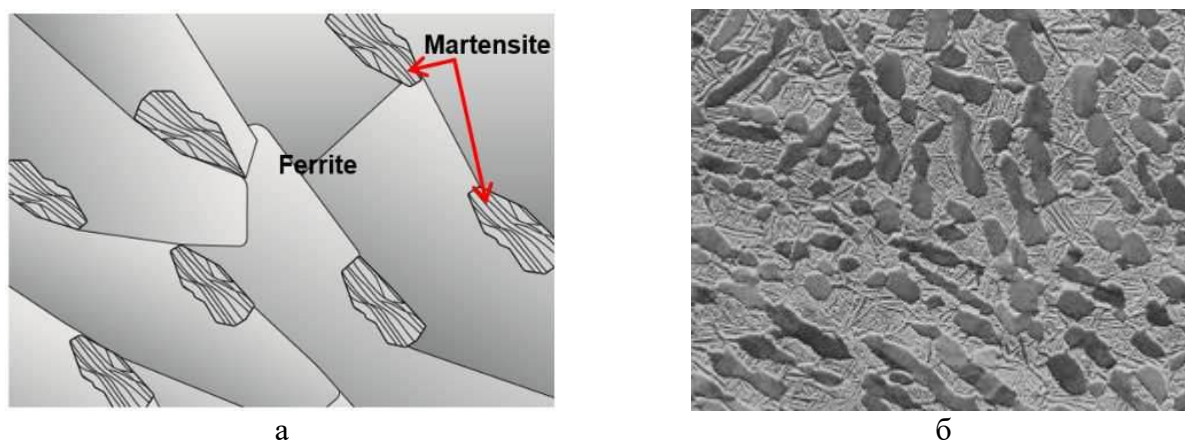


Рисунок 1.5 – Схема (а) и оптическое изображение (б) микроструктуры ферритно-мартенситной стали HDT580X (DP 350Y/600T) [100]

Листовой горячекатаный прокат из двухфазной ферритно-мартенситной стали HDT580X (EN 10338:2025) находит применение в автомобилестроении при производстве таких деталей, как диски колес, детали амортизатора (высокое поглощение энергии благодаря высокой степени пластической деформации), анкеры и соединительные детали и др. Области типичного применения феррито-мартенситных сталей различных классов прочности [100]: DP 300/500 – крыша, дверь, боковая часть кузова, панель пола; DP 350/600 – панель пола, капот, боковая часть кузова, обтекатель, крыло, усиление пола; DP 500/800 – боковая часть кузова, задние лонжероны, усиление заднего амортизатора; DP 600/980 – компоненты каркаса безопасности, стойка В, туннель панели пола, подставка двигателя, лоток для вещей переднего подрамника, сиденье; DP 700/1000 – рейлинги крыши; DP 800/1180 – верхняя часть стойки В и др.

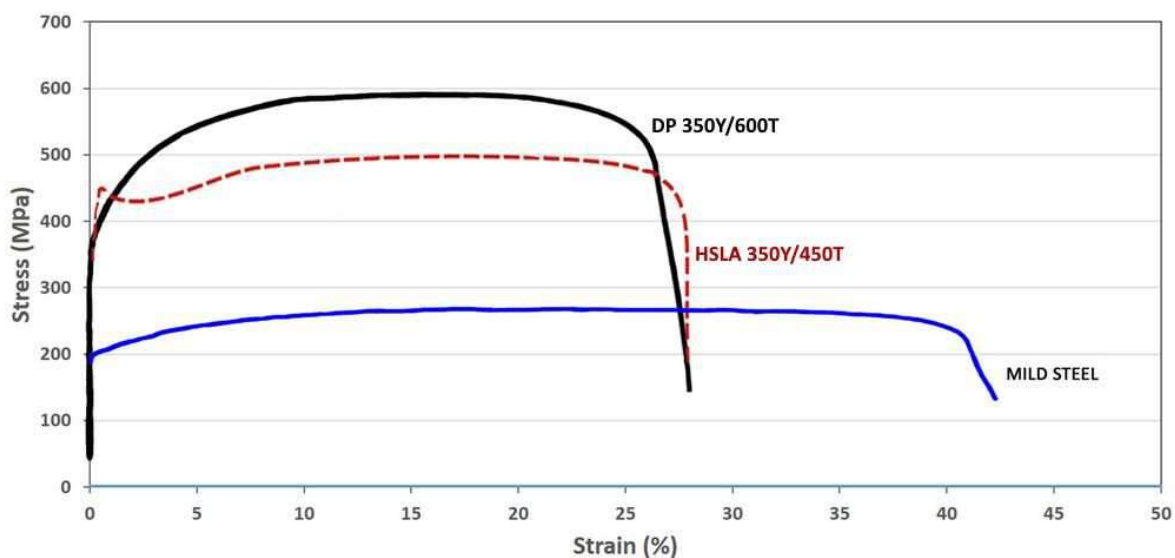


Рисунок 1.6 – Типовая диаграмма растяжения листового горячекатаного проката из ферритно-мартенситной стали HDT580X (DP 350Y/600T) [100]

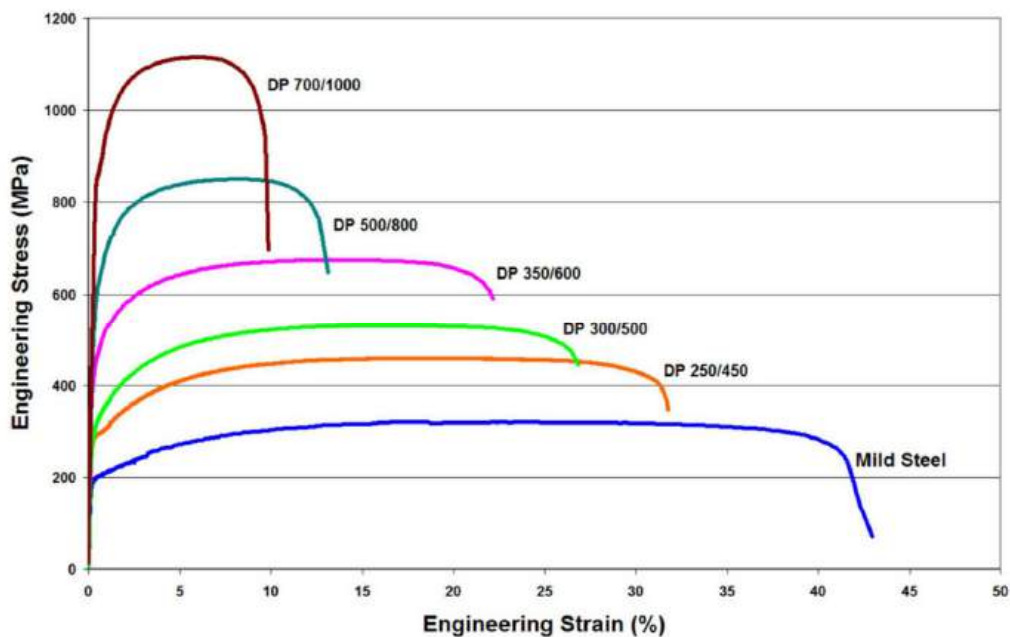


Рисунок 1.7 – Типовые диаграммы растяжения ферритно-мартенситных сталей различных классов прочности [100]

В России листовой горячекатаный прокат в толщинах от 2 мм до 6 мм из ферритно-бейнитной стали HDT580F, а также из двухфазной ферритно-мартенситной стали HDT580X в соответствии с EN 10338 производится компанией ПАО «Северсталь».

Типовые фактические композиции легирования листового горячекатаного проката различных классов прочности в соответствии с EN 10338:2025 представлены на рис. 1.8. Легирование Nb, Mo, Cr и др. для получения регламентированного фазового состава является основным технологическим принципом повышения класса прочности листового горячекатаного проката в соответствии с EN 10338:2025.

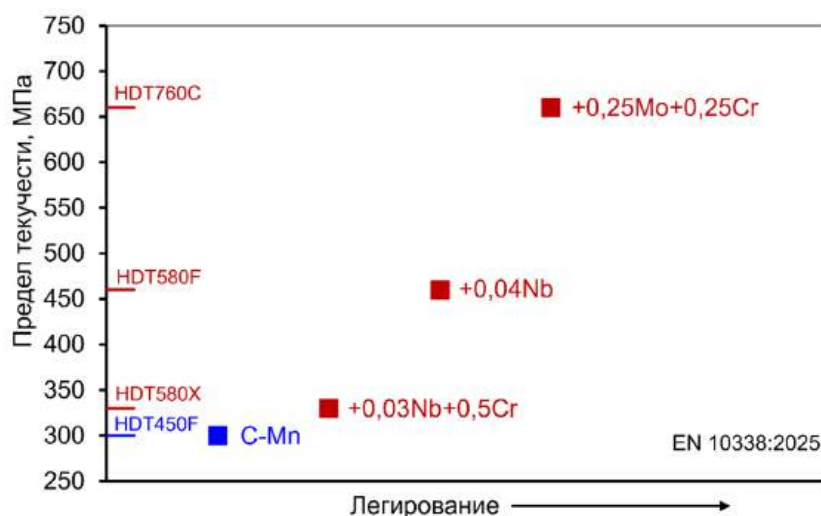


Рисунок 1.8 – Типовые фактические композиции легирования листового горячекатаного проката (толщиной менее 6 мм) различных классов прочности (EN 10338:2025)

Однако высокая стоимость ферросплавов существенно увеличивает затраты на производство листового проката высоких классов прочности. Динамика изменения рыночных цен на основные ферросплавы (Nb, V, Ti, Mo, Cr), а также чистые металлы (Ni, Cu), используемые для легирования, за пятилетний период с 08.2020 по 08.2025 по данным информационно-аналитического ресурса MetalTorg.Ru (ООО «МеталлТорг.Ру») представлена на рис. 1.9 (официальные данные предоставлены согласно подписке на информационный ресурс № 176890 от 29.08.2025 по счету № ПМ-03-05488 на период 29.08.2025 - 29.11.2025).

Согласно данным информационно-аналитического ресурса MetalTorg.Ru средние цены за 2025 г. составляли: 43096 \$/тонна – феррониобий; 39763 \$/тонна – ферромолибден; 16442 \$/тонна – феррованадий; 4004 \$/тонна – ферротитан; 2192 \$/тонна – феррохром; 15270 \$/тонна – никель; 9502 \$/тонна – медь.

Отметим, что рыночные цены на ферросплавы (Nb, V, Ti, Mo, Cr), а также чистые металлы (Ni, Cu), используемые для легирования, привязаны к курсу американского доллара, поэтому рост его курса существенным образом сказывается на дополнительном увеличении стоимости ферросплавов в рублевом эквиваленте. Кроме того, ниобий, молибден, ванадий, титан, хром и др. входят в перечень дефицитных видов твердых полезных ископаемых (распоряжение Правительства РФ от 16.04.2024 №939-р). А ниобий, являясь ключевым микролегирующим элементом существующих технологий термомеханической прокатки, относится к критическому минеральному сырью в РФ, потребление которого обеспечивается за счет импорта (на 98%) в условиях значительных рисков поставок [101, 102].

Увеличение себестоимости листового горячекатаного проката при использовании дополнительных легирующих элементов (Nb, V, Ti, Mo, Cr, Ni, Cu) для повышения класса прочности в первом приближении можно оценить по формуле:

$$C_{Me} = \frac{C_{FeMe} \cdot Me}{[Me] \cdot K_{у\text{св}}} \quad (1.1)$$

где C_{Me} – цена легирующего элемента заданного процентного содержания в составе стали, \$/тонна; Me – заданное процентное содержание легирующего элемента в составе стали, %; C_{FeMe} – цена ферросплава, \$/тонна; $[Me]$ – процентное содержание легирующего элемента в ферросплаве, %; $K_{у\text{св}}$ – коэффициент усвоения легирующего элемента.

Коэффициенты усвоения легирующих элементов устанавливаются действующими на предприятиях технологическими инструкциями по выплавке стали [103]. Ориентировочно можно принять нормативы усвоения элементов, приведенные в табл. 1.5 [103].

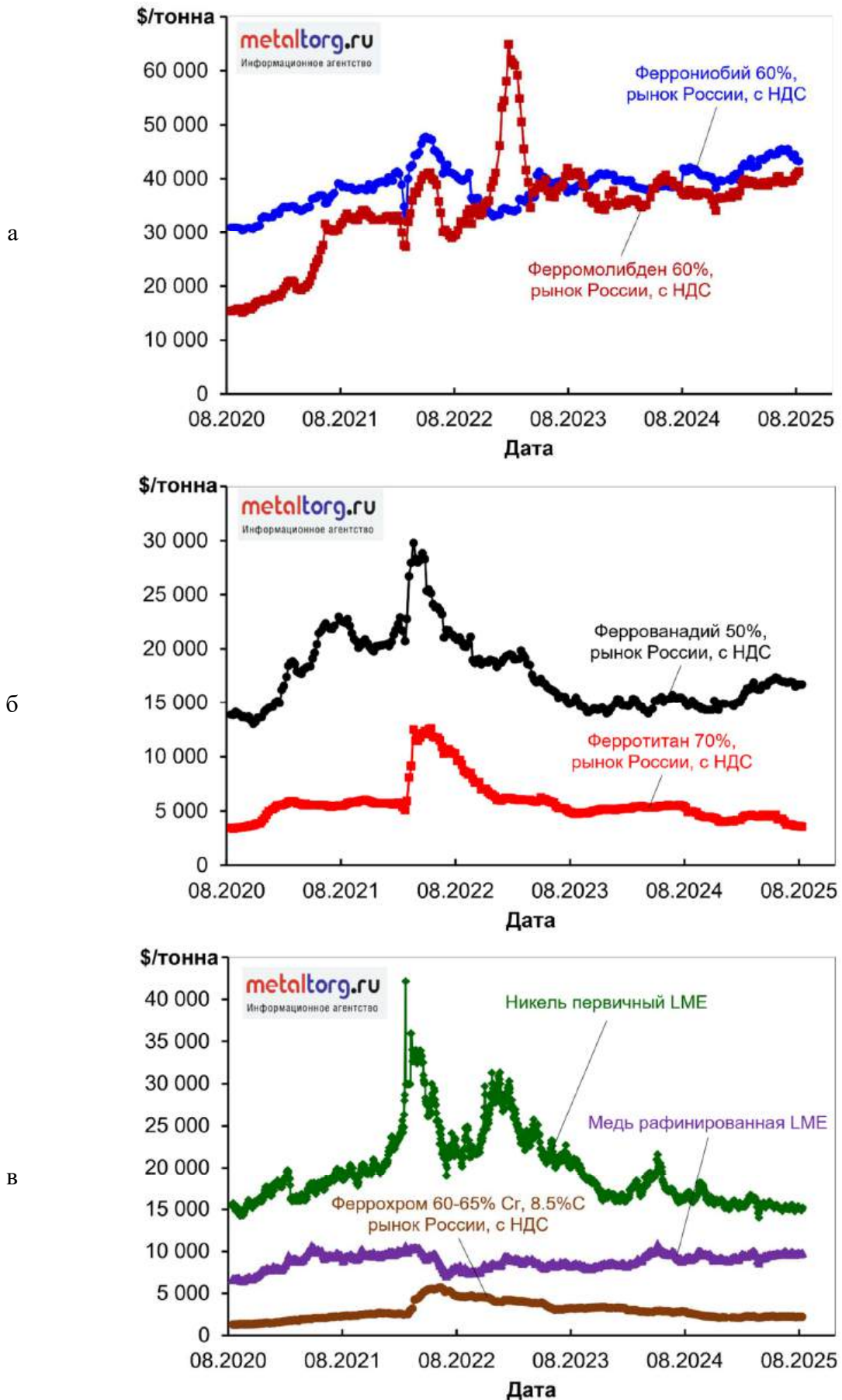


Рисунок 1.9 – Динамика рыночных цен на феррониобий и ферромолибден (а);
феррованадий и ферротитан (б); феррохром, никель и медь (в)

Таблица 1.5 – Коэффициенты усвоения легирующих элементов [103]

Легирующий элемент	Место легирования	Коэффициент усвоения
Ниобий	АКОС	0,85
Ванадий	Ковш	0,85
Титан	АКОС	0,80
	Ковш	0,30
Молибден	-	0,97
Хром	-	0,80
Никель	-	0,97
Медь	-	0,97

АКОС – агрегат комплексной обработки стали (ковш-печь)

В соответствии с формулой (1.1) можно оценить, что, например, при производстве листового горячекатаного проката класса прочности S500MC (EN 10149-2:2013) и использовании в составе стали 0,05% Nb в качестве легирующей добавки увеличение себестоимости относительно базовой композиции С-Мн в первом приближении составит:

$$C_{Nb} = \frac{43096 \frac{\$}{\text{т}} \cdot 0,05\%}{60\% \cdot 0,85} = 42,3 \frac{\$}{\text{т}}$$

или 3591 руб/тонна (в ценах 2025 г. при 1\$=85Р).

Существенно более высокие затраты возникают при легировании стали молибденом. Например, при производстве листового горячекатаного проката класса прочности S700MC (EN 10149-2:2013) и использовании в составе стали 0,25% Mo в качестве легирующей добавки увеличение себестоимости относительно базовой композиции С-Мн составит:

$$C_{Mo} = \frac{39763 \frac{\$}{\text{т}} \cdot 0,25\%}{60\% \cdot 0,97} = 170,8 \frac{\$}{\text{т}}$$

или 14518 руб/тонна (в ценах 2025 г. при 1\$=85Р).

Таким образом, легирование, как основной технологический принцип повышения класса прочности листового горячекатаного проката в соответствии с EN 10149-2:2013, EN 10338:2025, ГОСТ 19281-2014 и другими стандартами, существенно увеличивает себестоимость металлопродукции и ограничивает ее конкурентоспособность. В этой связи, требуется разработка новых ресурсосберегающих технологий производства листового проката высоких классов прочности без использования или при уменьшенном содержании легирующих элементов.

1.2 Измельчение ферритного зерна, как альтернативный легированию технологический принцип повышения механических свойств листового проката из низкоуглеродистых сталей

В общем случае, повышение предела текучести низкоуглеродистых сталей с ферритной матрицей возможно на основе линейной суперпозиции четырех различных механизмов упрочнения [92, 104-107], в том числе: 1) упрочнения твердого раствора феррита растворенными легирующими элементами (твердорастворное упрочнение); 2) выделения дисперсных частиц (дисперсионное упрочнение); 3) увеличения плотности дислокаций (дислокационное упрочнение); 4) уменьшения среднего диаметра зерна феррита (зернограничное упрочнение).

Отметим, что механизмы твердорастворного и дисперсионного упрочнения основаны на введении легирующих элементов (Nb, V, Ti, Mo, Cr, Ni, Cu) в химический состав стали. Данные механизмы широко используются в традиционных технологиях термомеханической прокатки при производстве листов в соответствии с EN 10149-2:2013, EN 10338:2025, ГОСТ 19281-2014 и другими стандартами. Однако, как было ранее указано, легирование существенно увеличивает себестоимость металлопродукции и ограничивает ее конкурентоспособность.

Механизм дислокационного упрочнения также используется в традиционных технологиях термомеханической прокатки при окончании деформации в двухфазной ($\gamma+\alpha$)-области (в межкритическом температурном интервале). Реализация механизма не требует использования легирования, однако, упрочнение за счет наклепа доли феррита приводит к существенному снижению пластичности листового горячекатаного проката.

Наибольший практический интерес с точки зрения возможности экономии легирующих элементов при производстве листового горячекатаного проката высоких классов прочности представляет механизм зернограничного упрочнения. Уменьшение среднего диаметра зерна феррита позволяет повысить предел текучести стали при сохранении ее пластичности без использования дополнительного легирования. Однако, говоря об измельчении зерна, закономерно возникает вопрос: до какой степени требуется уменьшить средний диаметр зерна феррита для получения заданного класса прочности стали?

В работе [106] отмечается, что по исследованиям влияния размеров зерен на предел текучести σ_T различных металлов и сплавов накоплен достаточно богатый экспериментальный материал. Полученные опытным путем зависимости $\sigma_T(d_m)$, где d_m – средний диаметр зерна, достаточно хорошо описываются математической зависимостью вида:

$$\sigma_T = \sigma_0 + \frac{K}{\sqrt{d_m}} \quad (1.2)$$

где σ_0 учитывает упрочнение за счет других причин; K – коэффициент упрочнения за счет границ.

Соотношение (1.2) предложено Петчем и Холлом. Отметим, что влияние границ зерен на прочность металла сводится не к общей площади зерен, а к среднему диаметру зерна, с которым площадь связана квадратичной зависимостью.

Согласно общепринятой классификации к крупнозернистым относятся стали со средним диаметром зерна d_m более 10 мкм, к мелкозернистым – стали со средним диаметром зерна d_m от 10 мкм до 1 мкм.

Отметим, что существующие промышленные технологии горячей прокатки низкоуглеродистых С-Mn сталей без использования карбонитридообразующих элементов Nb, V, Ti позволяют получать листовой прокат с наименьшим средним диаметром зерна феррита в диапазоне от 10 мкм до 15 мкм (9-10 номер (балл) зерна G по ГОСТ 5639, ASTM E1382, E112), т.е. получать только крупнозернистую структуру. В свою очередь, существующие промышленные технологии термомеханической прокатки за счет использования в химическом составе стали карбонитридообразующих микролегирующих элементов Nb, V, Ti позволяют получать листовой прокат с наименьшим средним диаметром зерна феррита в диапазоне от 10 мкм до 5 мкм (11-12 номер (балл) зерна G по ГОСТ 5639, ASTM E1382, E112), т.е. получать мелкозернистую структуру. Минимально достигаемый средний диаметр зерна феррита ≈ 5 мкм (12 номер (балл) зерна G по ГОСТ 5639, ASTM E1382, E112) является своеобразным технологическим ограничением.

Поэтому потенциал совершенствования существующих промышленных технологий, применяемых на отечественных металлургических предприятиях, заключается в возможности получения листового горячекатаного проката со средним диаметром зерна феррита в диапазоне от 4 мкм до 1 мкм (13-17 номер (балл) зерна по ГОСТ 5639, ASTM E1382, E112) (рис. 1.10).

Для измельчения зерна на один дополнительный номер (балл) требуется удвоение числа зерен, приходящихся на единицу площади (на 1 мм²) (рис. 1.11).

Поэтому задача измельчения зерна феррита от 9-10 номера (балла) до 13-17 номера (балла) при горячей прокатке низкоуглеродистых С-Mn сталей, в особенности без использования карбонитридообразующих микролегирующих элементов Nb, V, Ti, является нетривиальной, и для ее решения требуется создание особых термомеханических воздействий.

Далее проанализируем, на сколько увеличится предел текучести низкоуглеродистой С-Mn стали при уменьшении среднего диаметра зерна феррита с 15-10 мкм до 4-1 мкм.

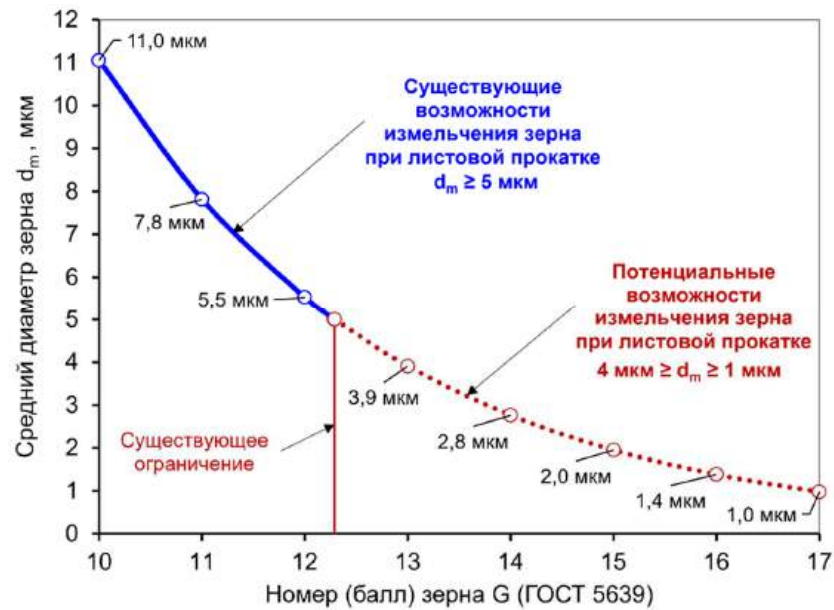


Рисунок 1.10 – Взаимосвязь среднего диаметра зерна феррита и соответствующего ему номера (балла) зерна G по ГОСТ 5639

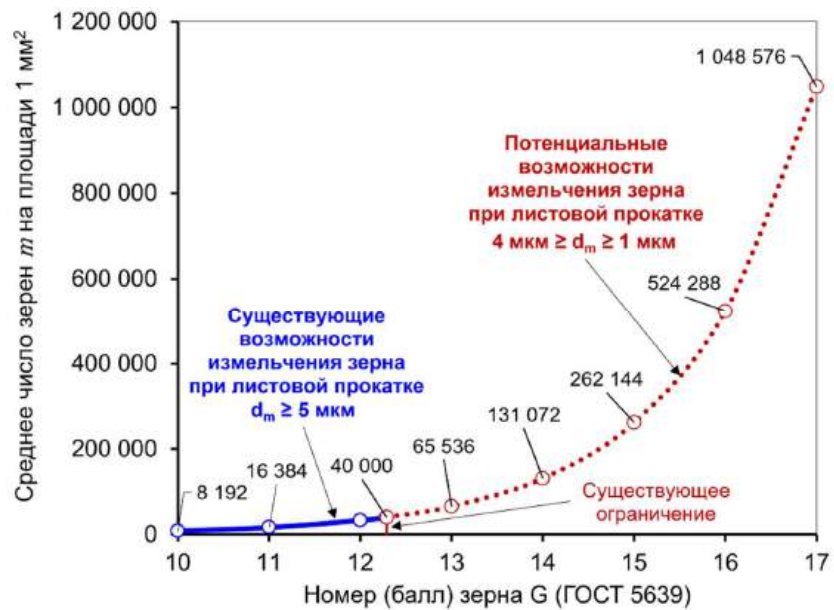


Рисунок 1.11 – Взаимосвязь среднего числа зерен на единице площади с соответствующим номером (баллом) зерна G по ГОСТ 5639

Воспользуемся экспериментальными данными, полученными в [89] для низкоуглеродистой стали 0,16C-0,2Si-0,8Mn (рис. 1.12). Определив величины σ_0 и K в соотношении Холла-Петча (1.2) по уравнению прямой (рис. 1.13), получим следующую зависимость для низкоуглеродистой C-Mn стали (здесь d_m указано в мкм):

$$\sigma_T = 103 + \frac{680}{\sqrt{d_m}} \quad (1.3)$$

Из анализа полученной зависимости следует, что уменьшение среднего диаметра зерна феррита до 4-1 мкм (13-17 номер (балл) зерна по ГОСТ 5639, ASTM E1382, E112) позволяет до 2 раз повысить предел текучести стали (рис. 1.14).

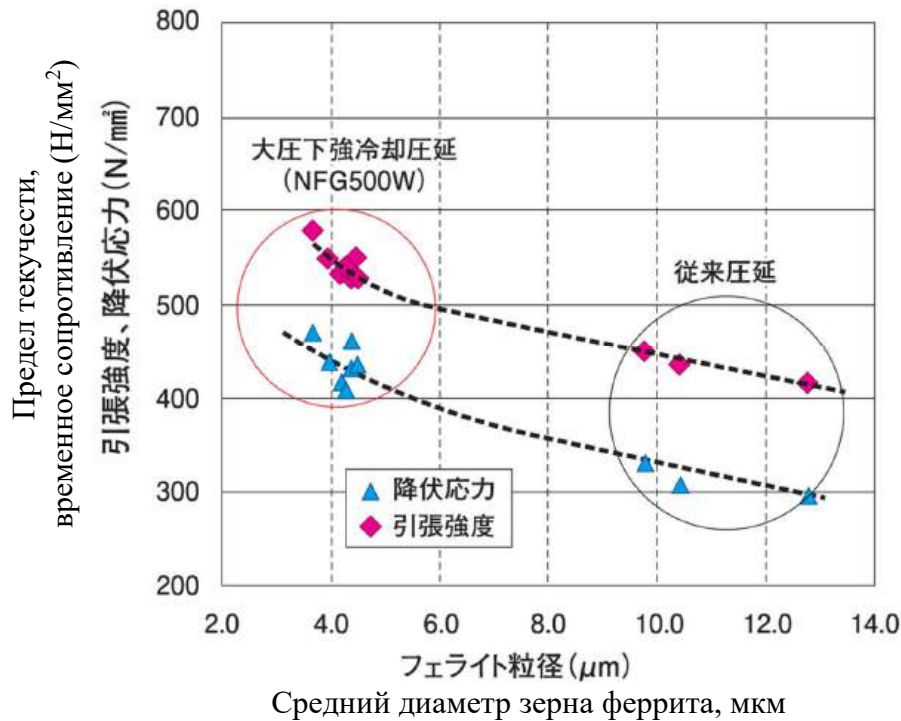


Рисунок 1.12 – Зависимость предела текучести ▲ и временного сопротивления ◆ от среднего диаметра зерна феррита [89]

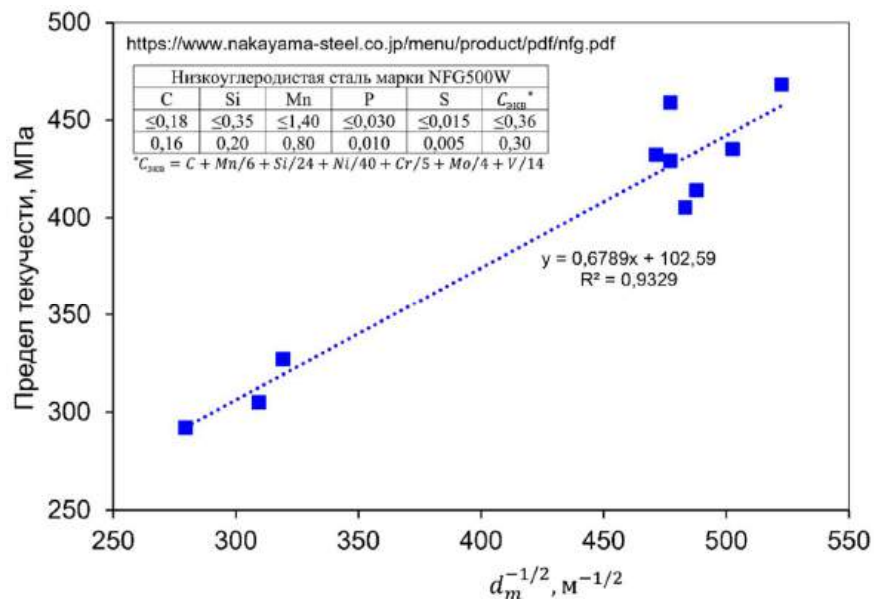


Рисунок 1.13 – К определению σ_0 и K в соотношении Холла-Петча по экспериментальным данным для низкоуглеродистой С-Mn стали

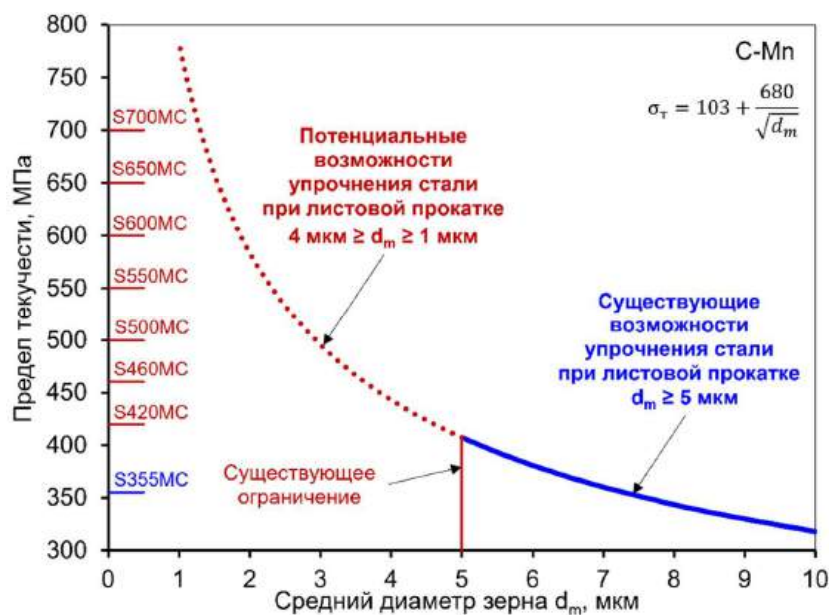


Рисунок 1.14 – Взаимосвязь предела текучести со средним диаметром зерна феррита согласно соотношению Холла-Петча

Зависимость предела текучести от среднего диаметра зерна феррита (рис. 1.14) в соответствии с соотношением Холла-Петча демонстрирует потенциальную возможность повышения класса прочности листового горячекатаного проката из низкоуглеродистых С-Мн сталей от S355MC до S700MC согласно EN 10149-2:2013 без использования легирующих элементов Nb, V, Ti, Mo, Cr, Ni, Cu. Однако далее возникает вопрос: каким образом можно измельчить зерно феррита до 1 мкм?

1.3 Перспективные технологии измельчения ферритного зерна до 1 мкм

Измельчение ферритного зерна (α -фаза) при горячей листовой прокатке низкоуглеродистых сталей возможно за счет реализации следующих основных механизмов: 1) рекристаллизация горячедеформированного аустенита (γ -фаза) при температуре $T > Ar3$ в сочетании с последующим фазовым (полиморфным) аустенитно-ферритным ($\gamma \rightarrow \alpha$) превращением при охлаждении; 2) торможение («отключение») рекристаллизации горячедеформированного аустенита (γ -фаза) в сочетании с последующим фазовым (полиморфным) аустенитно-ферритным ($\gamma \rightarrow \alpha$) превращением при охлаждении.

Отметим, что при рекристаллизации из относительно крупных исходных деформированных зерен γ -фазы (аустенита) формируются меньшего размера новые недеформированные зерна той же γ -фазы (аустенита). При фазовом (полиморфном) аустенитно-

ферритном превращении из относительно крупных исходных деформированных зерен γ -фазы (аустенита) формируются меньшего размера новые недеформированные зерна α -фазы (феррита).

Существующие технологии термомеханической прокатки основаны на применении в химическом составе низкоуглеродистых сталей карбонитридообразующих микролегирующих элементов Nb, V, Ti для торможения («отключения») рекристаллизации горячедеформированного аустенита (γ -фаза). Поэтому без использования Nb, V, Ti и др. измельчение зерна феррита возможно только за счет рекристаллизации горячедеформированного аустенита (γ -фаза) в сочетании с последующим фазовым (полиморфным) аустенитно-ферритным ($\gamma \rightarrow \alpha$) превращением при охлаждении.

Далее рассмотрим перспективные технологии измельчения зерна феррита до 1 мкм.

1.3.1 Технология листовой прокатки с динамической рекристаллизацией

В общем случае механизм уменьшения среднего диаметра зерна в пластически деформированных металлах и сплавах основан на процессе рекристаллизации. Движущей силой рекристаллизации является накопленная при пластической деформации внутренняя энергия в виде повышенной плотности дефектов кристаллического строения, прежде всего, дислокаций. В процессе рекристаллизации происходит уменьшение внутренней энергии за счет аннигиляции дислокаций, образования и миграции высокоугловых границ (сокр. ВУГ) (англ. High-Angle Grain Boundary, сокр. HAGB), т.е. границ с кристаллографической разориентацией $\vartheta \geq 15^\circ$.

Рекристаллизацию деформированной структуры часто называют первичной, чтобы отличать ее от процесса роста зерен, который может происходить в полностью рекристаллизованном материале и называется вторичной рекристаллизацией или аномальным ростом зерна.

В зависимости от условий протекания процесса различают следующие виды рекристаллизации (рис. 1.15) [108-117]:

- статическая (англ. Static Recrystallization, сокр. SRX), относительно медленный и зависящий от температуры процесс, включающий зародышеобразование и рост новых зерен при повышенной температуре (примерно выше половины температуры плавления в Кельвинах, т.е. при $T > 0,5T_{пл}$) после деформации через определенный временной интервал, называемый инкубационным периодом (SRX протекает в паузах между операциями высокотемпературной деформации или при отжиге холоднодеформированных металлов и сплавов);

- динамическая (англ. Dynamic Recrystallization, сокр. DRX), процесс, включающий зародышеобразование и рост новых зерен при повышенной температуре ($T > 0,5T_{пл}$) во время деформации;
- метадинамическая (англ. Metadynamic Recrystallization, сокр. MDRX), процесс, включающий зародышеобразование и рост новых зерен при повышенной температуре ($T > 0,5T_{пл}$) сразу после деформации.

Динамическая рекристаллизация DRX может проходить по трем существенно отличающимся механизмам [108-117]:

- прерывистая динамическая рекристаллизация (англ. Discontinuous Dynamic Recrystallization, сокр. DDRX);
- непрерывная динамическая рекристаллизация (англ. Continuous Dynamic Recrystallization, сокр. CDRX);
- геометрическая динамическая рекристаллизация (англ. Geometric Dynamic Recrystallization, сокр. GDRX).



Рисунок 1.15 – Виды рекристаллизации

В ряде работ показано, что динамическая рекристаллизация, т.е. рекристаллизация, протекающая во время деформации, является наиболее эффективным механизмом измельчения зерна [108-117].

Прерывистая динамическая рекристаллизация DDRX протекает при обработке металлов давлением при повышенной температуре ($T > 0,5T_{пл}$) и имеет два ключевых признака: зародышеобразование и рост новых зерен. Зародышем рекристаллизации является кристаллит с низкой внутренней энергией, растущий в деформированную матрицу, от которой он отделен высокоугловой границей зерна. Механизм формирования новых зерен при DDRX (рис. 1.16)

связан с локальной миграцией (или выпучиванием) отдельных участков границ исходных зерен по достижении некоторой, критической степени деформации ε_c [108-118].

Критическая степень деформации ε_c необходима, во-первых, для накопления достаточной энергии деформации, а также для формирования зародышей новых зерен. Последние представляют собой субзерна свободные от внутренних дефектов кристаллического строения. Такие зародыши рекристаллизованных зерен чаще всего наблюдаются вблизи исходных границ зерен, границ фаз, двойников, в деформационных полосах (или полосах сдвига). В процессе пластической обработки, окрестности границ зерен, также как и деформационные полосы являются областями повышенной плотности дислокаций. Как следствие, именно там быстрее развивается множественное дислокационное скольжение и далее процессы возврата и полигонизации. Механизм DDRX имеет место в материалах с низкой и средней энергией дефекта упаковки (γ -Fe, Cu, Ni и др.) [108-118].

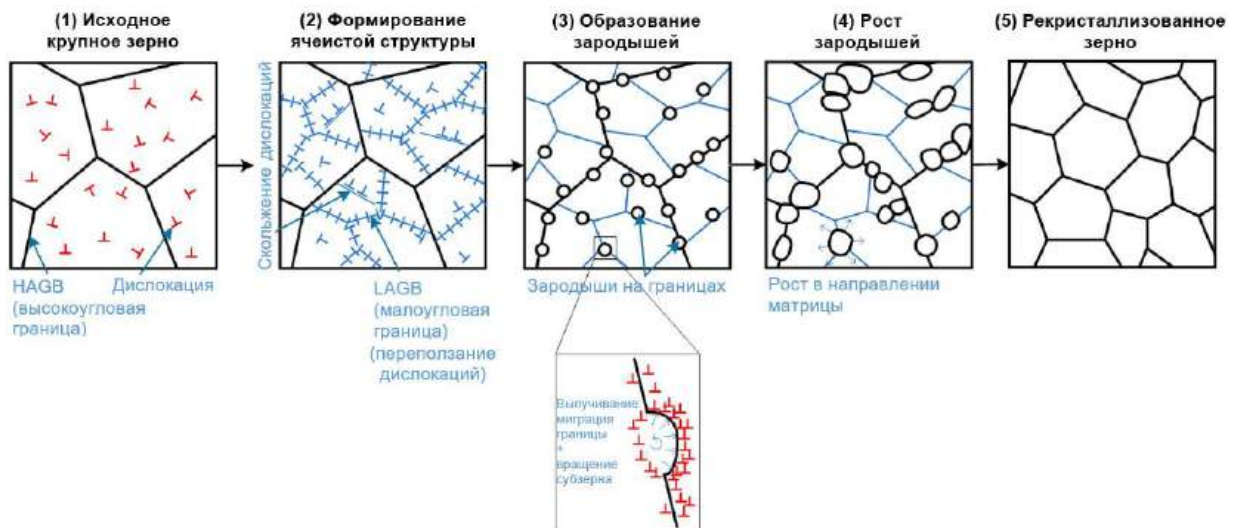


Рисунок 1.16 – Схема эволюции микроструктуры в процессе DDRX [118]

При DDRX кривая текучести для конкретной скорости деформации и температуры имеет характерный вид (рис. 1.17). Причем различают два типа кривых текучести при DDRX: с одним пиком напряжения течения (с соответствующей ему пиковой деформацией ε_p) и с множеством периодически повторяющихся пиков [108-118].

Совместное влияние температуры и скорости деформации на поведение металла при горячей деформации описывается параметром Зинера-Холломона Z :

$$Z = A[\sinh(\alpha\sigma)]^m = \dot{\varepsilon} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) \quad (1.4)$$

где R – универсальная газовая постоянная, 8,314 Дж/(моль·К); T – температура, К; Q – энергия активации, Дж/моль; $\dot{\varepsilon}$ – скорость деформации, s^{-1} ; α , m , A – коэффициенты.

Взаимосвязь параметра Z , напряжения течения σ , размера исходных зерен D_0 определяют условия укрупнения или измельчения зерен при DDRX (рис. 1.18) [108-117].

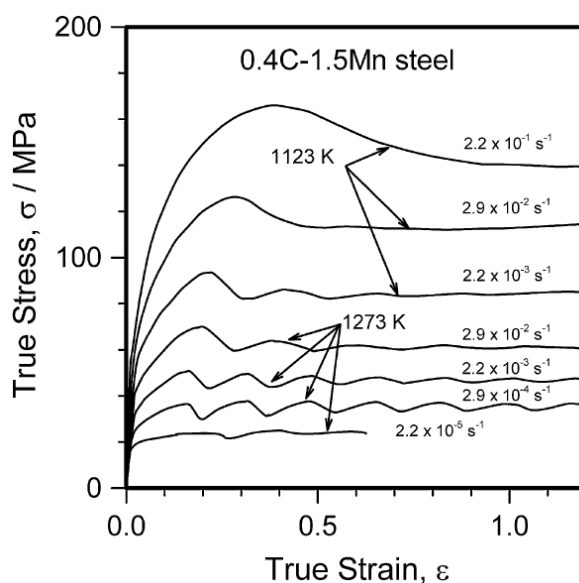


Рисунок 1.17 – Кривые текучести при DDRX с одним и множественными периодически повторяющимися пиками напряжения течения

Увеличение параметра Z (за счет увеличения скорости деформации и/или снижения температуры) приводит к возрастанию напряжения течения и наоборот. Чем меньше размер исходных зерен D_0 , тем выше должно быть значение параметра Z (т.е. выше скорость деформации и/или ниже температура) для обеспечения измельчения зерна [108-117].

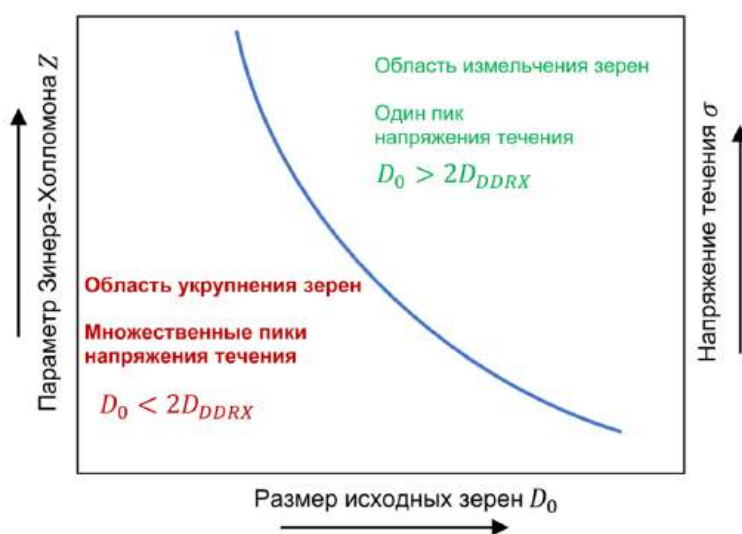


Рисунок 1.18 – Условия укрупнения и измельчения зерен при DDRX

Размер динамически рекристаллизованного зерна D_{DDRX} зависит от параметра Зинера-Холломона Z :

$$D_{DDRX} = A'Z^r \quad (1.5)$$

где A' , r – константы материала.

Для полного завершения DDRX и формирования зерна размером D_{DDRX} при конкретных температурно-скоростных условиях деформирования ($T, \dot{\varepsilon}$) необходимо, чтобы деформация ε была равна или превышала ε_{ss} :

$$\varepsilon \geq \varepsilon_{ss} \quad (1.6)$$

где ε_{ss} – деформация, соответствующая установившейся стадии течения.

При DDRX доля X рекристаллизованных зерен увеличивается от 0 до 1. Если DDRX не завершилась (при $\varepsilon < \varepsilon_{ss}$), то микроструктура в любой момент времени разделена на рекристаллизованную и нерекристаллизованную области. В этом случае средний диаметр зерна D_{avg} определяется с учетом объемных долей рекристаллизованных D_{DDRX} и нерекристаллизованных D_0 зерен:

$$D_{avg} = X \cdot D_{DDRX} + (1 - X) \cdot D_0 \quad (1.7)$$

В работе [108] на основе экстраполяции экспериментальных данных показано, что при $T > 0,5T_{пл}$ за счет DDRX может быть сформирована структура со средним диаметром зерна аустенита 1,4 мкм для стали 0,07C-0,6Mn-0,03Nb и 3,5 мкм для стали 0,06C-0,3Mn при $Z = 10^{16} \text{ с}^{-1}$ ($\dot{\varepsilon} = 100 \text{ с}^{-1}$, $T = 870 \text{ °C}$) (рис. 1.19).

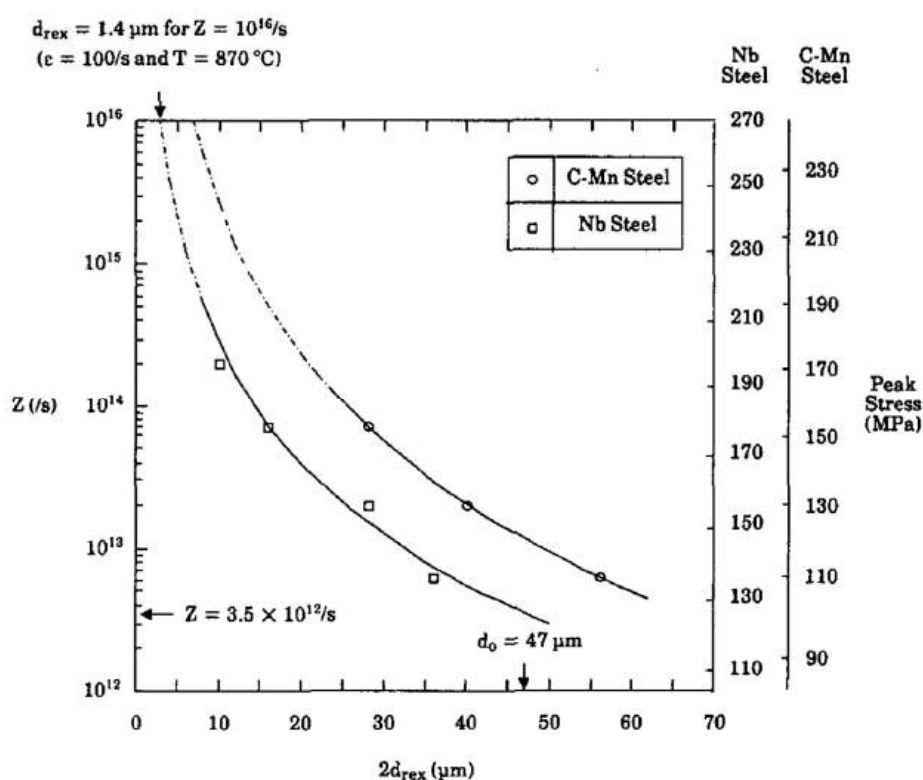


Рисунок 1.19 – Влияние параметра Z на средний диаметр зерна аустенита [108]

Однако обеспечение при горячей листовой прокатке условий, необходимых для измельчения зерна по механизму DDRX, является сложной научно-технологической задачей, поскольку для этого требуются экстремально высокие единичные деформации ε .

В отличие от DDRX **непрерывная динамическая рекристаллизация CDRX** протекает при интенсивной пластической деформации (ИПД) при пониженной температуре ($T < 0,5T_{пл}$). Методы ИПД относятся к методам обработки металлов давлением (ОМД) и являются развитием представлений о больших пластических деформациях.

При CDRX (рис. 1.20) сначала происходит формирование ячеистой структуры и субзерен с малоугловыми границами (англ. Low-Angle Grain Boundary, сокр. LAGB). Далее происходит вращение субзерен и преобразование их границ из малоугловых (LAGB) в высокоугловые (HAGB) (при увеличении кристаллографической разориентации между соседними субзернами до $\vartheta \geq 15^\circ$). Наличие сдвиговой / ротационной моды деформации, обеспечивающей вращение субзерен, является ключевым признаком ИПД, обеспечивающим CDRX.

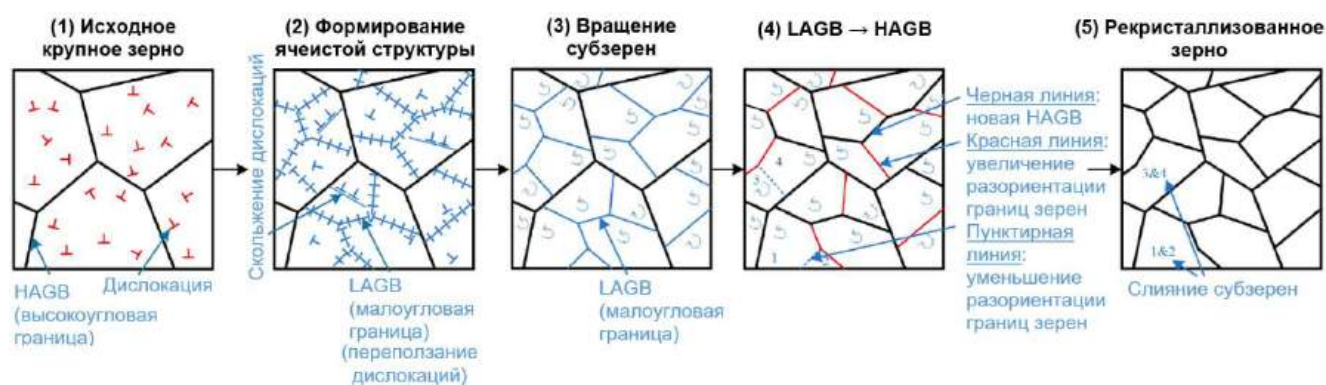


Рисунок 1.20 – Схема эволюции микроструктуры в процессе CDRX [118]

Для измельчения зерна по механизму CDRX требуются большие накопленные деформации ($\varepsilon = 4 \dots 6$). Ключевой недостаток механизма CDRX заключается в том, что при пониженных температурах ($T < 0,5T_{пл}$) в обрабатываемом материале накапливается очень высокая плотность дислокаций, в результате чего резко снижается пластичность материала и требуется проведение дополнительной термической обработки.

Геометрическая динамическая рекристаллизация GDRX реализуется в условиях большой деформации при повышенной температуре ($T > 0,5T_{пл}$) в материалах с высокой ЭДУ (рис. 1.21) [118, 119]. Геометрическая динамическая рекристаллизация GDRX является высокотемпературной версией непрерывной динамической рекристаллизации CDRX.

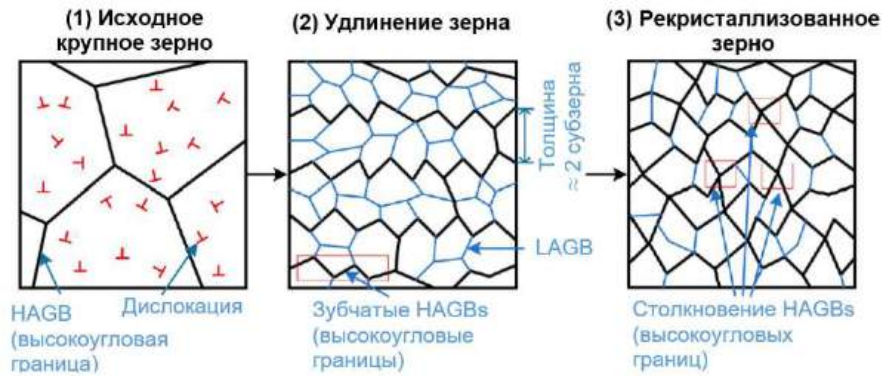


Рисунок 1.21 – Схема эволюции микроструктуры в процессе GDRX [118]

Термин «геометрическая динамическая рекристаллизация» был впервые введен МакКвином при описании высокотемпературной эволюции микроструктуры в алюминии. В процессе пластической деформации в кристаллах происходит динамический возврат, в результате чего в зернах появляются субзерна, а границы зерен становятся «зубчатыми» и «волнистыми». Если материал подвергается большим деформациям сжатия (например, прокаткой), исходные зерна утончаются, размер зубцов становится сравнимым с толщиной 1...2 субзерен [118, 119]. Зубцы (гребешки) противоположных границ соприкасаются, что приводит к формированию микроструктуры с мелкими равноосными зернами. Критическую деформацию сжатия ε_c , необходимую для реализации механизма GDRX, можно оценить по формуле:

$$\varepsilon_c = \ln \left(\frac{K_1 D_0}{\delta} \right) \quad (1.8)$$

где K_1 – константа.

Механизм GDRX основан на геометрических соображениях, т.е. степень измельчения зерна зависит от начального размера зерна и деформации сжатия.

Таким образом, из анализа различных видов рекристаллизации следует, что технология горячей листовой прокатки с реализацией механизма прерывистой динамической рекристаллизации (DDRX), включающей зародышеобразование и рост новых зерен, потенциально может обеспечить наиболее эффективное измельчение зерна аустенита (γ -фаза) при температуре $T > Ar3$ и сформировать при последующем фазовом (полиморфном) аустенитно-ферритном ($\gamma \rightarrow \alpha$) превращении зерно феррита (α -фаза) со средним диаметром в диапазоне от 4 мкм до 1 мкм в низкоуглеродистых сталях с ферритной матрицей.

Отметим, что для наиболее эффективного измельчения зерна аустенита по механизму DDRX требуются высокие значения параметра Z (порядка 10^{16} с^{-1} , т.е. высокая скорость деформации и/или пониженная температура), а также большие единичные деформации $\varepsilon > 1$, обеспечивающие полное завершение динамической рекристаллизации (при $\varepsilon \geq \varepsilon_{ss}$).

1.3.2 Технология листовой прокатки DIFT

Процесс фазового (полиморфного) аустенитно-ферритного превращения, также как и процесс рекристаллизации, имеет два ключевых признака: зародышеобразование и рост новых зерен. Только, если при рекристаллизации исходные и новые зерна представляют собой одну и ту же γ -фазу (аустенит), то при фазовом превращении исходные и новые зерна – это уже две различные фазы, γ (аустенит) и α (феррит), соответственно.

Значительный интерес представляет технология DIFT, основанная на реализации механизма деформационно-стимулированного ферритного превращения (англ. Deformation Induced Ferrite Transformation, сокр. DIFT) [120-133]. Согласно технологии DIFT деформация прикладывается на начальной стадии аустенитно-ферритного превращения и приводит к увеличению количества центров зарождения ферритной фазы, в основном не на границах, а в зерне аустенита [120-133]. Это обеспечивает значительное уменьшение размера зерна феррита, причем степень измельчения пропорциональна степени деформации. Тип сформированной структуры при DIFT зависит от стадии ферритного превращения, при которой выполнена деформация. В работе Н.Г. Колбасникова [106] представлены результаты исследования влияния DIFT на структуру стали. Распад аустенита с образованием феррита начинался при ~ 790 °С, а заканчивался при ~ 430 °С при скорости охлаждения 1 °С/с. Образцы деформировали сжатием с логарифмической деформацией $\varepsilon = 0,2$ и $\varepsilon = 0,6$. Результаты эксперимента [106] показали, что конечная структура стали сильно зависит от стадии фазового превращения, на которой было оказано деформационное воздействие (табл. 1.6).

Таблица 1.6 – Параметры структуры и микротвердости [106]

№	Степень деформации	Температура, °С	%Ф	%Б	d_α , мкм	HV10
1	Исходный материал		86,8	13,2	7,1	224,2
2	без деформации во время охлаждения		70,8	29,2	7	227,9
3	0,2	860	88,7	11,3	5	
4	0,2	790	83,4	16,6	5,3	180,7
5	0,2	735	82,7	17,3	3,8	181,7
6	0,2	711				199,1
7	0,2	679				201,6
8	0,2	656				211,2
9	0,6	860	89,6	10,4	4,6	199,6
10	0,6	790	85,7	14,3	3,5	178,7
11	0,6	735	86,5	13,5	2,8	192,9
12	0,6	711	91,4	8,6	2,3	205,9
13	0,6	679				228,7
14	0,6	656				230,3

Наилучший результат – средний диаметр зерна феррита 2,3 мкм, был получен при деформации $\varepsilon = 0,6$ и температуре деформации 711 °С, соответствующей начальной стадии превращения (10% превращенного аустенита) [106].

Проведение DIFT после выделения 30-50% феррита приводило к формированию ферритно-бейнитной структуры, причем феррит, который образовался до деформации имел крупный размер 15-20 мкм, а структура, которая была сформирована после деформации при низкой температуре – мелкодисперсная бейнитная [106]. Однако подобная бимодальная структура является нежелательной, поскольку обладает значительной неоднородностью свойств, следствием которой могут быть низкие прочностные и пластические свойства.

При DIFT наибольшая эффективность воздействия пластической деформации на зарождение низкотемпературной фазы соответствует температуре максимального ускорения превращения [106]. Исследование механизма измельчения зерна феррита при DIFT методом быстрого охлаждения от температуры деформации показало, что в результате деформации в двухфазной области происходит динамическое зарождение новых зерен феррита по всему объему аустенитных зерен [106]. Воздействие DIFT на формирование мелкозернистой ферритной структуры состоит во внутризеренном формировании зародышей, число которых растет с увеличением степени деформации, если она приложена в момент наивысшей активности зарождения [106].

Технология DIFT имеет ряд близких по смыслу описаний в литературе, к которым относятся: деформационно-индуцированное превращение (англ. Strain-Induced Transformation, сокр. SITR), низкотемпературное превращение с помощью деформации (англ. Strain Assisted Low Temperature Transformation, сокр. SALT), деформационно-индуцированное динамическое превращение (англ. Strain Induced Dynamic Transformation, сокр. SIDT) [120-133].

Точное соблюдение условий DIFT позволяет существенным образом влиять на формирование конечной структуры стали, однако, реализовать в промышленных условиях этот метод достаточно сложно, поскольку необходимо деформировать металл при точно заданной температуре [106]. Практическое использование DIFT целесообразно на самом современном оборудовании, где выравнивание температуры до заданного уровня происходит непосредственно перед чистовой прокаткой по всему сечению [106]. Примером может служить литейно-прокатный комплекс бесконечной прокатки (англ. Endless Strip Production, сокр. ESP) итальянской фирмы «Arvedi» (рис. 1.22).

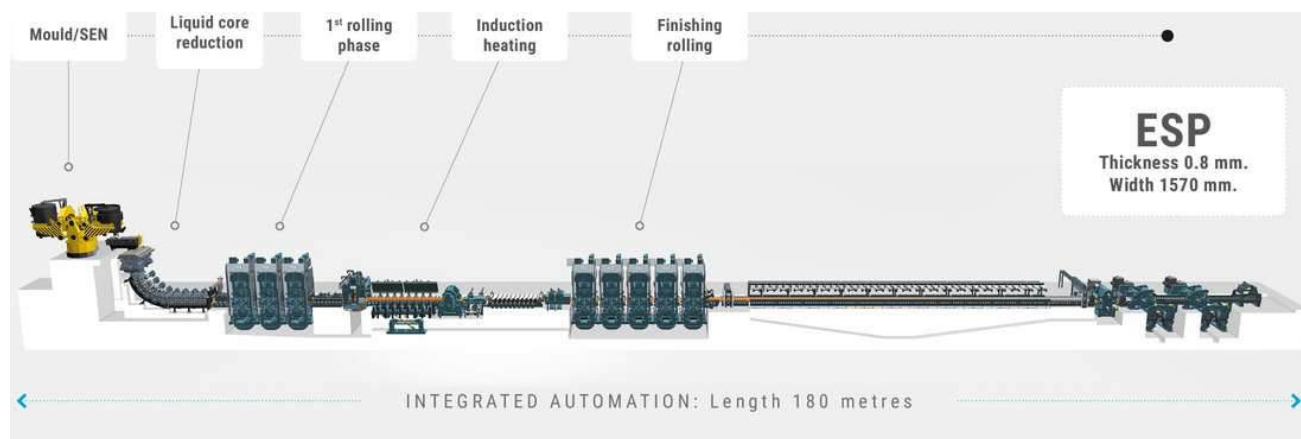


Рисунок 1.22 – Литейно-прокатный комплекс бесконечной прокатки итальянской фирмы «Arvedi»

1.3.3 Технология листовой прокатки DT

В работе [131] показано, что технология, основанная на динамическом превращении (англ. Dynamic Transformation, сокр. DT) аустенита в феррит (т.е. превращении во время деформации, а не после неё) может привести к образованию гораздо более мелких зерен феррита.

Исследование образования ультрамелких (~ 1 мкм) равноосных ферритных зерен в низкоуглеродистой стали 0,06C-0,59Mn, выполненное с использованием методов лабораторной прокатки, компрессионной дилатометрии и горячего кручения, показало, что горячая прокатка тонкой полосы при сочетании высокой деформации сдвига и сильного переохлаждения обеспечивает условия, наиболее подходящие для формирования микроструктуры этого типа (табл. 1.7) [131].

Таблица 1.7 – Влияние режимов деформации на формирование ультрамелких ферритных зерен [131]

Условия	Прокатка	Сжатие	Кручение
Деформация ε	от 0,3 до 0,4	0,5	3,0
Величина снижения температуры в процессе деформации	от 60 °C до 130 °C	~ 0 °C	~ 0 °C
Объемная доля ультрамелких ферритных зерен	равномерная большая объемная доля	неравномерная малая объемная доля	неравномерная малая объемная доля

Хотя в экспериментах на сжатие и кручение можно было обеспечить бóльшие деформации, в структуре этих образцов не наблюдали больших объемных долей ультрамелких ферритных зерен [131].

Авторы работы [131] полагают, что, возможно, это вызвано меньшим уровнем переохлаждения, достигнутого при сжатии и кручении. При прокатке измельчение феррита происходило из-за стимулированного деформацией аустенитно-ферритного превращения, и зерна феррита зарождались на параллельных полосах деформации, пересекающих зерна аустенита. Эти полосы образовывались в процессе деформации, а переохлаждение, обеспечиваемое контактом между полосой и рабочими валками, было достаточным для образования однородных ультрамелких ферритных зерен (рис. 1.23) [131].

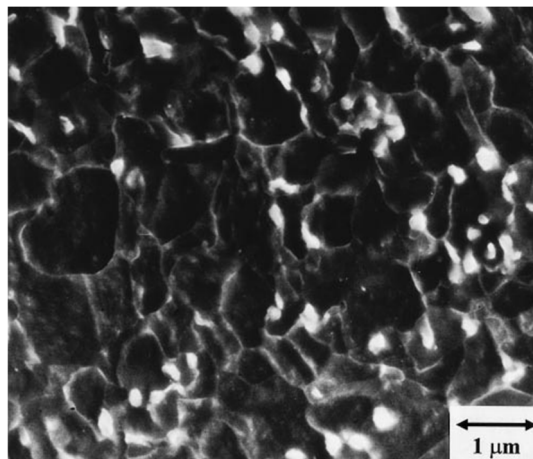


Рисунок 1.23 – SEM-изображение структуры у поверхности стального образца (0,11C-1,68Mn-0,20Si) после прокатки при 800 °C [131]

Авторы [131] отметили, что ультрамелкий феррит не образуется при кручении и сжатии, но подобная структура возникает при прокатке на полосах деформации, которые представляют собой не что иное, как вновь образованные границы микрообъемов, возникающие при больших пластических деформациях.

Переходу к ротационной пластичности, механизмы которой приводят к образованию деформационных границ, в значительной степени способствует неоднородность напряженного состояния, вызывающая моменты сил, под действием которых происходят ротационные развороты. При прокатке в условиях неоднородного напряженного состояния этот эффект проявляется в наибольшей степени. Задавая неоднородность напряженного состояния, например, используя методы асимметричной прокатки, можно добиться сверхмелкого зерна феррита, который преимущественно образуется благодаря границам деформационного происхождения [106]. Отметим, что в работе [131] при прокатке по технологии ДТ ультрамелкий феррит формировался только в приповерхностных слоях горячекатаного листа, где была локализована деформация сдвига. В центральных слоях формирование ультрамелкого феррита было затруднено.

1.3.4 Технология листовой прокатки LDRP

Для увеличения эффекта влияния сдвиговой деформации на измельчение зерна феррита в работе [134] предложена технология LDRP (англ. Large-Diameter Rolling Process, сокр. LDRP) с большим единичным обжатием ($\sim 50\%$) перед фазовым ($\gamma \rightarrow \alpha$) превращением. В основе процесса положен принцип, согласно которому с увеличением диаметра рабочих валков в условиях высокого контактного трения деформация сдвига может быть увеличена в несколько раз (рис. 1.24).

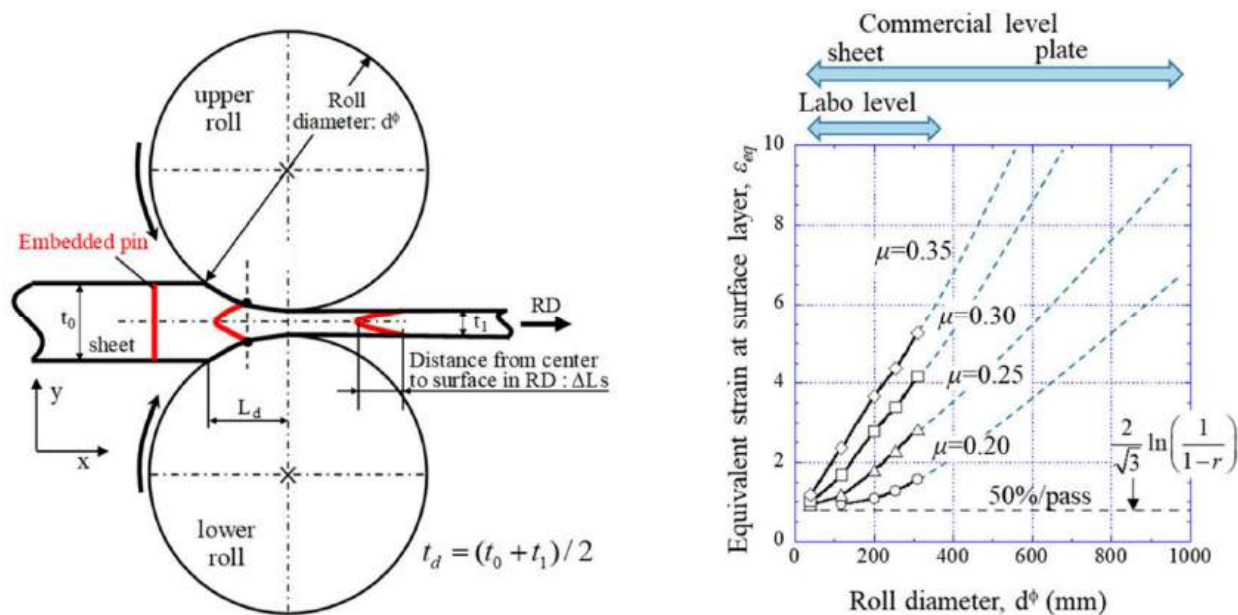


Рисунок 1.24 – К описанию взаимосвязи между диаметрами рабочих валков, коэффициентом трения μ и деформацией ϵ в поверхностном слое листовой заготовки, прокатываемой с относительным обжатием 50% [134]

Авторы [134] на примере стали 0,16C-0,2Si-1,4Mn-0,03Nb показали, что дополнительные сдвиговые деформации могут быть использованы для формирования мелкозернистой структуры. Горячую прокатку листовой заготовки толщиной 4 мм проводили в валках диаметром 624 мм с относительным обжатием 50% за 1 проход при температуре вблизи точки Ar3 (температура начала превращения аустенита в феррит). Величину сдвиговой деформации оценивали методом вставленного штифта (рис. 1.25-1.26) [134].

Однако результаты эксперимента показали [134], что после горячей прокатки и последующего охлаждения только в приповерхностных слоях глубиной 0,2 мм формировалось ультрамелкое зерно феррита $d_\alpha = 1,2$ мкм. В свою очередь, на расстоянии четверти и в центре листа размер зерна формировался более крупный: $d_\alpha = 4,5$ мкм и $d_\alpha = 5,8$ мкм, соответственно (рис. 1.27) [134].

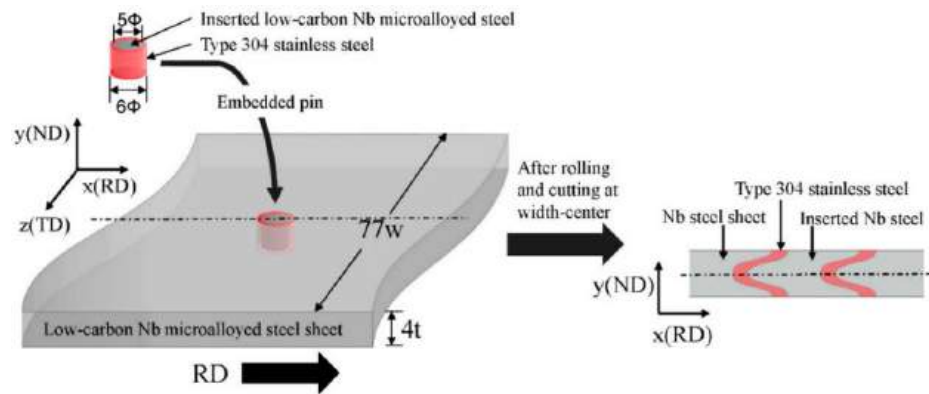


Рисунок 1.25 – К описанию метода вставленного штифта для измерения сдвиговой деформации при симметричной листовой прокатке [134]

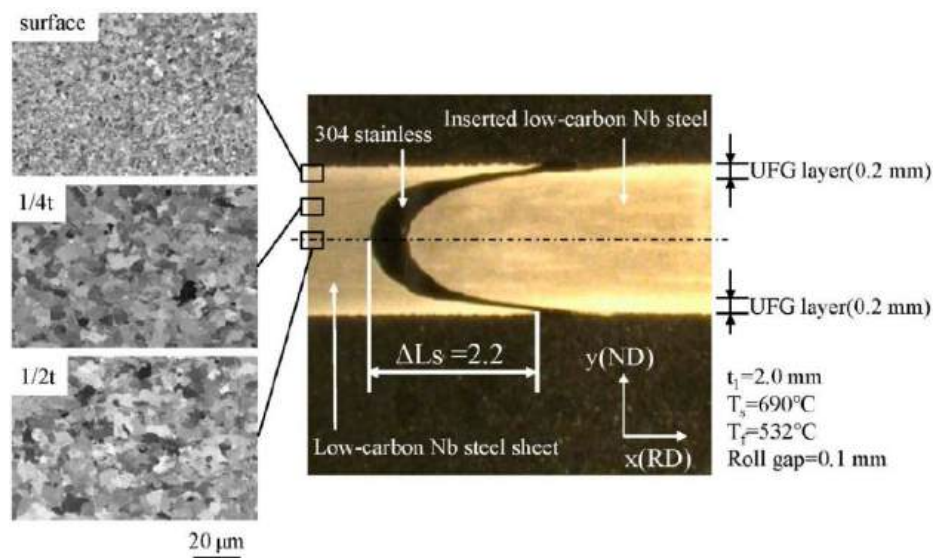


Рисунок 1.26 – Форма штифта после прокатки [134]

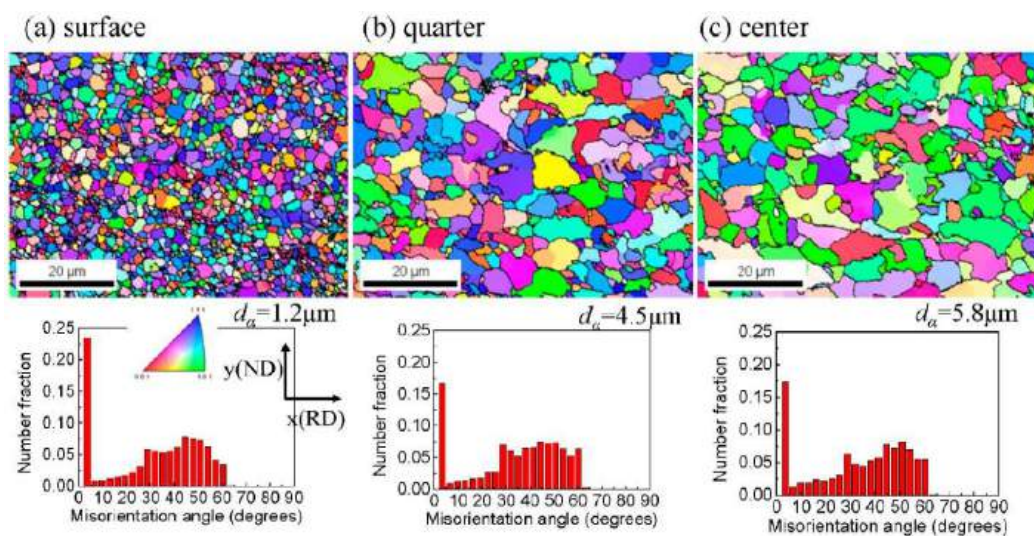


Рисунок 1.27 – Размер зерна феррита d_α в приповерхностном слое (a), на расстоянии четверти (b) и в центре (c) листа, имеющего конечную толщину 2 мм после горячей прокатки за 1 проход с относительным обжатием 50% [134]

С увеличением обжатия от 50% до 85% (горячая листовая прокатка за 3 прохода с начальной толщины 14,5 мм до конечной толщины 2,1 мм) (рис. 1.28) наблюдалось некоторое улучшение микроструктуры в центре листа (рис. 1.29).

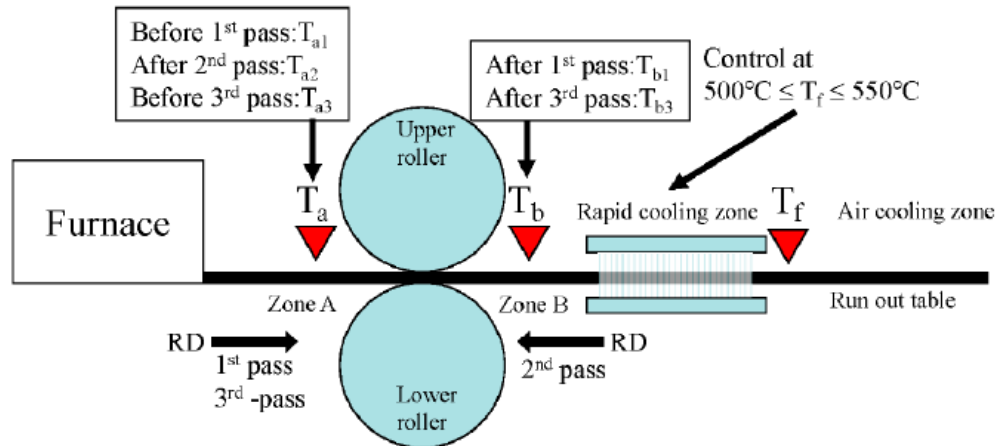


Рисунок 1.28 – Схема горячей листовой прокатки за 3 прохода [134]

В приповерхностных слоях глубиной 0,2 мм с увеличением обжатия от 50% до 85% размер зерна феррита не менялся и составлял $d_\alpha = 1,2$ мкм. При этом на расстоянии четверти и в центре листа размер зерна уменьшался до $d_\alpha = 3,4$ мкм и $d_\alpha = 3,6$ мкм (рис. 1.29) [134].

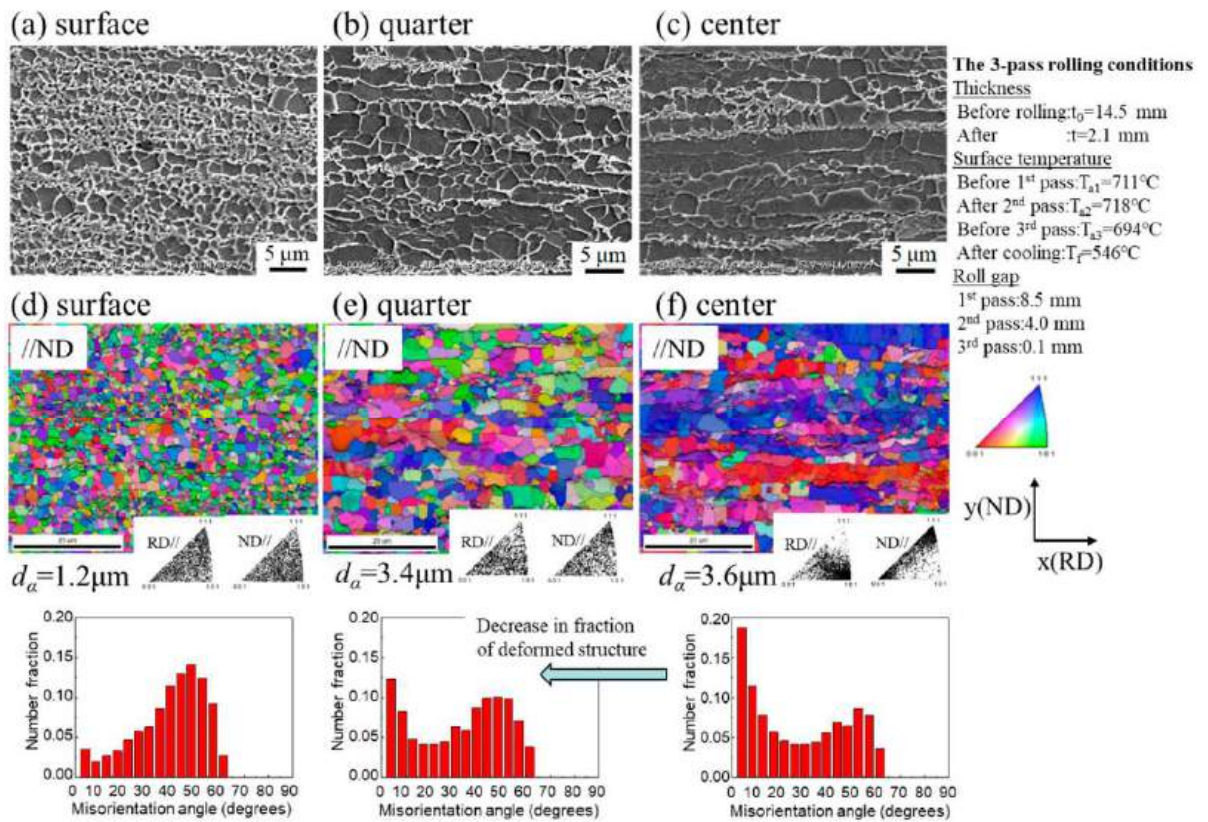


Рисунок 1.29 – Размер зерна феррита d_α в приповерхностном слое (a, d), на расстоянии четверти (b, e) и в центре (c, f) листа, имеющего начальную толщину 14,5 мм и прокатанного за 3 прохода до конечной толщины 2,1 мм [134]

Однако даже после 3 проходов с суммарным обжатием 85% формирование ультрамелкого зерна феррита $d_\alpha = 1,2$ мкм обеспечивалось только в приповерхностных слоях глубиной 0,2 мм, что составляло $\sim 10\%$ от общей толщины листа, и было обусловлено сдвиговой деформацией. При этом распределение деформации по всей толщине листа оставалось крайне неравномерным. В центральном слое сдвиговая деформация полностью отсутствовала и не зависела от величины коэффициента контактного трения (рис. 1.30) [134].

Таким образом, при обычной (симметричной) листовой прокатке сдвиговая деформация не может проникнуть в центральные слои, а может быть локализованной только в приповерхностных слоях. В соответствии с величиной деформации ε и ее распределением по толщине соответствующим образом меняется и размер зерна (рис. 1.27, 1.29) [134].

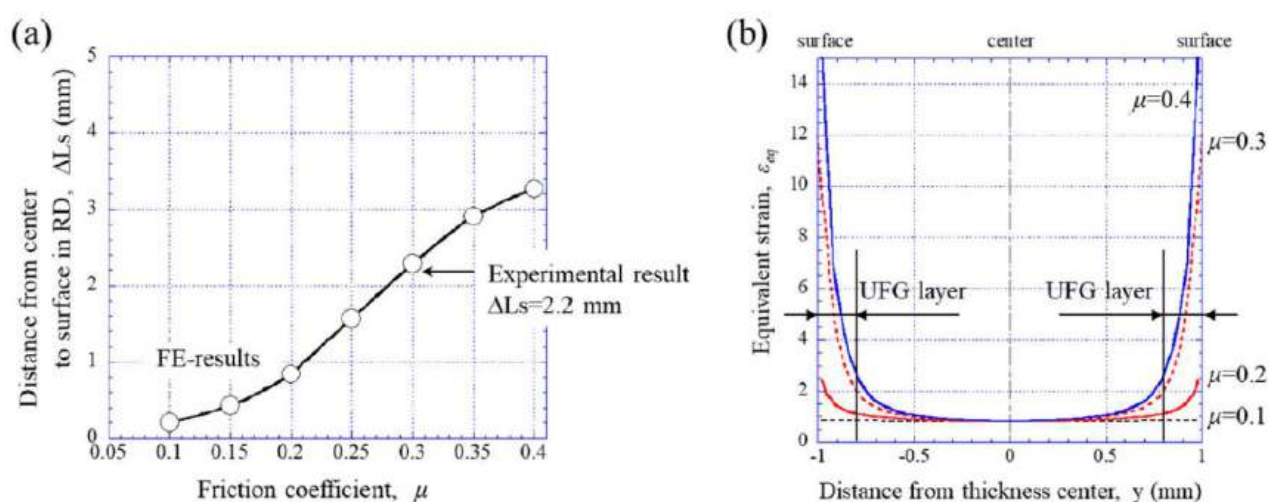


Рисунок 1.30 – Распределение деформации по толщине листа при горячей прокатке в зависимости от коэффициента контактного трения [134]

1.3.5 Технология листовой прокатки SSMR

В работе [135] для производства горячекатаных листов с ультрамелким зерном феррита предложена технология SSMR, основанная на процессе многопроходной прокатки со сверхкороткими междеформационными паузами (англ. Super Short interval Multi-pass Rolling process, сокр. SSMR). Согласно технологии SSMR, последние клетки (более двух) чистовой группы стана должны быть расположены на предельно близком расстоянии друг от друга. В этих клетях должна осуществляться высокоскоростная прокатка с умеренно высокими обжатиями (40-50%) за проход. Температура листа должна поддерживаться близко к точке фазового равновесия Ae3 (температура верхней границы равновесной области феррит-аустенит) путём интенсивного междеформационного охлаждения.

Схема лабораторного стана SSMR представлена на рис. 1.31. Характеристики лабораторного стана SSMR и системы охлаждения представлены в табл. 1.8-1.9.

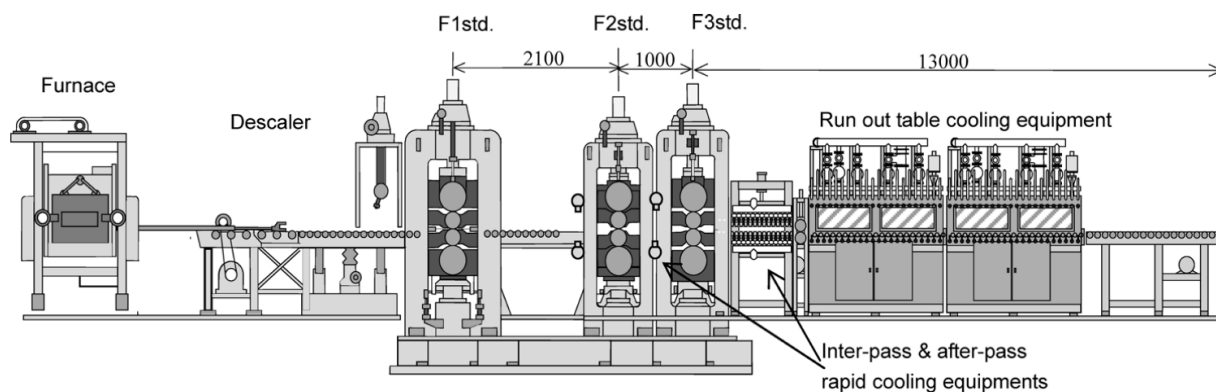


Рисунок 1.31 – Схема лабораторного стана SSMR [135]

Таблица 1.8 – Характеристики лабораторного стана SSMR [135]

Параметр	Клеть		
	F1	F2	F3
Диаметр рабочего валка, мм	200	200	220
Длина бочки валка, мм	400	400	400
Усилие прокатки (max), кН	3000	2500	2500
Скорость прокатки, м/мин	540	360	720
Мощность двигателей, кВт	700	700	700

Таблица 1.9 – Характеристики системы охлаждения лабораторного стана SSMR

Параметр		Между клетями F2 и F3	На выходе из клетки F3	На отводящем рольганге
Длина, м		-	0,7	7,2
Суммарный расход воды, м ³ /мин		1,5	1,6	5,0
Давление, МПа		0,2-1,5	0,2-1,5	0,5
Число форсунок	сверху	2	12	88
	снизу	2	12	88

Скорость охлаждения составляла до 1000 °C/сек. На примере низкоуглеродистой стали 0,15C-0,74Mn экспериментально показано [135], что процесс SSMR обеспечивает формирование ультрамелкого зерна феррита в листовом горячекатаном прокате (рис. 1.32-1.35).

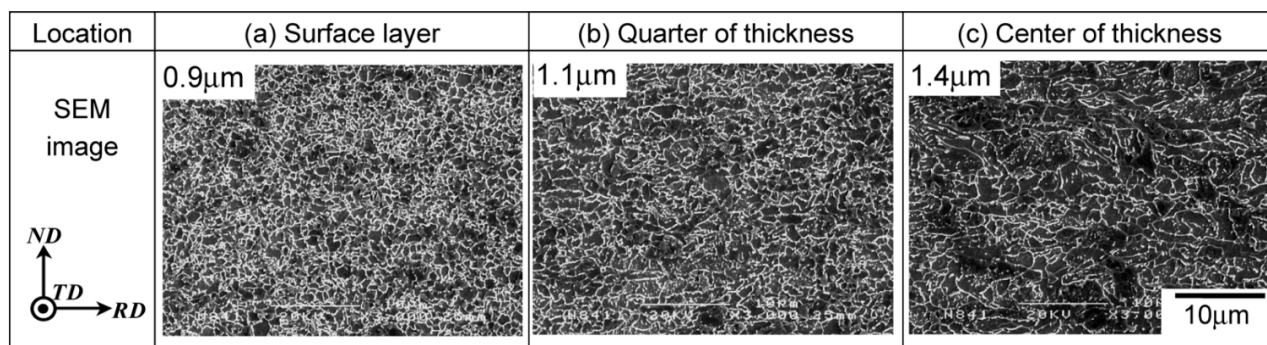


Рисунок 1.32 – SEM-изображение структуры горячекатаного листа после SSMR (обжатие в последнем проходе 50%, интервал охлаждения 0,17 с) [135]

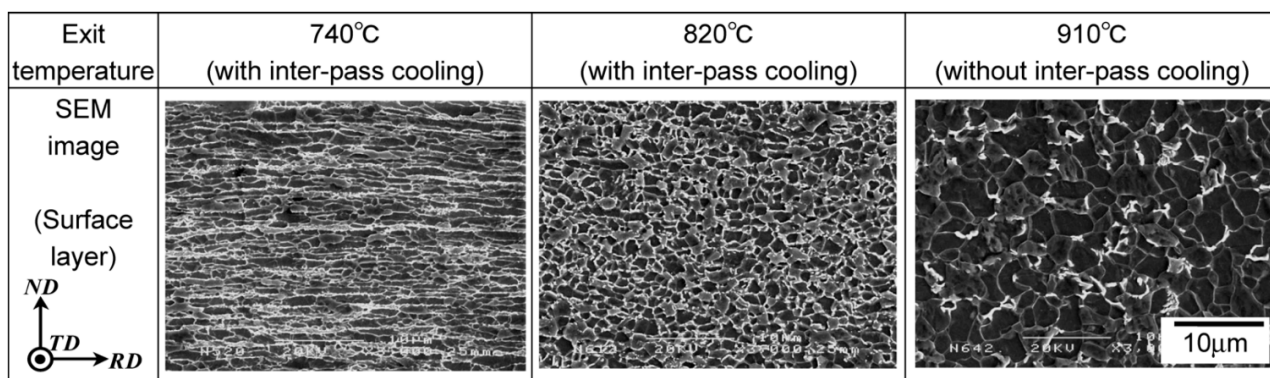


Рисунок 1.33 – SEM-изображение структуры горячекатаного листа после SSMR при различных температурах конца прокатки [135]

Case	SSMR		Compact mill assumption	Conventional mill assumption
Reduction	50%-40%-50%	50%-40%-30%	50%-50%-50%	30%-30%-30%
F2-F3 interval	0.17s		1.0s	0.6s
Cooling	Rapid cooling ^{*1}		Conventional cooling ^{*2}	Conventional cooling
SEM (Surface layer)	0.9µm	1.2µm	2.5µm	4.5µm

*1: Rapid cooling : started at 0.05s after rolling with a rate of $1000^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$

*2: Conventional cooling : started at 1.0s after rolling with a rate of $200^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$

Рисунок 1.34 – Влияние условий прокатки и охлаждения на измельчение зерна [135]

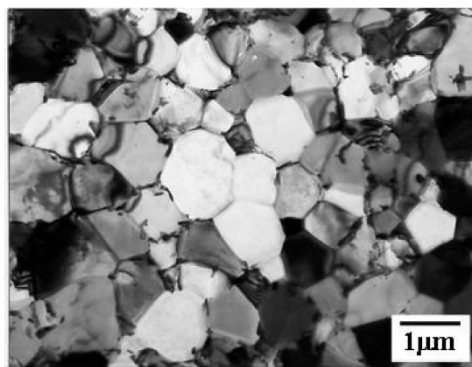


Рисунок 1.35 – ТЕМ-изображение структуры горячекатаного листа после SSMR [135]

Влияние обжатия в последнем проходе и времени междеформационного охлаждения на средний диаметр зерна феррита после SSMR показано на рис. 1.36. Зависимость предела текучести от среднего диаметра зерна феррита и кривые текучести (рис. 1.37) демонстрирует возможность повышения класса прочности листового горячекатаного проката из низкоуглеродистых C-Mn сталей [135].

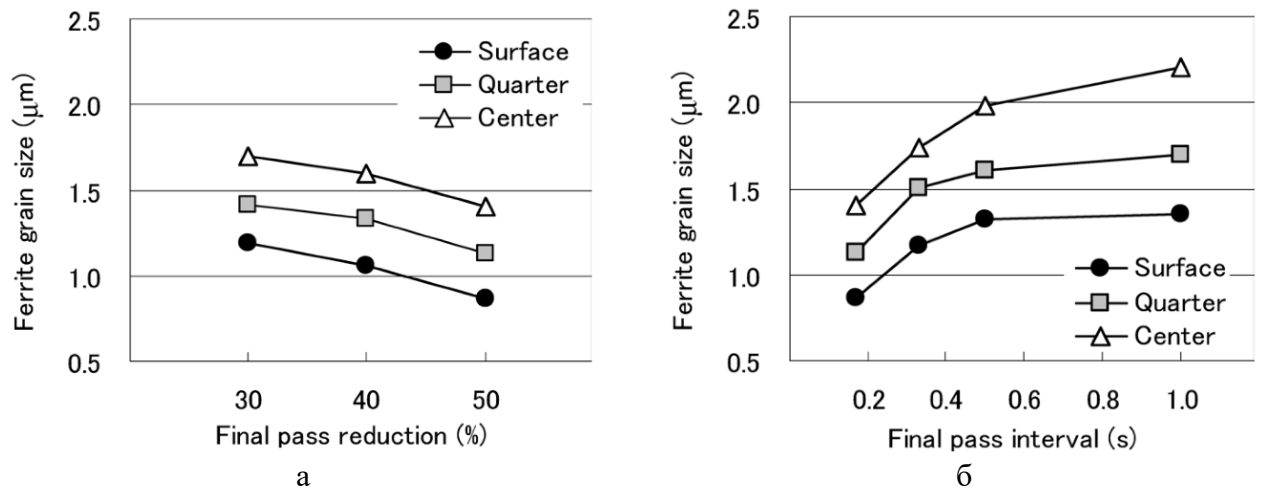


Рисунок 1.36 – Влияние обжатия в последнем проходе (а) и времени междеформационного охлаждения (б) на средний диаметр зерна феррита [135]

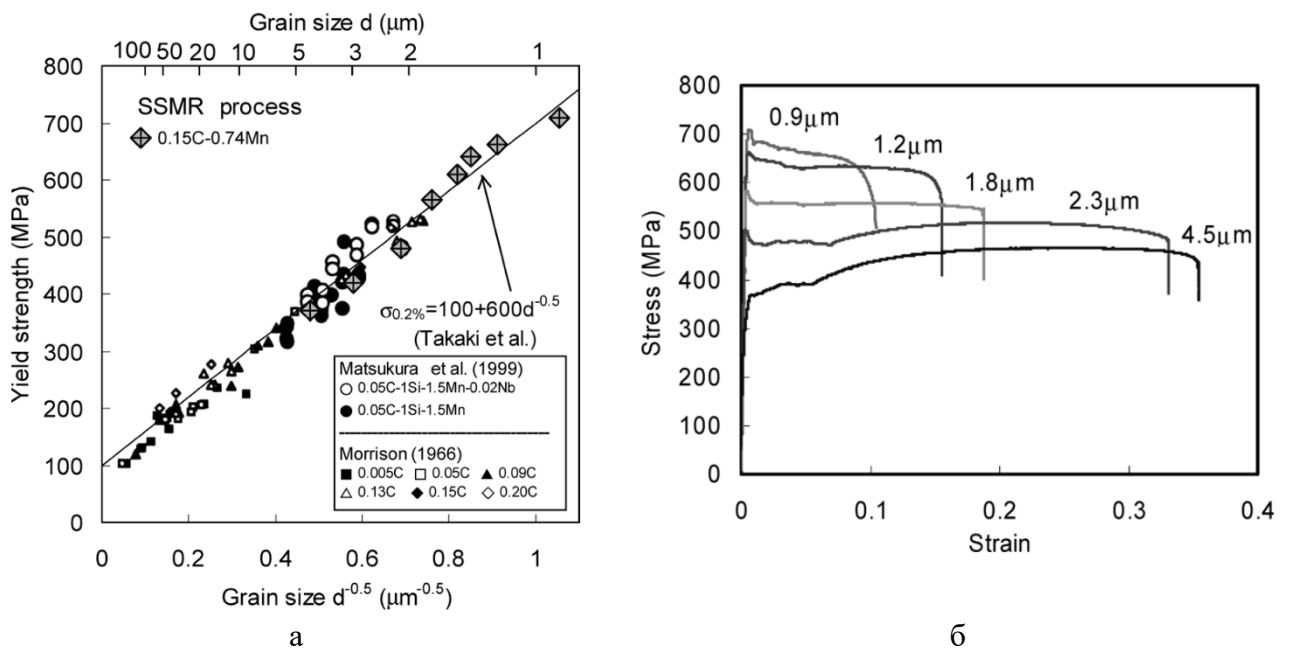


Рисунок 1.37 – Соотношение Холла-Петча (а) и кривые растяжения (б) низкоуглеродистой С-Mn стали [135]

Важно отметить, что высокоскоростная горячая листовая прокатка с высокими единичными обжатиями (40-50% за проход) ограничена максимально допустимым усилием, которое на современных промышленных станах, как правило, не превышает 30 кН на 1 мм ширины листа (рис. 1.38) [135].

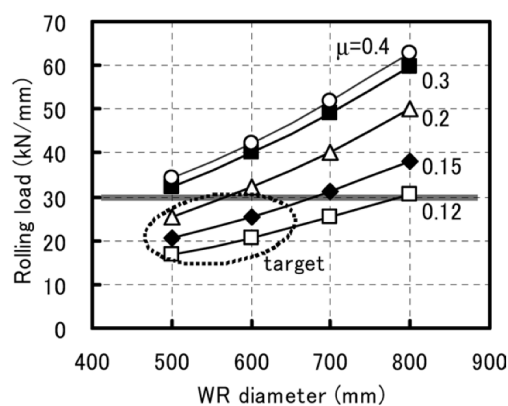


Рисунок 1.38 – Целевой уровень максимально допустимого усилия прокатки [135]

1.3.6 Технология листовой прокатки LSWD

В работах [104, 136, 137] для производства горячекатаных листов толщиной менее 2 мм с ультрамелким зерном феррита до 1 мкм предложена технология LSWD, основанная на процессе многопроходной теплой прокатки с большой накопленной деформацией $\varepsilon = 1,6$ (англ. Large Strain Warm Deformation, сокр. LSWD). Технология LSWD включает горячую прокатку на широкополосном стане (ШСГП) с окончанием деформации выше температуры A_{r3} , контролируемое охлаждение до температуры ниже A_{r1} (P_F , температура, при которой заканчивается превращение аустенита в перлит), передачу рулона на одноклетьевой реверсивный стан высокого обжатия PonyMill, прокатку на этом стане за 4 реверсивных прохода с суммарной деформацией $\varepsilon = 1,6$ при температуре несколько ниже A_{r1} ($\sim 550^\circ\text{C}$), окончательный короткий отжиг при температуре $\sim 550^\circ\text{C}$ в течение 2 ч и охлаждение на воздухе (рис. 1.39) [104, 136, 137].

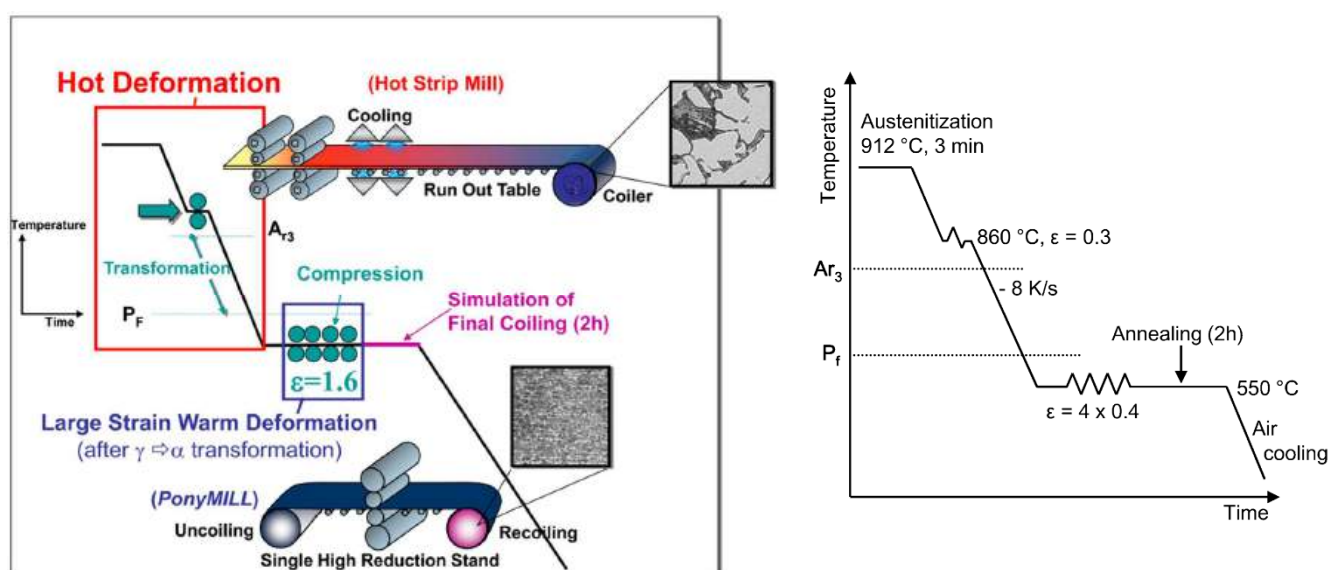


Рисунок 1.39 – Технология LSWD [104, 136, 137]

Схема эволюции микроструктуры при обработке низкоуглеродистой С-Mn стали по технологии LSWD представлена на рис. 1.40-1.41.

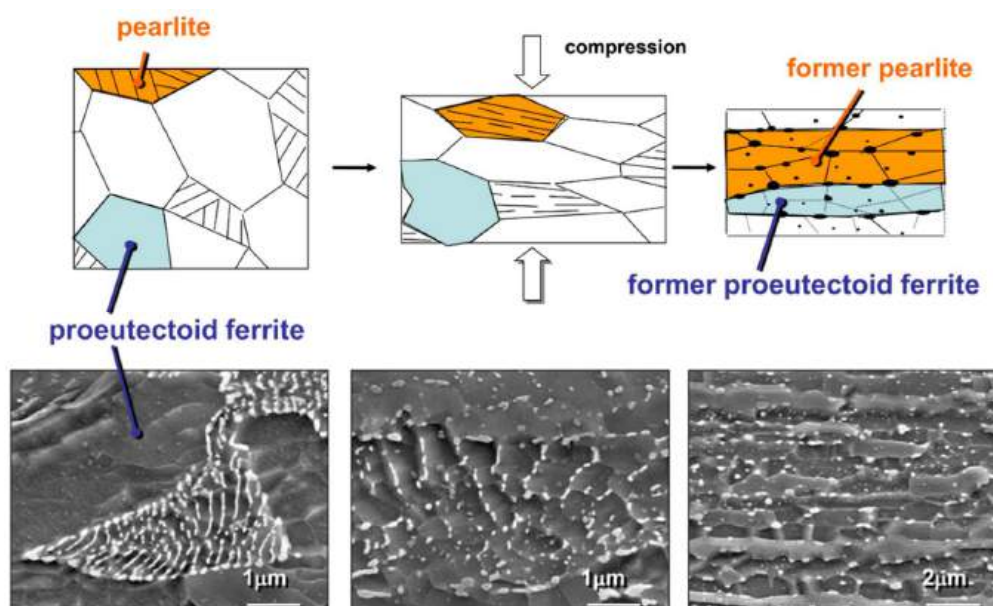


Рисунок 1.40 – Схема эволюции микроструктуры при LSWD [104, 136, 137]

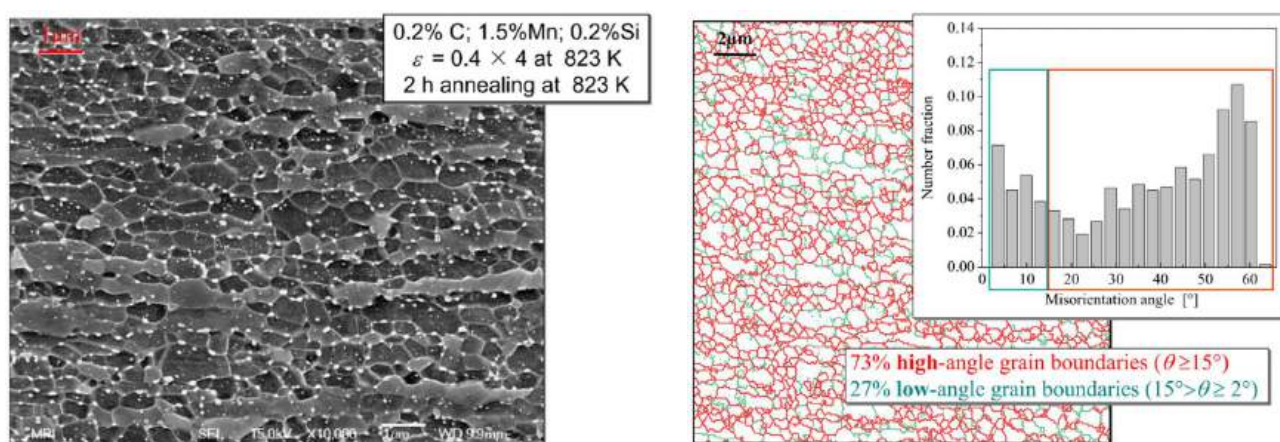


Рисунок 1.41 – Микроструктура С-Mn стали
после обработки по технологии LSWD [104, 136, 137]

1.4 Ключевые ограничения технологий, базирующихся на процессах симметричной листовой прокатки

По схеме действия сил на прокатываемый лист и на валки, условиям на контакте, напряженно-деформированному состоянию и скоростным условиям в очаге деформации различают симметричный и асимметричный процессы прокатки [7]. Процесс прокатки в двух валках называется симметричным, когда имеется полная аналогия схемы действия сил на

прокатываемый лист, условий на контакте, напряженно-деформированного состояния и скоростных условий в зонах обжатия, относящихся к каждому из валков [7]. Случай прокатки, когда на прокатываемый металл действуют силы, приложенные только от валков, движение металла при входе и выходе равномерное, оба валка приводные, валки обладают одинаковыми окружными скоростями и диаметрами, а металл по своим механическим свойствам однороден, является частным случаем симметричного процесса прокатки и называется простым процессом прокатки [7].

Основой перечисленных выше перспективных технологий DDRX ($T > Ar3$, $\varepsilon > 3$), DIFT ($T \leq Ar3$, $\varepsilon \geq 0,6$), DT ($Ar3 \geq T > Ar1$, $\varepsilon \geq 0,4$), LDRP ($T > Ar3$, $\varepsilon \geq 0,8$), SSMR ($T > Ae3$, $\varepsilon > 2 \times 0,8$), LSWD ($T < Ar1$, $\varepsilon = 4 \times 0,4$) является процесс симметричной листовой прокатки. Все эти процессы объединяет тот факт, что для их реализации требуется создание больших единичных (или накопленных) деформаций в обрабатываемых листовых заготовках при пониженных температурах. Однако при симметричной листовой прокатке возможность создания больших деформаций при пониженных температурах существенным образом ограничивается максимально допустимым усилием, действующим на рабочую клеть. Кроме того, как показано в работе [134], увеличение обжатия при горячей листовой прокатке в условиях высокого контактного трения приводит к существенной неравномерности распределения деформации и, соответственно, формированию разнотекстурной микроструктуры по толщине.

Сформулируем три ключевых ограничения технологий, базирующихся на процессах симметричной листовой прокатки:

- единичная деформация $\varepsilon = \frac{2}{\sqrt{3}} \ln \frac{h_0}{h_1} < 0,8$;
- высокое усилие прокатки;
- неравномерность распределения деформации и микроструктуры по толщине листа при относительно больших обжатиях.

Для преодоления указанных ограничений могут быть использованы новые технические и технологические решения, основанные на применении нестандартного процесса обработки металлов давлением – асимметричной листовой прокатки.

1.5 Классификация процессов асимметричной листовой прокатки

Применение асимметрии при листовой прокатке может быть использовано для увеличения деформации за счет сдвиговой компоненты; для снижения усилия прокатки при больших обжатиях; для повышения равномерности распределения деформации и микроструктуры по толщине листа при больших обжатиях.

Асимметрия при прокатке может быть вызвана случайными причинами и являться, соответственно, нежелательной. Однако асимметрия при прокатке может создаваться и целенаправленно для решения тех или иных технологических задач. На рис. 1.42 показаны наиболее характерные случаи асимметрии. Классификация (рис. 1.42), в отличие от представленной в работах [19, 22], дополнена новыми процессами прокатки, геометрическая асимметрия в которых целенаправленно создана за счет различий в форме поверхности верхнего и нижнего рабочих валков: ребристая прокатка (англ. Riblet rolling) [138] и периодическая прокатка (англ. Periodical straining rolling) [139]. Более подробно классификация процессов асимметричной прокатки рассмотрена в работе [139].



Рисунок 1.42 – Классификация процессов асимметричной листовой прокатки

В соответствии с классификацией (рис. 1.42) для создания дополнительных сдвиговых деформаций по толщине прокатываемых листов наиболее целесообразны технические решения, предусматривающие целенаправленное создание асимметрии в вертикальной плоскости – по высоте очага деформации. Для этого могут быть использованы следующие факторы:

- 1) кинематический, характеризующийся неравенством скоростей рабочих валков. При этом возможны варианты: а) оба валка имеют одинаковые диаметры, но могут иметь различные угловые скорости за счет индивидуального привода; б) один валок является

приводным, а второй – неприводным (холостым); в) один валок является приводным, а второй – неподвижным (процесс ДНПВ); г) валки имеют разные диаметры, но одинаковые угловые скорости за счет общего привода;

- 2) геометрический, включающий, например, наклонную подачу листовой заготовки в зазор между валками; использование валков неравного диаметра, но с одинаковыми окружными скоростями за счет индивидуального привода; или использование валков, имеющих специальную геометрию поверхности;
- 3) фрикционный, характеризующийся различными условиями трения на контакте с верхним и нижним рабочими валками, например, за счет разной шероховатости поверхности валков или различных условий подачи смазочно-охлаждающей жидкости;
- 4) температурный;
- 5) различные комбинации факторов (1)-(4).

Асимметрия приводит к изменению протяженности зон отставания и опережения со стороны верхнего и нижнего рабочих валков. В соответствии с этим явлением различают следующие случаи асимметричной прокатки: 1) общий случай, когда в очаге деформации на каждом валке имеются две кинематические зоны – отставания и опережения, но протяженности этих зон со стороны верхнего и нижнего рабочих валков не одинаковы; 2) полупредельный случай, когда на одном валке имеются две зоны – отставания и опережения, а на другом валке только одна зона – отставания или опережения; 3) предельный случай, когда на одном валке реализуется только одна зона отставания, а на другом валке – только одна зона опережения. В зоне отставания силы контактного трения являются активными, а в зоне опережения – реактивными. Асимметрия кинематических зон со стороны верхнего и нижнего валков приводит к формированию так называемой сдвиговой (смешанной) зоны, в которой силы контактного трения являются противоположно направленными. С одной стороны, это приводит к снижению отрицательного («подпирающего») влияния контактных сил трения и, как следствие, возможности увеличения деформаций сжатия при прокатке, с другой стороны, в очаге создаются дополнительные сдвиговые деформации, необходимые для измельчения зерна при горячей прокатке [19, 22].

1.6 "Геометрический" и "микроструктурный" подходы к применению асимметрии при листовой прокатке

Первые теоретические и экспериментальные исследования процессов асимметричной прокатки, в основном касающиеся процессов прокатки в валках неравного диаметра, были

опубликованы А.Ф. Головиным, А.И. Целиковым, Е. Зибелем, Г. Заксом и Л. Клингером, А.А. Королевым [1, 2, 4, 5]. Среди первых работ, касающихся процессов асимметричной прокатки в валках с различными скоростями, необходимо выделить изобретение Д.С. Разуваева [3], в котором был впервые предложен процесс прокатки с соотношением скоростей равным вытяжке:

$$v_1 = v_2 \mu \quad (1.9)$$

где v_1 – скорость первого валка, v_2 – скорость второго валка, μ – вытяжка металла за пропуск, равная отношению толщины до пропуска к толщине после пропуска.

Асимметричную прокатку за счет целенаправленно создаваемой разницы скоростей рабочих валков в англоязычной литературе также называют «Differential Speed Rolling» или «High-Ratio Differential Speed Rolling» [140-146]. Для такого процесса величина асимметрии определяется соотношением скоростей v_1 и v_2 рабочих валков. Такое соотношение также называется коэффициентом скоростной асимметрии k_v :

$$k_v = \frac{v_1}{v_2}, \quad v_1 > v_2 \quad (1.10)$$

В последующие годы развитием теории и технологий асимметричной прокатки занимались многие научные школы.

Значительный вклад в развитие теории и технологий асимметричной прокатки внес основатель челябинской научной школы прокатчиков В.Н. Выдрин [9-15], который многие годы заведовал кафедрой обработки металлов давлением (прокатки) Челябинского политехнического института (ныне Южно-Уральский государственный университет) [18]. В.Н. Выдрин предложил энергетическую теорию прокатки (1960), которая базируется на фундаментальных законах сохранения и минимума энергии и широко используется как метод научного исследования и решения проблемных задач. С использованием энергетической теории прокатки получены зависимости для расчета основных параметров асимметричных процессов (прокатка с одним приводным валком, в валках неравного диаметра, с различными окружными скоростями и т.д.). Прямым результатом теоретических исследований явилось создание принципиально нового процесса прокатка-волочение (процесс ПВ) (1971), сдвоенной прокатки-волочения (1974) и др. Разработан ряд аспектов математического описания этих процессов (В.Н. Выдрин, Л.М. Агеев, Н.В. Судаков, В.И. Крайнов, А.П. Пелленен, А.В. Выдрин и др.). Развита теория асимметричной сортовой прокатки (В.Н. Выдрин, В.Г. Дукмасов).

Краматорской научной школой (В.Ф. Потапкин, В.А. Федоринов, А.В. Сатонин, И.А. Морозов, Ю.К. Доброносков, В.И. Шпак и др.) в 70-х и 80-х гг. прошлого века внесен значительный вклад в развитие процессов деформации полосы между неподвижным валком относительно малого диаметра и приводным валком (ДНПВ) [39-40]. Процесс ДНПВ предусматривает обжатие ленты, подачу интенсивной смазки в зону контакта неподвижного

валка с полосой и сообщению ее переднему концу скорости, равной окружной скорости приводного валка. Впервые такой процесс был предложен В.Н. Выдриным и Л.М. Агеевым.

Московскими исследователями (В.П. Полухин, А.Ф. Пименов, В.Н. Скороходов, А.И. Трайно, Н.И. Ефремов и др.) [43-45] развита теория вертикально асимметричной прокатки. Получен ряд новых технологий и технических решений. Большой интерес представляют также исследования В.Г. Синицына, Г.Л. Химича, М.Я. Бровмана, В.В. Смирнова, В.А. Николаева, А.П. Грудева и др. [63-66].

Магнитогорской научной школой в работах В.М. Салганика и А.М. Песина (1989, 2003) [19-22] для описания статики и геометрии вертикально асимметричного очага деформации впервые была использована полная система, включающая три уравнения равновесия: вертикальных составляющих сил, горизонтальных составляющих сил и моментов. При этом очаг деформации рассматривался как единое целое, с приложенными к нему контактными нагрузками и натяжениями внешних частей полосы. Авторами впервые была получена возможность аналитическим путем определить ориентацию плоскостей входного и выходного сечений с одновременным обеспечением равновесия очага деформации. Было впервые показано, что основной особенностью вертикально асимметричной прокатки является поворот очага деформации под действием крутящего момента, создаваемого противоположно направленными силами трения на верхней и нижней контактных поверхностях валков в смешанной зоне очага деформации. Получены распределения нормальных и касательных напряжений по длине дуг контакта в вертикально асимметричном очаге деформации как для общего, так и для частных случаев прокатки. Разработан усовершенствованный процесс ДНПВ, отличающийся выполнением неподвижного элемента в виде призмобразного тела с небольшой цилиндрической частью, имеющей радиус значительно меньший, чем 10 мм (Песин А.М., 1989). Разработан совмещенный процесс асимметричной прокатки и пластической гибки для производства деталей крупногабаритных тел вращения (В.М. Салганик, А.М. Песин, Э.М. Дригун, 2000), а также выполнено совершенствование этого процесса (Д.Н. Чикишев, 2007; И.А. Песин, 2020).

Липецкой научной школой в работах С.М. Бельского (2009 г.) [23-25] развиты представления о возможностях управления плоскостностью листов при описании асимметричного очага деформации с учетом поперечного течения металла. Значительный интерес представляют работы Мазура И.П., Горбунова К.С. (2025) [47-50, 68, 147] и др., посвященные совершенствованию технологии тонколистовой прокатки в условиях искусственной асимметрии.

Значительный интерес представляют исследования Череповецкой научной школы. А.В. Кожевников, А.В. Самойлов, И.А. Кожевникова и др. [51-61, 67] на основании

теоретических исследований и практических испытаний разработали рекомендации по использованию в клетях 5-клетевого непрерывного стана «1700» холодной прокатки рабочих валков с разностью диаметров 6-10 мм на диапазоне толщин 0,3-2,0 мм, что позволило при существующем парке рабочих валков в цехе прокатки и отжига ЧерМК ПАО «Северсталь» при переходе на прокатку с разностью диаметров до 8 мм сэкономить на закупке 14 валков (6,5%), и обеспечить экономический эффект более 30 млн руб.

В целом в истории развития процессов асимметричной прокатки можно выделить два периода (рис. 1.43).

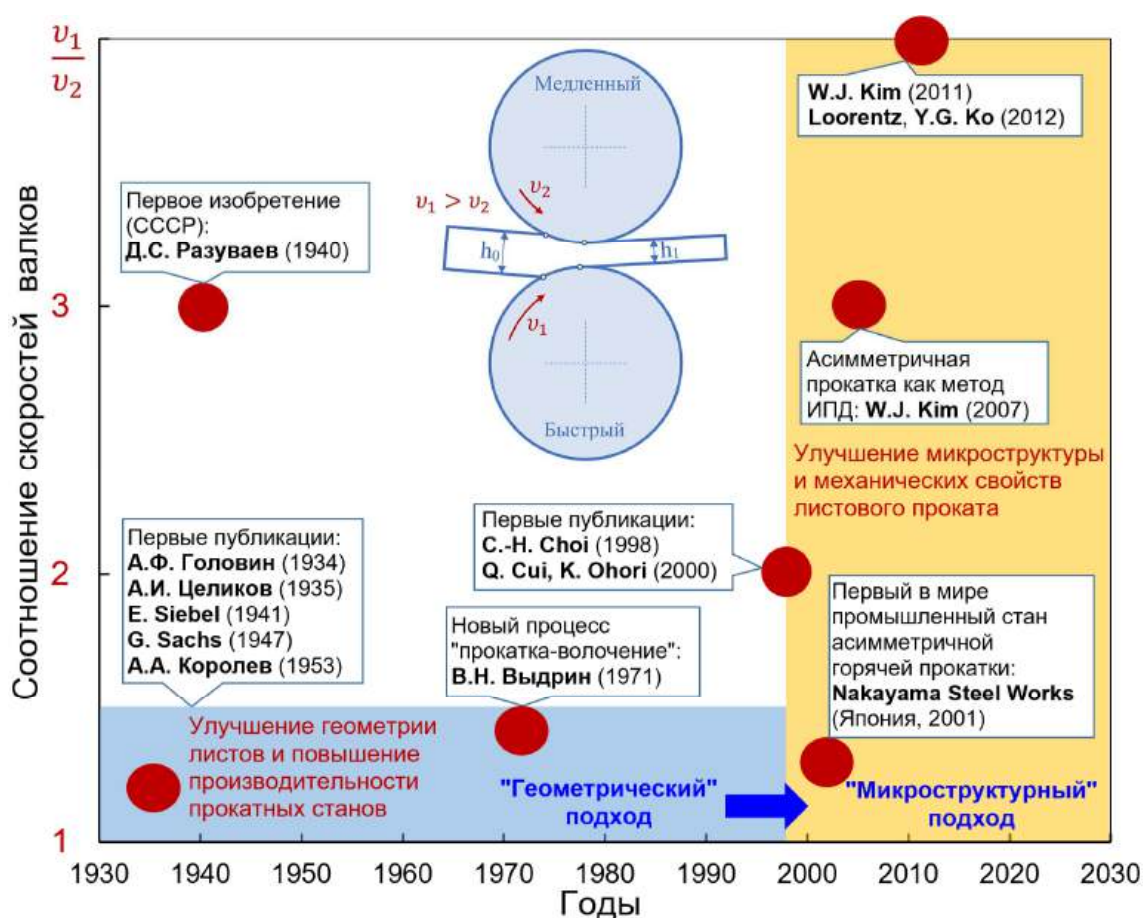


Рисунок 1.43 – "Геометрический" и "микроструктурный" подходы к применению асимметрии при листовой прокатке

До 1998 г. теория процессов асимметричной прокатки развивалась с позиций улучшения геометрии листов, а также повышения производительности прокатных станов ("геометрический" подход).

Начиная с 1998 г. и в настоящее время, развивается второе направление – с позиций улучшения микроструктуры и механических свойств различных металлов и сплавов ("микроструктурный" подход). Значительный вклад в этом направлении внесли зарубежные

ученые: Choi C.-H. [70], Cui Q. и Ohori K. [71], Kim W.J. [72], Park J.-J. [73], Ko Y.G. [74], Loorentz [139], Yu H. [75-80] и др.

В работе [149] выполнено экспериментальное исследование влияния единичного обжатия (от 20% до 75%) при асимметричной листовой прокатке на микроструктуру низкоуглеродистой стали 0,03C-0,15Mn. Асимметричную прокатку осуществляли при $T < 0,5T_{пл}$ за 1 проход в валках неравного диаметра при соотношениях 1:1,3; 1:1,6; 1:2 ($k_v = 1,3$; $k_v = 1,6$; $k_v = 2$). Исходная микроструктура состояла из равноосных зерен феррита со средним размером ~ 36 мкм. Показано, что сдвиговая деформация, проникающая в центральные слои листа при асимметричной прокатке, позволяет существенно измельчить зерно феррита в этой области в сравнении с обычной (симметричной) листовой прокаткой с таким же относительным обжатием (рис. 1.44-1.45).

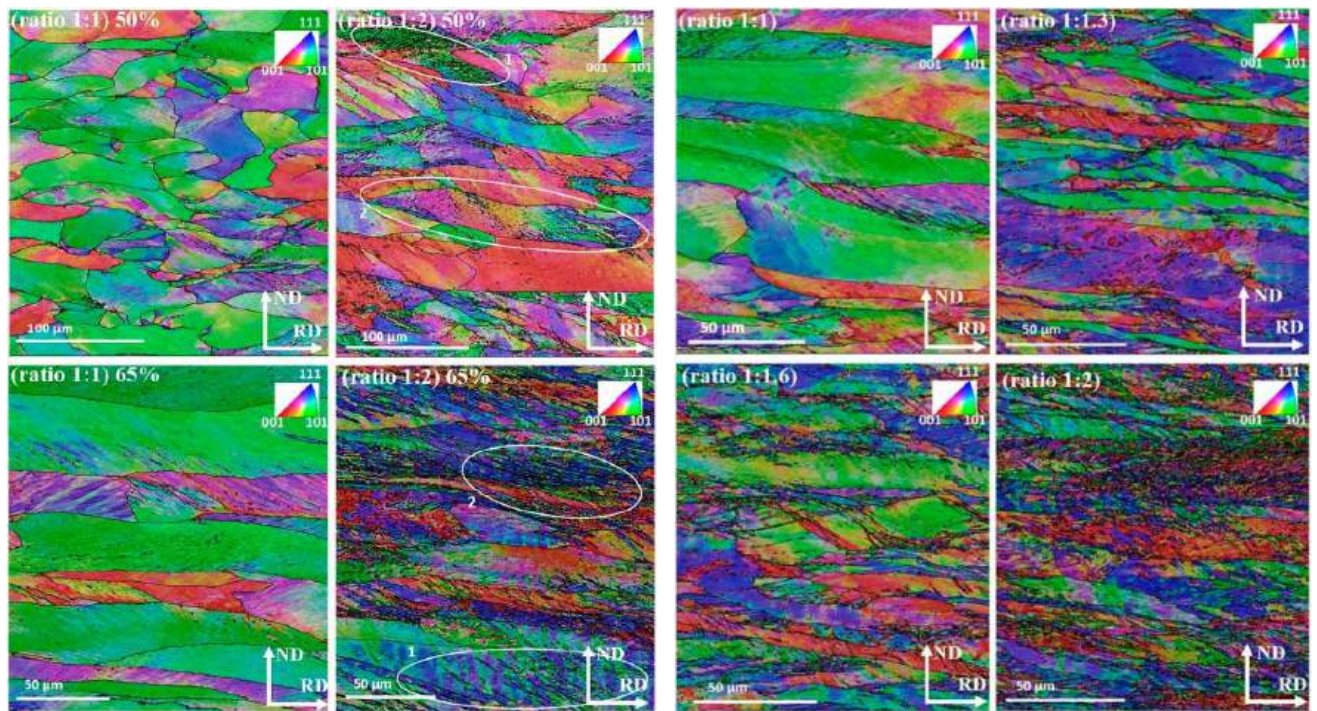


Рисунок 1.44 – Микроструктура в центре листа после симметричной и асимметричной прокатки с обжатиями 50% и 65%

Рисунок 1.45 – Микроструктура в центре листа после прокатки с обжатием 75% и соотношениями скоростей от 1:1 до 1:2

В работе [150] экспериментально показано, что после асимметричной листовой прокатки при $T > 0,5T_{пл}$ (при температурах 700 °C и 600 °C), в сочетании как с последующим охлаждением водой (рис. 1.46), так и с охлаждением на воздухе (рис. 1.47), в низкоуглеродистой стали 0,03C-0,15Mn формируется более мелкозернистая структура в сравнении с симметричной прокаткой.

700°C, water quenched

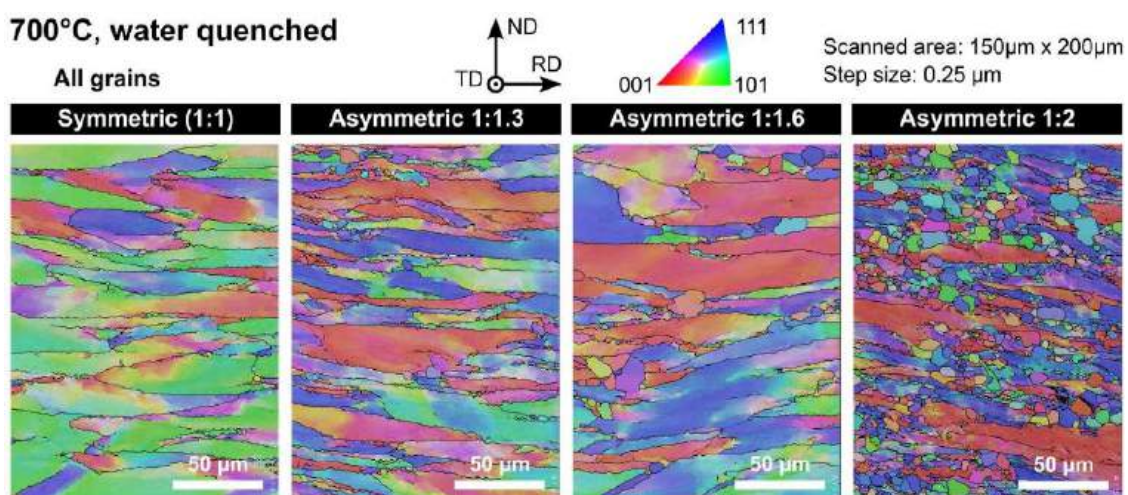


Рисунок 1.46 – Микроструктура стали 0,03С-0,15Мн после прокатки с различными соотношениями скоростей валков и охлаждении водой [150]

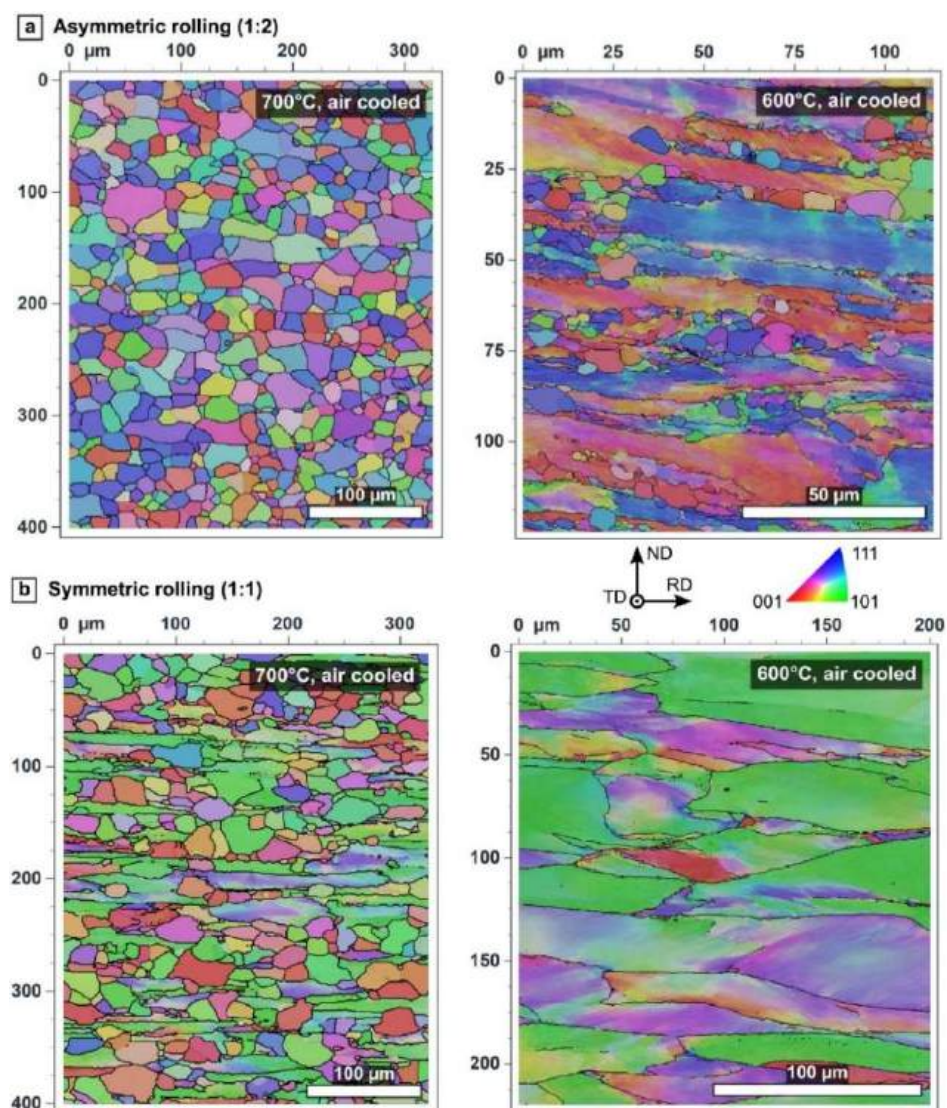


Рисунок 1.47 – Микроструктура стали 0,03С-0,15Мн после асимметричной (а) и симметричной (b) прокатки при 700 °С и 600 °С и охлаждении на воздухе [150]

В работе [150] экспериментально показано, что при листовой прокатке с применением скоростной асимметрии (с увеличением коэффициента соотношения скоростей валков от $k_v = 1$ до $k_v = 2$) при температуре $700\text{ }^{\circ}\text{C}$ и последующем быстром охлаждении водой объемная доля динамически рекристаллизованных зерен феррита возрастала от 2,2% до 35,8%. Однако величина деформации ε была недостаточной для полного прохождения динамической рекристаллизации и измельчения зерна феррита.

Первенство в области промышленной реализации технологий асимметричной листовой горячей прокатки (при $T > 0,5T_{\text{пл}}$) принадлежит японским ученым R. Kurahashi, K. Nakomori, I. Chikushi, T. Morimoto, J. Yanagimoto [88-90] и др. С 2001 г. японская металлургическая компания «Nakayama Steel Works» (г. Осака) осуществляет промышленное производство листового горячекатаного проката под брендом NFG («Nakayama Fine Grain») с применением технологии SRDD, основанной на создании скоростной асимметрии за счет использования приводного и не приводного (холостого) рабочих валков разного диаметра [88-90].

1.7 Первая промышленная технология асимметричной листовой горячей прокатки SRDD

Технология SRDD (англ. Single roll drive with different diameter, сокр. SRDD), основанная на создании скоростной асимметрии за счет использования приводного и не приводного (холостого) рабочих валков разного диаметра в трех последних клетях чистовой группы широкополосного стана (рис. 1.48-1.49, табл. 1.10) с высокими единичными обжатиями (40-50%), является совместной разработкой компаний Nakayama Steel Works, Ltd., Kawasaki Heavy Industries, Ltd, а также Токийского университета [88-90].

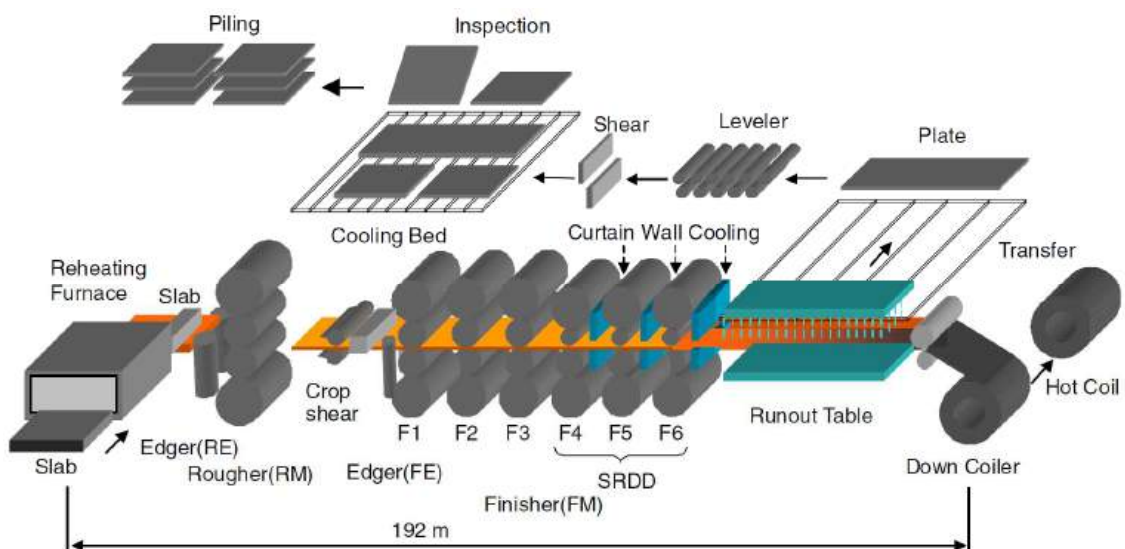


Рисунок 1.48 – Схема технологической линии «Nakayama Steel Works» [88-90]

Технология предназначена для производства мелкозернистых низкоуглеродистых С-Mn (табл. 1.11) стальных листов NFG классом прочности до 800 МПа (по пределу прочности) (табл. 1.12) без использования карбонитридообразующих микролегирующих элементов Nb, V, Ti со средним диаметром зерна феррита в диапазоне от 2 мкм до 5 мкм (рис. 1.50), что составляет менее одной трети от размера зерна в обычных С-Mn сталях [88-90].

Таблица 1.10 – Характеристики технологической схемы «Nakayama Steel Works» [88-90]

Параметр	Клет					
	Симметричная прокатка			Асимметричная прокатка		
	F1	F2	F3	F4	F5	F6
Диаметр верхнего рабочего вала, мм	730/660	730/660	730/660	490/420	490/420	490/420
Диаметр нижнего рабочего вала, мм	730/660	730/660	730/660	620/550	620/550	620/550
Длина бочки рабочего вала, мм	1900	1900	1900	1850	1850	1850
Диаметр опорного вала, мм	1350/1250	1350/1250	1350/1250	1350/1250	1350/1250	1350/1250
Длина бочки опорного вала, мм	1700	1700	1700	1700	1700	1700
Усилие прокатки (max), МН	34,3	34,3	34,3	29,4	29,4	29,4
Мощность главного привода, кВт	6000	6000	6000	6000	6000	6000
Скорость, об/мин	200/450	200/450	200/450	200/450	200/450	235/525

Таблица 1.11 – Химический состав высокопрочных сталей NFG [88-90]

C	Si	Mn	P	S
≤0,18	≤0,55	≤1,60	≤0,030	≤0,015

Таблица 1.12 – Механические свойства высокопрочных сталей NFG [88-90]

Марка	Толщина, мм	Предел текучести, МПа	Временное сопротивление, МПа	Относительное удлинение, %
NFG600W	2...12	≥460	600...710	≥22
NFG600T	1,2...1,8	≥460	≥590	≥19
	1,8...6,0			≥21
NFG700T	1,2...1,8	≥480	≥690	≥14
	1,8...4,0			≥16
NFG800T	1,2...1,8	≥550	≥780	≥10
	1,8...4,0			≥12

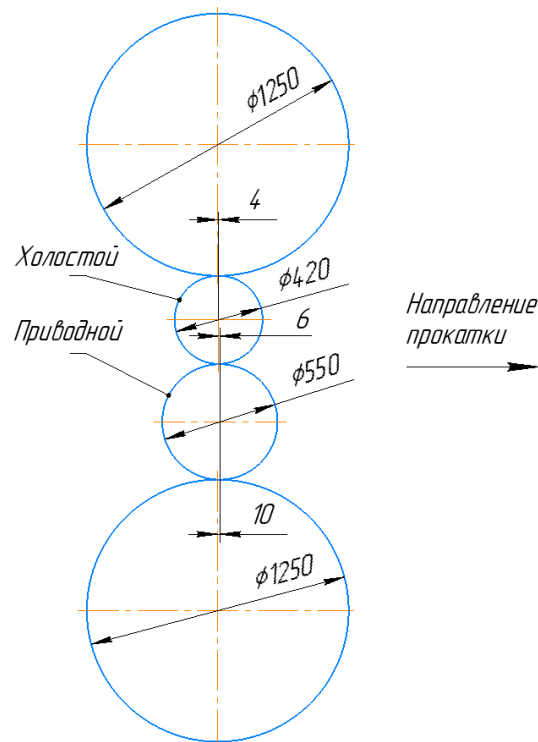
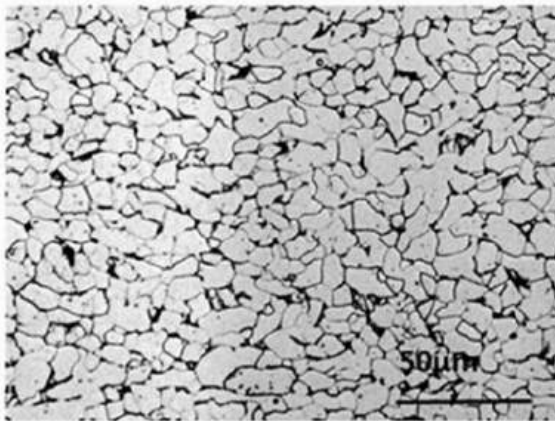


Рисунок 1.49 – Диаметры валков SRDD

通常圧延
粒径 10~15 μm



NFG
粒径 2~5 μm

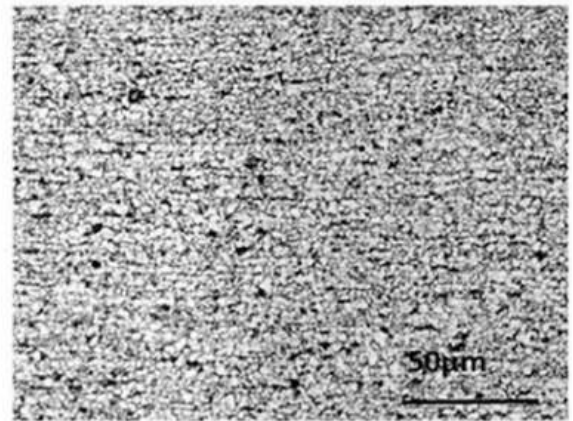


Рисунок 1.50 – Микроструктура (2~5 мкм) высокопрочной
низкоуглеродистой C-Mn стали NFG [88-90]

Однако не ясно, почему при горячей прокатке по технологии SRDD требуется применение именно 3 клеток со скоростной асимметрией, а не 2, или 1, или всех 6. Возможно, что технология SRDD является более совершенной версией рассмотренной ранее технологии SSMR. Также остается не ясным, почему требуется применение рабочих валков разного диаметра с одним приводным валком, и почему соотношение диаметров рабочих валков 550/420 должно составлять при этом именно 1,3.

1.8 Формулировка цели и постановка задач диссертационной работы

Литературный обзор показал высокий научный и практический интерес к технологиям листовой прокатки с применением скоростной асимметрии. Однако свыше 90% известных теоретических и экспериментальных работ посвящены исследованию влияния скоростной асимметрии на микроструктуру и механические свойства цветных металлов (Al, Mg, Ti, Cu и др.) и их сплавов при пониженных температурах деформации (при $T < 0,5T_{пл}$), т.е. при теплой/холодной/криогенной листовой прокатке [70-87, 151-226].

При этом мало представлены исследования влияния скоростной асимметрии на микроструктуру и механические свойства низкоуглеродистых сталей с ферритной матрицей при листовой горячей прокатке в однофазной высокотемпературной области при $T > Ar3$, а также в межкуритическом температурном интервале $Ar3 \geq T > Ar1$. Остается не ясной взаимосвязь между деформированным состоянием, микроструктурой и механическими свойствами листового горячекатаного проката. В частности, открытыми остаются следующие вопросы: может ли процесс листовой прокатки со скоростной асимметрией обеспечить реализацию механизма полной прерывистой динамической рекристаллизации аустенита (DDRX) при температуре $T > Ar3$? Может ли процесс листовой прокатки со скоростной асимметрией обеспечить реализацию механизма динамического превращения (DT) аустенита в феррит при деформации в межкуритическом температурном интервале $Ar3 \geq T > Ar1$ не только в поверхностных слоях, а по всей толщине листа? Позволит ли реализация механизмов DDRX и/или DT повысить класс прочности листового горячекатаного проката из низкоуглеродистых C-Mn сталей, например, от S355MC до S700MC согласно EN 10149-2:2013 без использования легирующих элементов Nb, V, Ti, Mo, Cr, Ni, Cu? Ответы на эти и другие вопросы не представлены в научной литературе, поэтому проведение соответствующих исследований является актуальным.

Кроме того, из обзора известных работ остается не ясным, если при симметричной прокатке деформация ε зависит только от начальной и конечной толщины листа и определяется по формуле $\varepsilon = \frac{2}{\sqrt{3}} \ln \frac{h_0}{h_1}$, то чему равна деформация ε при листовой прокатке со скоростной асимметрией? В известных работах сообщается, что деформация возрастает, но по какому закону она возрастает? Каковы возможные пределы увеличения деформации, в том числе, сдвиговой компоненты, за счет применения скоростной асимметрии?

Факт снижения усилия прокатки за счет применения скоростной асимметрии является известным. Однако открытым остается вопрос, касающийся пределов этого снижения. Ведь в общем случае, соотношение скоростей валков v_1/v_2 может меняться в пределах от 1 до ∞ . Но каковы возможные пределы снижения усилия прокатки за счет применения скоростной

асимметрии? Кроме того, остается слабо изученным вопрос влияния скоростной асимметрии на распределение моментов и мощности между приводными рабочими валками в процессе листовой прокатки.

Значительное количество научных публикаций (более 95% от общего числа) с ключевыми словами «Asymmetric Rolling», «Differential Speed Rolling», «High-Ratio Differential Speed Rolling» являются зарубежными, что обусловлено наличием в западных (США, Италия и др.) и восточных (Япония, Республика Корея, Китай и др.) странах соответствующего специализированного оборудования, обеспечивающего возможность проведения таких исследований. В нашей стране возможности экспериментального исследования технологий листовой прокатки со скоростной асимметрией ограничены отсутствием соответствующего оборудования. Поэтому требуется создание исследовательского оборудования для экспериментальной реализации процесса листовой прокатки со скоростной асимметрией.

Литературный обзор показал, что результаты известных исследований не дают целостного представления о напряженно-деформированном состоянии металла, а также температурных, скоростных и энергосиловых параметрах процесса листовой прокатки со скоростной асимметрией во взаимосвязи с получаемой микроструктурой и механическими свойствами низкоуглеродистых сталей с ферритной матрицей. При этом исследования отечественных ученых в этом направлении практически полностью отсутствуют. Поэтому теория процессов листовой прокатки со скоростной асимметрией требует дальнейшего развития и систематизированного обобщения. Это позволит преодолеть научные и технические ограничения, сдерживающие более широкое применение этой технологии в мировой и отечественной практике листопрокатного производства.

Таким образом, диссертационная работа направлена на решение актуальной проблемы создания новых принципов применения скоростной асимметрии для повышения (до 2 раз) прочности листового проката при сохранении его пластичности без использования легирующих элементов и отдельных операций термической обработки. Решение указанной проблемы имеет важное научное и прикладное значение и является актуальным направлением исследований.

Исходя из этого сформулированы объект, предмет исследования, а также цель и основные задачи диссертационной работы.

Объект исследования – процесс листовой прокатки со скоростной асимметрией, характеризующейся соотношением скоростей валков u_1/u_2 .

Предмет исследования – напряженно-деформированное состояние металла, а также температурные, скоростные и энергосиловые параметры процесса листовой прокатки со скоростной асимметрией во взаимосвязи с получаемой структурой и механическими свойствами.

Целью является разработка новых технологических решений применения скоростной асимметрии для повышения прочности листового проката при сохранении его пластичности без использования легирующих элементов и отдельных операций термической обработки.

Основные задачи:

1. Исследование влияния скоростной асимметрии на деформированное состояние металла при листовой прокатке.
2. Создание лабораторного оборудования для экспериментальной реализации процесса листовой прокатки со скоростной асимметрией.
3. Исследование влияния скоростной асимметрии на напряженное состояние металла в очаге деформации и энергосиловые параметры (усилие, момент, мощность) процесса листовой прокатки.
4. Исследование влияния скоростной асимметрии на структуру и механические свойства листового проката.
5. Разработка новых технологических решений применения скоростной асимметрии, обеспечивающей повышение прочности листового проката при сохранении его пластичности без использования легирующих элементов (Nb, Mo и др.) и отдельных операций термической обработки.

ГЛАВА 2 ДЕФОРМИРОВАННОЕ СОСТОЯНИЕ МЕТАЛЛА ПРИ ЛИСТОВОЙ ПРОКАТКЕ СО СКОРОСТНОЙ АСИММЕТРИЕЙ

Данная глава посвящена исследованию влияния скоростной асимметрии на деформированное состояние металла при листовой прокатке. Теоретические исследования, выполненные в данной главе, базируются на уравнениях и законах теории пластичности и теории обработки металлов давлением. Компьютерное моделирование процессов листовой прокатки со скоростной асимметрией выполнено методом конечных элементов с применением специализированной инженерной программы QForm [227].

2.1 Конечно-элементная модель и уравнения состояния

Одним из эффективных численных методов приближенного решения задач механики деформируемого твердого тела является метод конечных элементов (МКЭ). Согласно методу, математическая постановка сводится к системе дифференциальных уравнений, граничных и начальных условий, так называемых краевых задач [227, 228]. Важно отметить, что МКЭ является численным методом и базируется на определенных допущениях, поэтому в процессе постановки задачи, задания исходных данных, схематизации сплошной среды, составления уравнений, их численного решения и визуализации результатов возникают погрешности.

В данной работе использовали специализированную инженерную программу QForm 11 (лицензии №№ R0-U2497-170719U197, R0-U2559-041020U221, R0-U2578-091020U222, R0-U2686-281021U235). Это российская (№438 в Едином реестре российских программ для ЭВМ и баз данных) САЕ-система компании ООО "КУФОРМ", основанная на методе конечных элементов, и предназначенная для математического 2D и 3D моделирования практически любых технологических процессов обработки металлов давлением. Алгоритм программы QForm 11 предполагает последовательное решение задач механики деформирования и тепловых процессов [227, 228].

Для решения задачи определения напряженно-деформированного состояния используется система уравнений механики деформируемого тела. Система разрешающих уравнений для жестко-вязкопластических материалов, позволяющая определять напряженное и деформированное состояние заготовки при пластической деформации, включает [227, 228]:

– уравнения равновесия:

$$\frac{\partial \sigma_{ij}}{\partial x_i} = 0, \quad i, j = 1, 2, 3 \quad (2.1)$$

которые в более общем случае превращаются в уравнения движения:

$$\frac{\partial \sigma_{ij}}{\partial x_i} + \rho g_i = \rho \frac{dv_i}{dt}, \quad i, j = 1, 2, 3 \quad (2.2)$$

где σ_{ij} – компоненты тензора напряжений; g_i – компоненты вектора удельных массовых сил (например, ускорение силы тяжести); v_i – компоненты вектора скоростей; ρ – плотность;

- уравнения связи между полем скоростей материальных точек и скоростей деформаций:

$$\dot{\varepsilon}_{ij} = \frac{1}{2} \left(\frac{\partial v_i}{\partial x_j} + \frac{\partial v_j}{\partial x_i} \right), \quad i, j = 1, 2, 3 \quad (2.3)$$

где $\dot{\varepsilon}_{ij}$ – компоненты тензора скоростей деформаций. Диагональные компоненты тензора скоростей деформаций представляют собой скорости удлинения элементарных отрезков, параллельных соответствующим координатным осям. Боковые компоненты – скорости искажения первоначально прямых углов, расположенных в координатных плоскостях, т.е. скорости сдвиговых деформаций;

- уравнения связи между напряженным и деформированным состоянием (физические уравнения Леви-Мизеса, устанавливающие взаимосвязь между скоростями деформации и девиатором напряжений):

$$\dot{\varepsilon}_{ij} = \frac{3}{2} \frac{\dot{\bar{\varepsilon}}}{\bar{\sigma}} \sigma'_{ij} \quad (2.4)$$

где $\bar{\sigma}$ – эффективное напряжение (интенсивность напряжений); $\dot{\bar{\varepsilon}}$ – эффективная скорость деформации; σ'_{ij} – девиатор напряжений;

- условия несжимаемости (закон постоянства объема):

$$3\dot{\varepsilon}_m = \dot{\varepsilon}_{ii} = \dot{\varepsilon}_{11} + \dot{\varepsilon}_{22} + \dot{\varepsilon}_{33} = 0 \quad (2.5)$$

где $\dot{\varepsilon}_m$ – средняя скорость деформации;

- кинематические граничные условия на поверхности F_v :

$$v_i = v_{0i} \quad (2.6)$$

- силовые граничные условия на поверхности F_p :

$$p_i = p_{0i} \quad (2.7)$$

- критерий пластичности Мизеса, согласно которому эффективное напряжение равно напряжению течения (сопротивлению металла пластической деформации):

$$\bar{\sigma} = \sigma_s \quad (2.8)$$

- реологическую модель материала (изменение сопротивления металла пластической деформации):

$$\sigma_s = f(\bar{\varepsilon}, \dot{\bar{\varepsilon}}, T) \quad (2.9)$$

Сопротивление металла пластической деформации считается зависимым от эквивалентной (истинной, эффективной, накопленной) пластической деформации, текущей скорости деформации и температуры. Материал считается изотропным и изотропно упрочняющимся.

В программе QForm 11 сопротивление металла пластической деформации может задаваться либо в виде формулы, либо в виде табличной функции (по точкам). Если кривые сопротивления металла пластической деформации заданы по точкам в виде табличной функции, то промежуточные значения и значения, выходящие за область определения, вычисляются следующим образом [227, 228]:

- ниже минимального заданного значения температуры T_{min} и выше максимального заданного значения температуры T_{max} экстраполяции нет; между заданными значениями температуры выполняется линейная интерполяция в системе линейных координат;
- ниже минимального $\bar{\epsilon}_{min}$ и выше максимального $\bar{\epsilon}_{max}$ значения эквивалентной деформации экстраполяции нет; между заданными точками выполняется линейная интерполяция в системе линейных координат;
- ниже минимального значения скорости деформации $\dot{\epsilon}_{min}$ экстраполяции нет, выше максимального значения скорости деформации $\dot{\epsilon}_{max}$ осуществляется линейная экстраполяция в логарифмических координатах параллельно прямой, аппроксимирующей все значения; между заданными точками выполняется линейная интерполяция в системе линейных координат.

В программе QForm 11 для определения эквивалентной (эффективной, накопленной) пластической деформации используется численное интегрирование интенсивности скоростей деформации для каждого узла [227, 228]:

$$\bar{\epsilon} = \sum_n \dot{\epsilon}^n \Delta t_n \quad (2.10)$$

где n – номер шага расчета по времени.

Для упругопластических материалов в системе разрешающих уравнений используются физические уравнения Прандля-Рейсса [227, 228]:

$$\dot{\epsilon}'_{ij} = \frac{\dot{\sigma}'_{ij}}{2G} + \frac{3}{2} \frac{\dot{\epsilon}}{\bar{\sigma}} \sigma'_{ij} \quad (2.11)$$

где $\dot{\epsilon}'_{ij}$ – девиатор скоростей деформаций; G – модуль сдвига.

Девиатор скоростей деформаций зависит как от девиатора напряжений, так и от его производной по времени [227, 228]:

$$\dot{\sigma}'_{ij} = \frac{\sigma'_{ij} - \tilde{\sigma}'_{ij}}{\Delta t} \quad (2.12)$$

где $\dot{\sigma}'_{ij}$ – линейная аппроксимация производной девиатора напряжений; Δt – шаг интегрирования по времени; знак "~" над символом обозначает значение переменной на предыдущем шаге расчета.

Уравнение неразрывности справедливо только для пластической составляющей полной деформации [227, 228]:

$$\dot{\epsilon}_{ii} = 0 \quad (2.13)$$

При выводе определяющей системы уравнений метода конечных элементов в программе QForm 11 используются вариационные принципы механики, базирующиеся на энергетических соотношениях. Уравнение сохранения механической энергии (мощности) деформируемого тела при отсутствии инерционных нагрузок устанавливает, что мощность удельных внешних сил p , воздействующих на внешнюю поверхность F деформируемого тела равна мощности, развиваемой напряжениями σ в объеме деформируемого тела V . Разность мощности внутренних сил и внешних сил на поверхности F_p называют полной мощностью [227, 228]:

$$W = \iiint_V \sigma_{ij} \dot{\epsilon}_{ij} dV - \iint_{F_p} p_i v_i dF \quad (2.14)$$

Вариационные принципы механики определяют свойства действительного движения системы под действием заданных сил, позволяющие отличить это движение от кинематически возможного (удовлетворяющего граничным условиям и связям). Обычно вариационные принципы формулируются в виде условия минимума некоторой величины (функционала), зависящей от одной или нескольких функций, связанных с физической сущностью задачи. В вариационных методах используются понятия [227, 228]:

- истинных (действительных) перемещений – перемещений, удовлетворяющих граничным условиям, при которых тело находится в равновесии;
- допустимых (кинематически возможных) перемещений – перемещений, удовлетворяющих граничным условиям, но при которых тело не обязательно находится в положении равновесия. Таких кинематически возможных перемещений может быть бесконечно много;
- виртуальных перемещений – разности между кинематически возможными и истинными перемещениями. Вариации перемещений δu равны нулю там, где заданы внешние ограничения (связи) на перемещения точек системы.

Как следует из принципа Лагранжа – для тела, находящегося в равновесии, основное энергетическое уравнение справедливо для любой системы кинематически возможных

перемещений (скоростей). Таким образом, это уравнение справедливо и для виртуальных скоростей dv (изменение виртуальных перемещений в единицу времени) [227, 228]:

$$\iiint_V \sigma_{ij} \delta \dot{\epsilon}_{ij} dV = \iint_{F_p} p_i \delta v_i dF \quad (2.15)$$

где $\delta \dot{\epsilon}_{ij}$ – приращения скоростей деформаций на виртуальных скоростях.

Поскольку удельные силы и напряжения не варьируются, то вариация полной мощности деформации (виртуальная мощность) деформируемого тела равна нулю [227, 228]:

$$\delta W = \delta \left(\iiint_V \sigma_{ij} \dot{\epsilon}_{ij} dV - \iint_{F_p} p_i v_i dF \right) = 0 \quad (2.16)$$

Принцип минимума полной мощности вытекает из принципа виртуальной работы (мощности) и формулируется следующим образом: среди всех допустимых перемещений действительные перемещения доставляют функционалу полной мощности стационарное значение, причем это значение минимально [227, 228]. Таким образом, форма тела, соответствующая его равновесию, отличается от всех других форм минимальным значением полной мощности.

Для вязкопластических материалов справедлив вариационный принцип Маркова, согласно которому функционал принимает минимальное значение для действительного поля скоростей [227, 228]:

$$\Phi = \iiint_V \bar{\sigma} \dot{\epsilon} dV - \iint_{F_p} p_i v_i dF \quad (2.17)$$

Первый интеграл функционала отражает мощность пластической деформации в объеме тела V , а второй – мощность внешних сил (F_p – поверхность, на которой заданы внешние силы).

Среди всех кинематических возможных полей скоростей только истинное поле скоростей сообщает функционалу Маркова минимальное значение. Необходимое условие минимума функционала [227, 228]:

$$\frac{\partial \Phi}{\partial \{v\}} = 0 \quad (2.18)$$

Под кинематически возможным полем скоростей понимается любое поле, удовлетворяющее кинематическим граничным условиям [227, 228]. При конечно-элементной дискретизации деформируемого тела кинематически возможное поле скоростей представляет собой совокупность полей скоростей конечных элементов. Поле скоростей каждого конечного элемента в свою очередь зависит от функций формы и скоростей узлов конечных элементов.

При минимизации функционала Маркова автоматически удовлетворяется система уравнений равновесия и силовые граничные условия. Эта формулировка используется при выводе разрешающей системы уравнений метода конечных элементов для моделирования пластической деформации в программе QForm 11 [227, 228].

Если деформация ведется при повышенных температурах, то возникающее температурное поле существенным образом влияет как на кинематику течения, так и на силу деформирования. QForm 11 рассчитывает неравномерное температурное поле в заготовке, изменяющееся во времени в процессе деформации, нагрева или охлаждения заготовки. Температурное поле зависит от следующих тепловых эффектов [227, 228]:

- теплообмен между частями нагретой заготовки из-за ее теплопроводности;
- тепловой эффект пластической деформации, заключающийся в частичном преобразовании работы деформации в теплоту;
- теплообмен между заготовкой и окружающей средой, осуществляющийся путем конвекции и излучения;
- теплообмен между заготовкой и инструментом, осуществляющийся через смазочную пленку;
- тепловой эффект трения, заключающийся в частичном преобразовании в теплоту работы трения между заготовкой и инструментом;
- теплообмен между частями инструмента, определяющийся его теплопроводностью;
- теплообмен между инструментом и окружающей средой путем конвекции и излучения;
- прямой нагрев тепловым потоком части поверхности или объема заготовки.

Дифференциальное уравнение нестационарной теплопроводности, используемое для моделирования этого явления в программе QForm 11, имеет вид [227, 228]:

$$k \left(\frac{\partial^2 T}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial y^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial z^2} \right) + q_G = \rho c \frac{\partial T}{\partial t} \quad (2.19)$$

где T – температура; t – время; k – коэффициент теплопроводности; ρ – плотность; c – удельная теплоемкость; q_G – мощность внутреннего источника тепла.

В программе QForm 11 мощность внутреннего источника тепла q_G есть сумма удельной мощности внешнего теплового потока q_V (задается при моделировании различных методов нагрева заготовки), а также плотности теплового потока, обусловленного генерацией тепла в объеме заготовки в процессе пластической деформации q_{def} и плотности теплового потока на поверхности контакта заготовки и инструмента в результате преобразования работы трения в тепло q_{fr} (при этом половина выделенного в результате трения тепла уходит в заготовку, а половина – в инструмент) [227, 228]:

$$q_{def} = \beta_{def} \bar{\sigma} \dot{\epsilon} \quad (2.20)$$

где β_{def} – коэффициент преобразования работы деформации в тепло (0,8...0,95); $\bar{\sigma}$ – эффективное напряжение (интенсивность напряжений); $\dot{\epsilon}$ – эффективная скорость деформации.

$$q_{fr} = \beta_{fr} \tau \Delta v^{\tau} \quad (2.21)$$

где β_{fr} – коэффициент преобразования работы трения в тепло (0,8...0,95); τ – касательные напряжения; Δv^{τ} – скорость скольжения материала заготовки относительно инструмента.

Для решения дифференциального уравнения теплопроводности необходимо задать начальные условия T_0 и граничные условия. Выделяют граничные условия 1-го рода (распределение температуры на поверхности тела для каждого момента времени – в QForm 11 не используются); 2-го рода (значения теплового потока для каждой точки поверхности тела и любого момента времени – в QForm 11 используется либо тепловой поток на всю поверхность, либо удельный тепловой поток на единицу поверхности); 3-го рода (задаются температура окружающей среды и закон теплообмена между поверхностью тела и окружающей средой) [227, 228]. Для определения граничных условий 3-го рода используется закон Фурье (количество теплоты, проходящее в единицу времени через единицу площади изотермической поверхности пропорционально градиенту температуры) [227, 228]:

$$q_n = -k \frac{\partial T}{\partial n} \quad (2.22)$$

где n – нормаль к поверхности теплообмена; q_n – плотность теплового потока через поверхность теплообмена, определяемая суммой конвективного теплообмена и теплообмена излучением на поверхности заготовки и инструмента.

В программе QForm 11 для описания конвективного теплообмена используется закон Ньютона-Рихмана [227, 228]:

$$q_n = h(T_1 - T_c) \quad (2.23)$$

где h – коэффициент теплоотдачи; T_1 – температура тела (заготовки или инструмента); T_c – температура окружающей среды.

При моделировании контакта заготовки с инструментом через смазку температура смазки не учитывается, а закон Ньютона-Рихмана используется в следующем виде [227, 228]:

$$q_n = b\alpha(T_1 - T_2) \quad (2.24)$$

где α – коэффициент теплопередачи, комплексно учитывающий коэффициенты теплоотдачи между заготовкой и смазкой и между смазкой и инструментом; T_1 – температура заготовки; T_2 – температура инструмента; b – коэффициент паузы, показывающий во сколько раз необходимо

уменьшить коэффициент теплопередачи при отсутствии плотного контакта между заготовкой и инструментом.

Теплообмен излучением происходит без непосредственного контакта между телами. В этом случае перенос тепла осуществляется в виде электромагнитных волн. Плотность теплового потока излучения на поверхности определяется по формуле [227, 228]:

$$q_n = \varepsilon \sigma_0 (T_1^4 - T_c^4) \quad (2.25)$$

где ε – степень черноты реального тела, которая определяется как отношение излучательной способности данного тела к излучательной способности абсолютно черного тела при той же температуре; $\sigma_0 = 5,67 \cdot 10^{-8}$ (Вт $\cdot$ м $^{-2}$ $\cdot$ К $^{-4}$) – постоянная Стефана-Больцмана.

Существует возможность моделирования различных условий теплообмена между заготовкой и инструментом [227, 228]:

- теплообмен отсутствует;
- постоянная температура инструмента;
- совместный расчет теплопроводности заготовки и инструмента с учетом свойств смазки;
- простой теплообмен заготовки и инструмента с учетом свойств смазки.

Силы контактного трения при обработке металлов давлением зависят от многих факторов: контактного давления, свойств смазки, толщины смазочной пленки, температуры, относительной скорости скольжения, чистоты обработки поверхности инструмента, его механических свойств, свойств материала деформируемой заготовки и т.д. При моделировании обычно используют более простые зависимости, выделяя в качестве аргумента один или два из приведенных выше факторов. Влияние остальных факторов сводят к некоторым коэффициентам, полученным экспериментально. Наибольшее применение получили законы трения Амонтона-Кулона, Зибеля, Леванова и смешанный закон [227, 228].

В законе Амонтона-Кулона удельные силы трения τ (контактные касательные напряжения) пропорциональны контактному давлению (контактным нормальным напряжениям) σ_n с коэффициентом пропорциональности, называемым коэффициентом трения μ [227, 228]:

$$\tau = \mu \sigma_n \quad (2.26)$$

Закон Амонтона-Кулона не ограничивает максимальную удельную силу трения: чем больше нормальные напряжения, тем больше удельная сила трения. В действительности при пластическом деформировании с ростом нормальных напряжений контактные касательные напряжения возрастают первоначально по закону, близкому к линейному, а затем – по кривой, асимптотически приближаясь к некоторому постоянному значению.

Внешние удельные силы трения должны уравниваться касательными напряжениями в деформируемом материале. Однако из критерия пластичности Мизеса следует, что касательные

напряжения не могут превосходить максимального касательного напряжения при сдвиге τ_{max} , зависящего от текущего значения сопротивления металла пластической деформации [227, 228]:

$$\tau_{max} \leq k = \frac{\sigma_s}{\sqrt{3}} \quad (2.27)$$

где k – максимальное касательное напряжение, возникающее при сдвиге, часто называемое постоянной пластичности; σ_s – сопротивление металла пластической деформации (напряжение течения, напряжение текучести), зависящее от эквивалентной (истинной, эффективной, накопленной) пластической деформации, текущей скорости деформации и температуры.

Следовательно, теоретически, применять закон Амонтона-Кулона можно только до тех пор, пока удельные силы трения не приблизятся к максимальному значению, т.е. при малых контактных давлениях. Поэтому закон Амонтона-Кулона используют при моделировании операций, когда контактные давления невелики. Использование закона трения Амонтона-Кулона может привести к завышенным значениям контактного трения [227, 228].

В действительности трение на поверхности при пластическом деформировании меньше, чем максимальное касательное напряжение при сдвиге, поскольку часть поверхностей разделены смазкой. Можно сказать, что при пластической деформации на поверхности заготовки, контактирующей с инструментом, реализуется сочетание пластического сдвига и граничного трения. Снижение максимально возможной удельной силы трения для конкретных контактирующих поверхностей и условий контактирования учитывается фактором трения m , который изменяется в пределах [227, 228]:

$$0 < m \leq 1 \quad (2.28)$$

$$\tau = mk \quad (2.29)$$

В технической литературе при анализе операций обработки металлов давлением такую зависимость называют законом Зибеля. Часто в англоязычной научной литературе такую зависимость называют законом трения сдвига (англ. Shear friction law).

Однако при малых значениях контактных давлений закон Зибеля дает завышенные результаты. Существует ряд комбинированных законов трения, учитывающих как давление на контактных поверхностях, так и предельное значение трения при пластической деформации.

Простейший вариант – смешанный закон трения, представляющий собой комбинацию законов трения Амонтона-Кулона и Зибеля. Закон Амонтона-Кулона здесь применяется до тех пор, пока удельная сила трения не превосходит трение по Зибелю. Смешанный закон трения представляет собой кусочно-линейную функцию с изломом в точке перехода от трения Амонтона-Кулона к трению Зибеля [227, 228].

$$\tau = \begin{cases} \mu\sigma_n, & \mu\sigma_n < k \\ k, & \mu\sigma_n \geq k \end{cases} \quad (2.30)$$

Закон трения Леванова, не имеющий точек излома, основан на аппроксимации экспериментальных данных [227, 228]:

$$\tau = mk \left(1 - e^{-b \frac{\sigma_n}{\sigma_s}} \right) \quad (2.31)$$

где m – показатель трения; k – предел текучести на сдвиг; $\frac{\sigma_n}{\sigma_s}$ – отношение контактного нормального напряжения к сопротивлению металла пластической деформации; b – экспериментальный коэффициент (в программе QForm 11 значение $b = 1,25$ принято по умолчанию).

Проанализируем закон трения Леванова. Максимальное значение, которое может принимать показатель трения m , равно 1. При описании контактного трения по закону Зибеля при $m = 1$ касательные напряжения будут максимально возможными, т.е. $\tau = \tau_{max} = k$. В свою очередь, при описании контактного трения по закону Леванова при $m = 1$ касательные напряжения в зависимости от отношения $\frac{\sigma_n}{\sigma_s}$ и коэффициента b могут быть существенно ниже, чем $\tau_{max} = k$ (рис. 2.1). Характер изменения τ при значениях $m = 0,5$ представлен на рис. 2.2. Отметим, что далее во всех вариантах компьютерного моделирования принимали коэффициент $b = 1,25$.

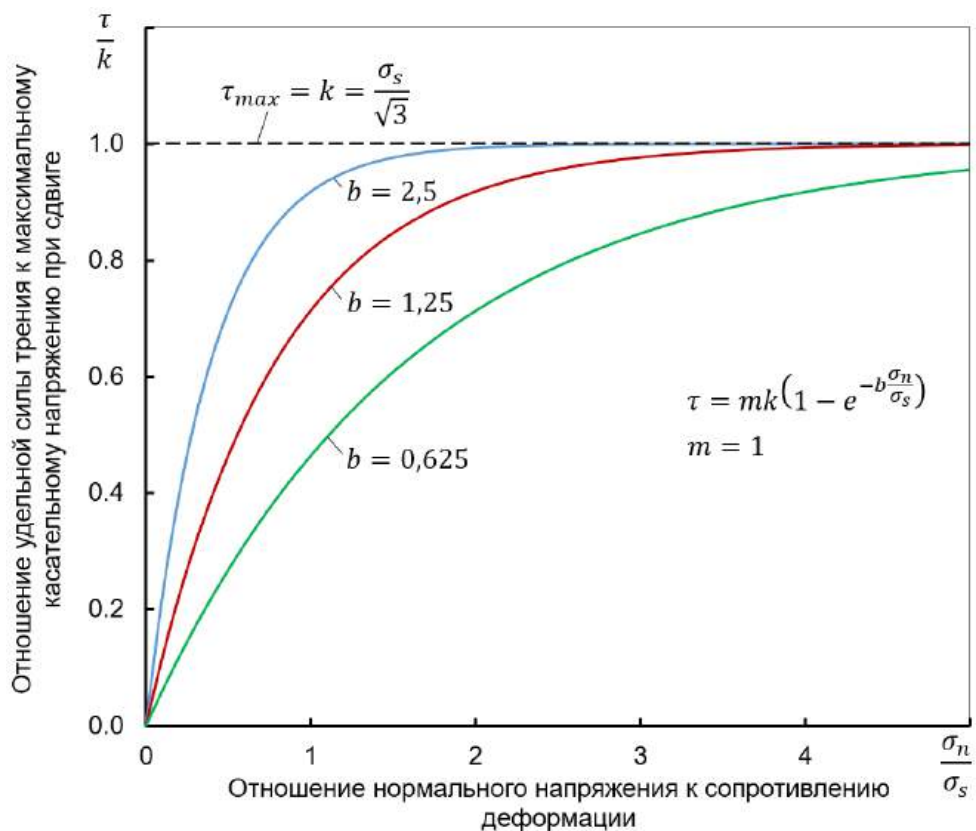


Рисунок 2.1 – Удельные силы контактного трения, изменяющиеся по закону Леванова при $m = 1$

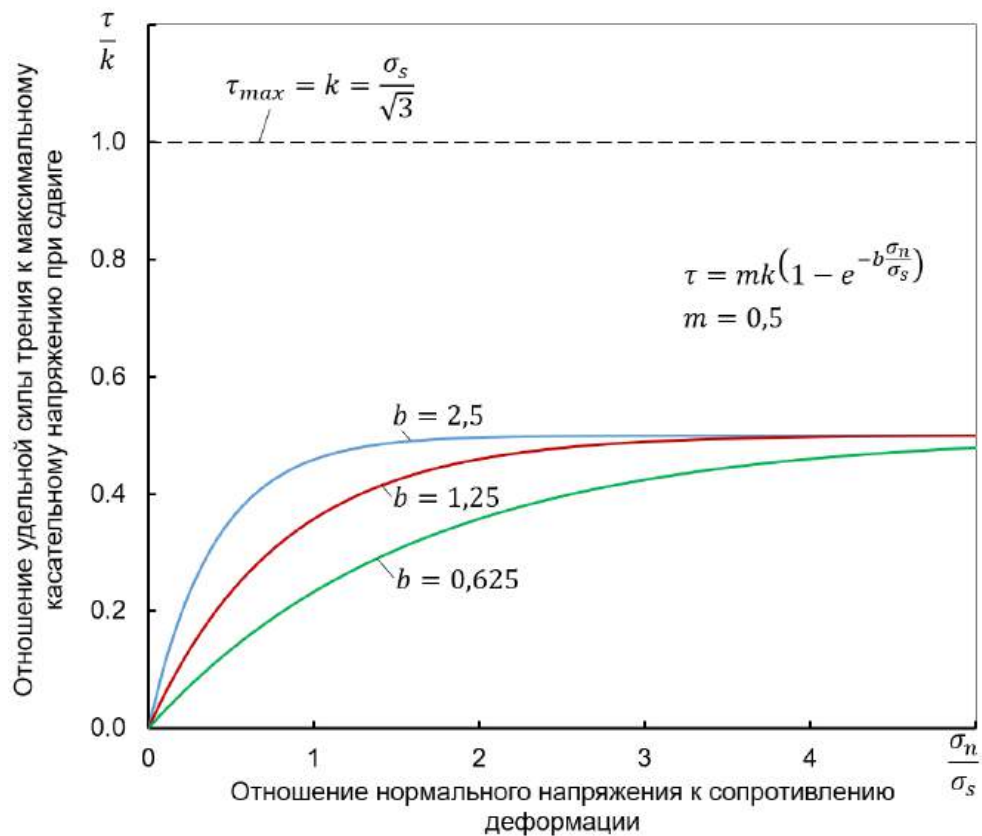


Рисунок 2.2 – Удельные силы контактного трения, изменяющиеся по закону Леванова при $m = 0,5$

2.2 Экспериментальное определение сопротивления деформации и теплофизических свойств низкоуглеродистой С-Mn стали

Перед применением программы QForm 11 требовалось определить реологическую модель деформируемого материала – сопротивление деформации.

Гипотеза единой кривой постулирует независимость кривых сопротивления деформации от схемы напряженного состояния. Поэтому информацию о сопротивлении деформации материала можно получить из экспериментов с простыми схемами: одноосное растяжение, одноосное сжатие, чистый сдвиг при кручении [227, 228]. При этом, в ходе проведения экспериментов необходимо выдерживать постоянными температуру и скорость деформации. Каждый метод испытания имеет свои достоинства и недостатки. При растяжении для большинства материалов истинная деформация в момент образования шейки не превышает 0,2...0,5. Это существенно ограничивает возможности применения метода одноосного растяжения. Метод сжатия, как правило, применяется в области истинных (логарифмических, эквивалентных) деформаций до 0,7 (относительное обжатие 50%). Недостатком этого метода является наличие контактного трения. Кроме того, в испытаниях на сжатие для обеспечения

постоянной скорости деформации ($\dot{\varepsilon}_0 = v_0/h_0$) скорость деформирования v (скорость движения захватов испытательной машины) должна уменьшаться по экспоненциальному закону: $v = v_0 \exp(-\dot{\varepsilon}_0 t)$ (где h_0 – начальная высота образца, t – время) [227, 228]. Испытания на кручение позволяют получать данные о сопротивлении деформации материала в области больших эквивалентных (истинных) деформаций ($\varepsilon > 1$).

Задачей исследования являлось определение сопротивления деформации (напряжения течения) низкоуглеродистой С-Mn стали в зависимости от скорости деформации в широком интервале температур: от комнатной до 1000 °С. Для этого проводили испытания двух видов: одноосное сжатие (осадка) и горячее кручение. Одноосное сжатие (осадка) выполнялось при пониженных температурах с деформацией ε до 0,7. Горячее кручение выполнялось при повышенных температурах с деформацией ε до 3 единиц или до разрушения.

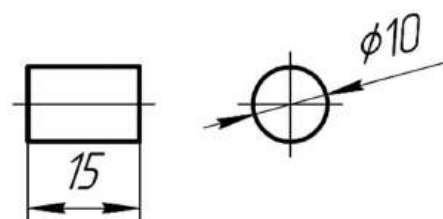
Испытания на одноосное сжатие (осадка) выполнялись¹ на симуляторе термомеханических процессов *Gleeble 3800* с использованием модуля *Hydrawedge* (рис. 2.3, а). Из листовой заготовки (промышленный лист) толщиной 16 мм были изготовлены цилиндрические образцы диаметром 10 мм и высотой 15 мм (рис. 2.3, б). Химический состав образцов представлен в табл. 2.1.

Таблица 2.1 – Химический состав образцов для испытаний на одноосное сжатие и кручение

Массовая доля элементов, %								
C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu	V
0,095	0,57	1,38	0,015	0,013	0,088	0,25	0,18	0,009



а



б

Рисунок 2.3 – Рабочая камера модуля *Hydrawedge* симулятора *Gleeble 3800* (а)

и размеры образца для испытаний на одноосное сжатие (б)

¹ Испытания выполнены в лаборатории физического моделирования термомеханических процессов ФГАОУ ВО «ЮУрГУ (НИУ)» под руководством А.М. Ахмедьянова и С.П. Самойлова

Одноосное сжатие осуществляли с относительной деформацией 50%, что соответствовало логарифмической (истинной) деформации $\varepsilon \cong 0,7$. Все испытания на сжатие выполнялись при температурах 25, 100, 200, 300, 400, 500 °С со скоростями деформации 0,1 и 100 с⁻¹ (табл. 2.2).

Для уменьшения контактного трения между образцом и рабочим инструментом (твердосплавные бойки из карбида вольфрама типа ВК8) использовалась графитовая фольга толщиной 0,127 мм. Нагрев образца, помещенного в рабочую камеру с низким вакуумом, осуществлялся прямым пропусканием через него электрического тока. Температура контролировалась хромель-алюмелевой термопарой, приваренной к центральной части образца. Образцы подвергались нагреву до температуры испытания со скоростью 10 °С/с. После достижения заданной температуры следовала изотермическая выдержка в течение одной минуты для выравнивания температуры по объему образца. В процессе эксперимента фиксировалась температура образца T , усилие сжатия F и текущее изменение высоты образца. Автоматически с помощью встроенной программы рассчитывались логарифмическая (истинная) деформация ε и истинные напряжения (сопротивление деформации) σ в предположении о неизменности объема образца и сохранения им цилиндрической формы в процессе испытания:

$$\varepsilon = \ln \left(\frac{h_0}{h} \right), \quad (2.32)$$

$$\sigma = \frac{F}{S} = \frac{F}{\frac{\pi d^2}{4}} = \frac{F}{\left(\frac{\pi d_0^2 h_0}{4 h} \right)}, \quad (2.33)$$

где h_0 и h – начальная и текущая высота образца, F – усилие сжатия, S – текущая площадь сечения образца; d_0 и d – начальный и текущий диаметр образца.

Таблица 2.2 – Программа испытаний на одноосное сжатие (осадка) на симуляторе термомеханических процессов *Gleeble 3800* с применением модуля *Hydrawedge*

Номер образца	Температура, °С	Скорость деформации, с ⁻¹
1	25	0,1
2	100	0,1
3	200	0,1
4	300	0,1
5	400	0,1
6	500	0,1
7	25	100
8	100	100
9	200	100
10	300	100
11	400	100
12	500	100

Общий вид образцов после испытаний на сжатие (осадку) представлен на рис. 2.4.



Рисунок 2.4 – Образцы после испытаний на одноосное сжатие

Испытания на горячее кручение выполнялись² на симуляторе термомеханических процессов *Gleeble 3800* с применением модуля *Torsion* (рис. 2.5). Из листовой заготовки (промышленный лист) толщиной 16 мм были изготовлены цилиндрические образцы общей длиной 165 мм и диаметром 14 мм (рис. 2.6-2.7). Размеры рабочей зоны: длина $L = 20$ мм, радиус $R = 5$ мм. Химический состав образцов представлен в табл. 2.1.



Рисунок 2.5 – Рабочая камера модуля *Torsion*
симулятора термомеханических процессов *Gleeble 3800*

Испытания образцов на горячее кручение проводились до 3 единиц истинной (эквивалентной) деформации (или до разрушения). Перед испытаниями из рабочей камеры откачивался воздух. Испытания образцов проводились при температурах 1000, 900, 800, 700 °C со скоростями деформации 0,03; 1; 10; 50 с⁻¹ (табл. 2.3). Один конец образца неподвижно фиксировался в захватах, ко второму (подвижному) концу прикладывался скручивающий момент. Образцы нагревались до температуры деформации со скоростью 5 °C/с, затем следовала изотермическая выдержка в течение одной минуты для выравнивания температуры по объему образца. Для контроля температуры образца к центральной части рабочей зоны приваривалась

² Испытания выполнены в лаборатории физического моделирования термомеханических процессов ФГАОУ ВО «ЮУрГУ (НИУ)» под руководством А.М. Ахмедьянова и С.П. Самойлова

хромель-алюмелевая термопара. В связи с ее отрывом при кручении, температура в процессе деформации контролировалась пирометром (был откалиброван при температуре деформации по показаниям термопары) для скорости деформации 2 об/мин, а при более высоких скоростях деформации нагрев отключался.

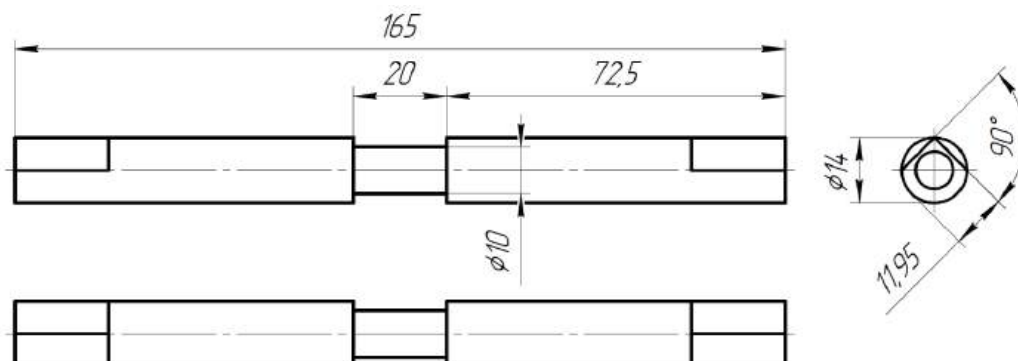


Рисунок 2.6 – Размеры образца для испытаний на горячее кручение



Рисунок 2.7 – Общий вид образца для испытаний на горячее кручение

Таблица 2.3 – Программа испытаний на горячее кручение на симуляторе термомеханических процессов *Gleeble 3800* с применением модуля *Torsion*

Номер образца	Температура, °C	Скорость деформации, с ⁻¹
1	1000	0,03
2	1000	1
3	1000	10
4	1000	50
5	900	0,03
6	900	1
7	900	10
8	900	50
9	800	0,03
10	800	1
11	800	10
12	800	50
13	700	0,03
14	700	1
15	700	10
16	700	50

В процессе горячего кручения фиксировался угол скручивания φ и скручивающий момент M . Эквивалентная (истинная) деформация ε и эквивалентные напряжения (сопротивление деформации) σ рассчитывались по формулам:

$$\varepsilon = \frac{R\varphi}{\sqrt{3}L} \quad (2.34)$$

$$\sigma = \frac{\sqrt{3}M}{2\pi R^3} (3 + n + m) \quad (2.35)$$

где n – показатель деформационного упрочнения, m – показатель скоростной зависимости напряжений. Принято, что $(3 + n + m) \approx 3,3$.

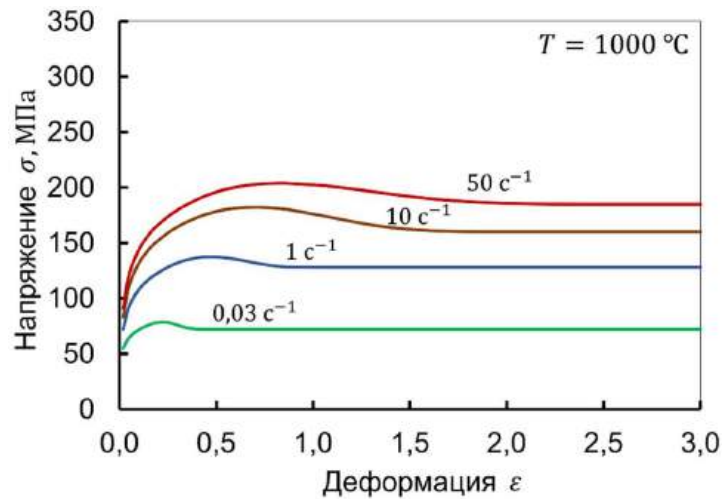
Общий вид образцов после испытаний на горячее кручение представлен на рис. 2.8.



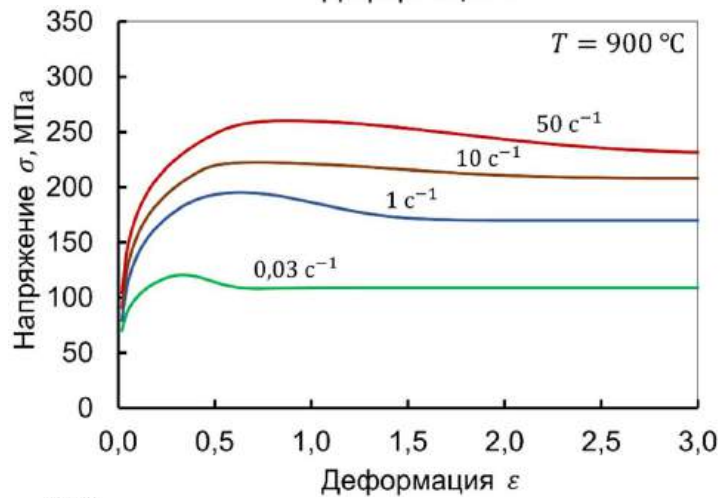
Рисунок 2.8 – Образцы после испытаний на горячее кручение

На рис. 2.9 в качестве примера представлены экспериментальные кривые сопротивления деформации, полученные для низкоуглеродистой С-Mn стали при температурах 1000 °С, 900 °С, 800 °С и различных скоростях деформации.

а



б



в

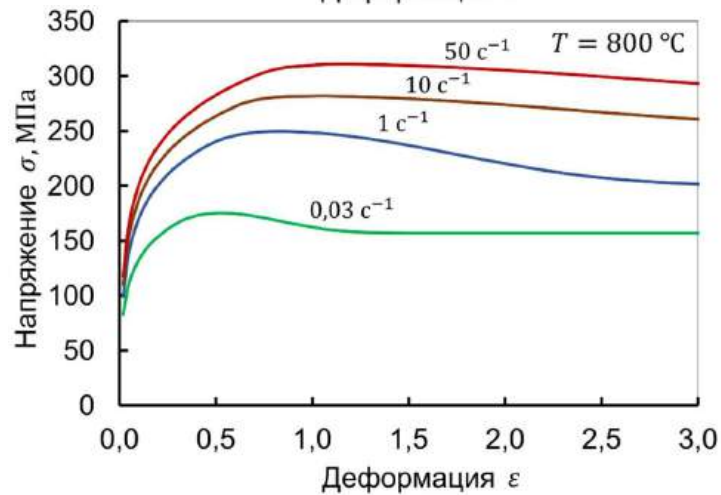


Рисунок 2.9 – Сопротивление деформации низкоуглеродистой С-Mn стали при температурах 1000 °С (а), 900 °С (б), 800 °С (в) и различных скоростях деформации

Точность аппроксимации экспериментальных кривых определяет адекватность компьютерного моделирования. Экспериментальные кривые сопротивления деформации можно аппроксимировать либо формулой, либо табличной зависимостью (по точкам) [227, 228]. В специализированных инженерных программах компьютерного моделирования, основанных на методе конечных элементов (МКЭ), например, в программе QForm табличное (по точкам)

задание зависимости сопротивления деформации от деформации, температуры и скорости деформации является наиболее общим случаем [227, 228]. Поэтому при компьютерном моделировании экспериментальные кривые сопротивления деформации аппроксимировали табличной (по точкам) зависимостью. Пример аппроксимации по точкам представлен на рис. 2.10.

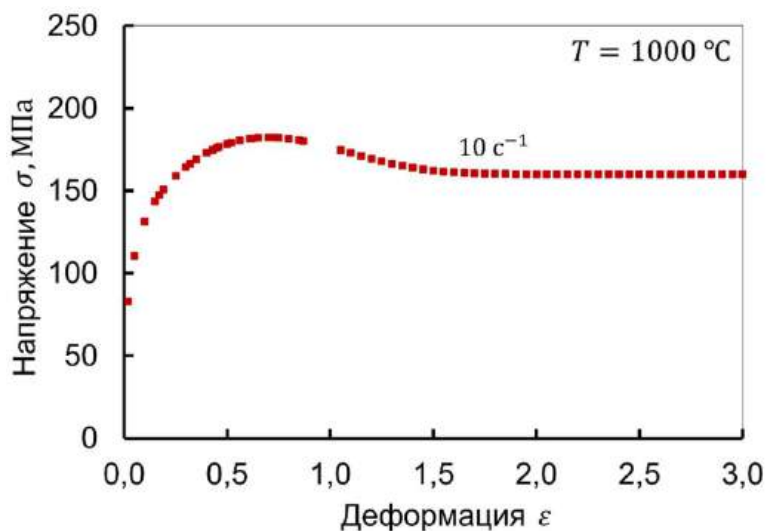


Рисунок 2.10 – Пример аппроксимации сопротивления деформации по точкам

Далее требовалось определить теплофизические свойства (теплопроводность и удельную теплоемкость) низкоуглеродистой С-Mn стали.

Удельная теплоемкость – величина равная энергии, необходимой для нагревания тела массой 1 кг на 1 К. Теплоемкость – количество теплоты, которое требуется для изменения температуры на 1 градус. Под удельной теплоемкостью стали понимается количество тепла, необходимое для увеличения температуры одного килограмма вещества ровно на один градус.

Удельную теплоемкость до высоких температур (более 1000 °С) можно определить с использованием метода дифференциальной сканирующей калориметрии (ДСК) [229]. Однако особенности метода и устройство приборов не всегда позволяют проводить измерения в пределах допустимой погрешности. Так, при измерении теплоемкости до высоких температур часто фиксируют взаимодействие исследуемого образца с окружающей средой или тиглем, что нарушает равновесие теплообмена в измерительной ячейке и приводит к некорректным результатам.

Помимо ДСК, анализировать теплофизические свойства материала можно методом лазерной вспышки [229]. Отметим, что методика измерения удельной теплоемкости данным способом требует тщательной подготовки образцов для испытаний, включающей подбор и нанесение покрытия для поддержания стабильной степени черноты поверхности образца на всем температурном интервале [229].

Определение теплоемкости высокотемпературных материалов методом калориметрии смешения дает возможность прямого измерения теплоемкости до 1500 °С. При этом регистрация теплового сигнала осуществляется в процессе последовательного сброса калибровочного и исследуемого образцов комнатной температуры в нагретую измерительную ячейку [229].

Выполненный в работе [229] сравнительный анализ известных методик определения теплоемкости в интервале 100-1360 °С показал, что метод ДСК корректен при измерении удельной теплоемкости в интервале 100-900 °С. При температурах выше 900 °С он приводит к значительным (более 10 %) отклонениям по сравнению с другими способами. При температурах 500-1360 °С наиболее точные результаты при определении удельной теплоемкости могут быть получены методом калориметрии смешения. Однако в этом случае необходимо учитывать известные сложности, связанные с низкой дискретностью измерений. Метод адиабатической калориметрии в интервале 100-800 °С демонстрирует минимальные расхождения с литературными данными и результатами других методик.

В рамках данной диссертационной работы испытания по определению теплопроводности λ и удельной теплоемкости C_p образцов из низкоуглеродистой С-Мн стали выполнялись в лаборатории «Исследование теплофизических свойств» ИЦ НИЦ «Курчатовский институт» ФГУП «ВИАМ»³.

Измерения теплопроводности проводились в диапазоне температур от 20 до 1250 °С в среде аргона с расходом 100 мл/мин. Температура в помещении – 24 °С, относительная влажность воздуха в помещении – 41 %. Результаты представлены на рис. 2.11 и в табл. 2.4.

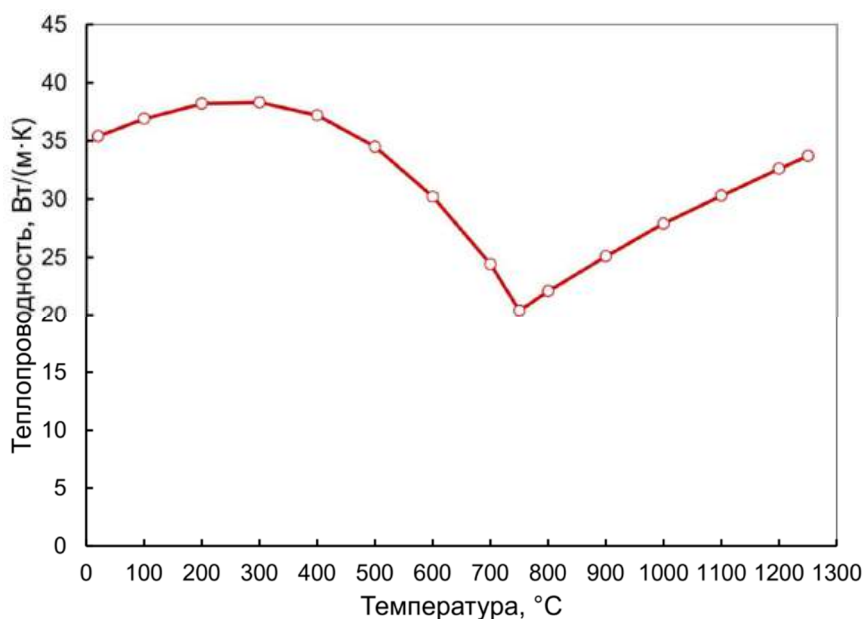


Рисунок 2.11 – Теплопроводность низкоуглеродистой С-Мн стали

³ Испытания проводили: Мараховский П.С., Пахомкин С.И., Размахов М.Г., Скуридина Н.С.

Таблица 2.4 – Теплопроводность низкоуглеродистой С-Mn стали

Температура, °C	Теплопроводность λ , Вт/(м·K)
20	35,4
100	36,9
200	38,2
300	38,3
400	37,2
500	34,5
600	30,2
700	24,4
750	20,4
800	22,1
900	25,1
1000	27,9
1100	30,3
1200	32,6
1250	33,7

Измерения удельной теплоемкости проводились в диапазоне температур от 20 до 1250 °C со скоростью нагрева 20 K/мин, в динамической среде аргона с расходом 100 мл/мин. Температура в помещении – 24 °C, относительная влажность воздуха в помещении – 47 %.

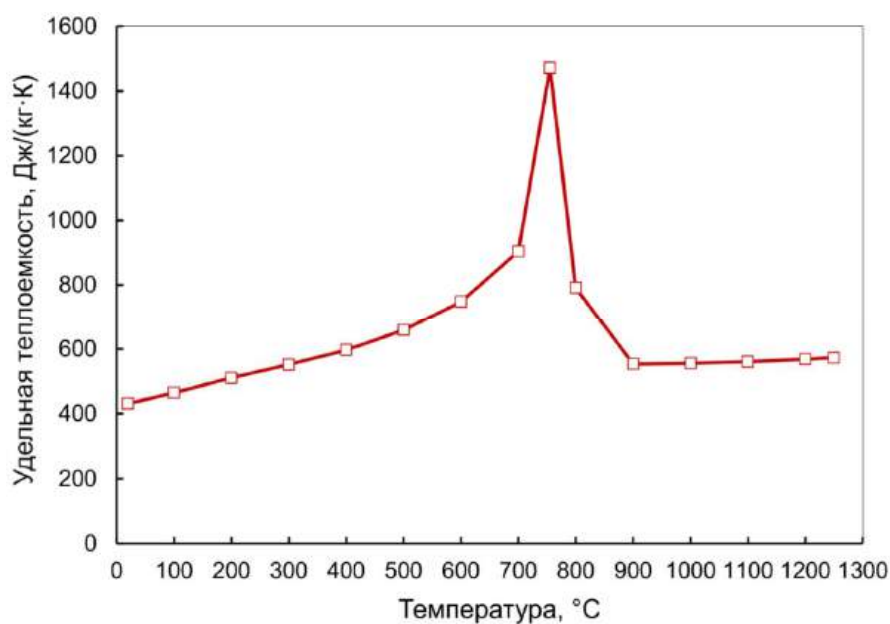


Рисунок 2.12 – Удельная теплоемкость низкоуглеродистой С-Mn стали

Таблица 2.5 – Удельная теплоемкость низкоуглеродистой С-Mn стали

Температура, °C	Удельная теплоемкость C_p , Дж/(кг·K)
20	431
100	465
200	511
300	552
400	597
500	659
600	748
700	904
755	1471
800	791
900	554
1000	556
1100	561
1200	569
1250	573

2.3 Аналитическая оценка деформированного состояния металла при листовой прокатке со скоростной асимметрией

Известно, что истинная (логарифмическая) деформация ε при плоской деформации (при симметричной листовой прокатке) определяется по формуле:

$$\varepsilon = \frac{2}{\sqrt{3}} \int_{h_1}^{h_0} \frac{dh}{h} = \frac{2}{\sqrt{3}} \ln \frac{h_0}{h_1} \quad (2.36)$$

где h_0, h_1 – толщина, соответственно, до и после деформации.

В общем случае, эквивалентная деформация $\bar{\varepsilon}$, которую также называют эффективной деформацией, деформацией Мизеса или интенсивностью деформаций, определяется по формуле [228, 230, 231]:

$$\bar{\varepsilon} = \frac{\sqrt{2}}{3} \sqrt{(\varepsilon_1 - \varepsilon_2)^2 + (\varepsilon_2 - \varepsilon_3)^2 + (\varepsilon_3 - \varepsilon_1)^2} \quad (2.37)$$

где $\varepsilon_1, \varepsilon_2, \varepsilon_3$ – главные деформации.

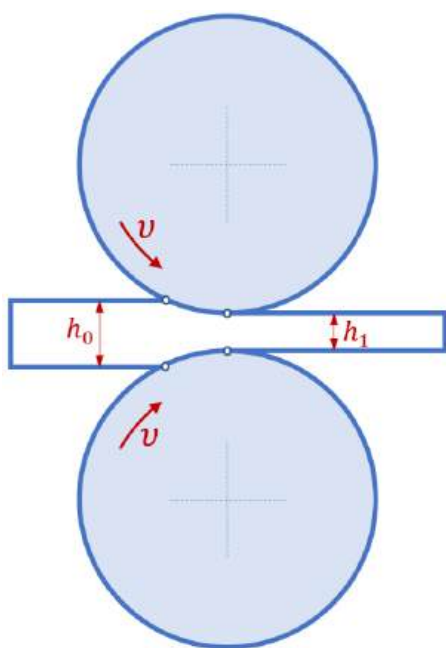
Для комплексной характеристики влияния технологического процесса на свойства материала используют так называемую накопленную (эффективную, эквивалентную) пластическую деформацию [228, 230]. Эта величина называется параметром Одквиста (Удквиста) по имени шведского ученого (Odkvist), который ввел ее в научную практику. Накопленную пластическую деформацию определяют как сумму интенсивности приращений пластических деформаций, вычисленную вдоль траектории движения материальной частицы:

$$\bar{\varepsilon} = \int d\varepsilon \quad (2.38)$$

Согласно А.А. Ильюшину накопленную (эффективную, эквивалентную) пластическую деформацию вычисляют интегрированием интенсивности скоростей деформации по времени вдоль траектории движения материальной частицы [228, 230]:

$$\bar{\varepsilon} = \int_0^t \dot{\varepsilon} dt \quad (2.39)$$

Создание при листовой прокатке больших деформаций ($\varepsilon > 1$) является сложной научно-технологической задачей, поскольку, с одной стороны, такие возможности могут быть ограничены энергосиловыми параметрами процесса, а с другой стороны – ограничены геометрически. Геометрическое ограничение связано с тем, что согласно формуле (2.36) для увеличения деформации ε необходимо либо уменьшение конечной толщины h_1 , либо увеличение начальной толщины h_0 (рис. 2.13).



Деформация при листовой прокатке:

$$\varepsilon = \frac{2}{\sqrt{3}} \ln \frac{h_0}{h_1}$$

Можно ли увеличить деформацию, не изменяя h_0 и h_1 ?

Рисунок 2.13 – К понятию «геометрическое ограничение» деформации при листовой прокатке

Но можно ли увеличить деформацию ε , не увеличивая при этом относительное обжатие, т.е. не изменяя ни конечную толщину h_1 , ни начальную толщину h_0 ? Да, можно, если создать в материале дополнительные сдвиговые деформации. Геометрически сдвиговые деформации можно представить как искажение прямого угла в проекции на соответствующую плоскость (рис. 2.14). Относительные сдвиговые деформации считаются положительными, если им соответствует уменьшение угла со сторонами, направленными в положительном направлении координатных осей [230].

В общем случае:

$$\varphi_{xy} \neq \varphi_{yx}, \text{ но } \gamma_{xy} = \gamma_{yx} \quad (2.40)$$

Сдвиговая деформация может быть представлена как совокупность чистого сдвига и вращения. Представим, что происходит сдвиговая деформация (т.е. без изменения длины сторон квадрата) (рис. 2.15). Результатом такой деформации в общем случае будет ромб, развернутый относительно диагонали квадрата на некоторый угол, называемый углом вращения [230]:

$$\omega_{xy} = \frac{\varphi_{xy} - \varphi_{yx}}{2} = \frac{1}{2} \left(\frac{\partial u_x}{\partial y} - \frac{\partial u_y}{\partial x} \right) \quad (2.41)$$

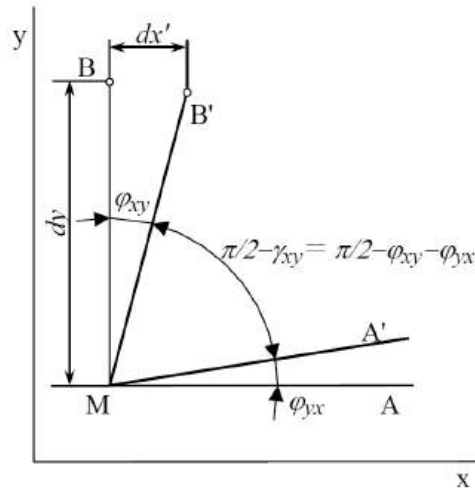


Рисунок 2.14 – К определению сдвиговой деформации [230]

В этом случае процесс деформации состоит из чистого сдвига, когда искажение происходит вдоль диагонали квадрата, и поворота ромба вокруг диагонали [230].

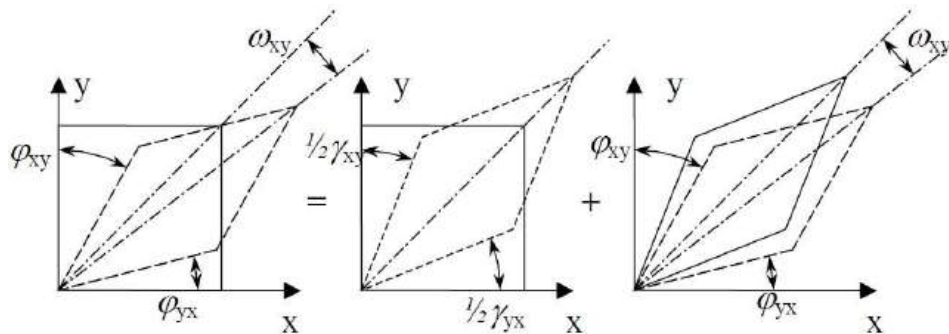


Рисунок 2.15 – Схема деформации сдвига [230]

При чистом сдвиге сдвиговая деформация [230]:

$$\varphi_{xy} = \varphi_{yx} = \frac{1}{2} \gamma_{xy} = \frac{1}{2} \gamma_{yx} \quad (2.42)$$

Очевидно, что последующий поворот не меняет форму ромба, следовательно, в качестве меры сдвиговой деформации можно выбрать величину [230]:

$$\varepsilon_{xy} = \varepsilon_{yx} = \frac{1}{2}\gamma_{xy} = \frac{1}{2}\gamma_{yx} \quad (2.43)$$

Обычная (симметричная) листовая прокатка основана на деформации сжатия, поэтому деформация ε определяется по формуле (2.36) и зависит только от начальной h_0 и конечной h_1 толщины заготовки. При листовой прокатке со скоростной асимметрией кроме деформации сжатия существенный вклад в величину общей деформации вносит сдвиговая компонента. Для расчета деформации ε при листовой прокатке со скоростной асимметрией воспользуемся подходами Одквиста и А.А. Ильюшина.

В соответствии с подходом Одквиста эквивалентную деформацию $\bar{\varepsilon}$ определим как сумму интенсивности приращений пластических деформаций:

$$\bar{\varepsilon} = \int_0^l \overline{d\varepsilon} \quad (2.44)$$

Интенсивность приращений пластических деформаций $\overline{d\varepsilon}$ следует отличать от приращения интенсивности пластических деформаций $d\varepsilon$ [230]:

$$\overline{d\varepsilon} = \sqrt{\frac{2}{3} d\varepsilon_{ij} d\varepsilon_{ij}} \quad (2.45)$$

где $d\varepsilon_{ij}$ – компоненты тензора приращений пластических деформаций.

Тензор приращений пластической деформации $T_{d\varepsilon}$:

$$T_{d\varepsilon} = \begin{pmatrix} d\varepsilon_{11} & d\varepsilon_{12} & d\varepsilon_{13} \\ d\varepsilon_{21} & d\varepsilon_{22} & d\varepsilon_{23} \\ d\varepsilon_{31} & d\varepsilon_{32} & d\varepsilon_{33} \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} d\varepsilon_{xx} & d\varepsilon_{xy} & d\varepsilon_{xz} \\ d\varepsilon_{yx} & d\varepsilon_{yy} & d\varepsilon_{yz} \\ d\varepsilon_{zx} & d\varepsilon_{zy} & d\varepsilon_{zz} \end{pmatrix} \quad (2.46)$$

$$\overline{d\varepsilon} = \sqrt{\frac{2}{9} \left[(d\varepsilon_{xx} - d\varepsilon_{yy})^2 + (d\varepsilon_{yy} - d\varepsilon_{zz})^2 + (d\varepsilon_{zz} - d\varepsilon_{xx})^2 + 6 \left((d\varepsilon_{xy})^2 + (d\varepsilon_{yz})^2 + (d\varepsilon_{zx})^2 \right) \right]} \quad (2.47)$$

Для условий плоской деформации, когда $-d\varepsilon_{zz} = d\varepsilon_{xx}$, $d\varepsilon_{yy} = 0$, $d\varepsilon_{xy} = 0$, $d\varepsilon_{yz} = 0$, после преобразования (2.47) получим:

$$\overline{d\varepsilon} = \frac{2}{\sqrt{3}} \sqrt{(d\varepsilon_{zz})^2 + (d\varepsilon_{xx})^2} \quad (2.48)$$

Учитывая, что $d\varepsilon_{zz} = \frac{dh}{h}$, $d\varepsilon_{zx} = \frac{d\gamma_{zx}}{2} = \frac{d\gamma}{2}$, выражение (2.48) запишем в виде:

$$\overline{d\varepsilon} = \frac{2}{\sqrt{3}} \sqrt{\left(\frac{dh}{h}\right)^2 + \left(\frac{d\gamma}{2}\right)^2} \quad (2.49)$$

Сдвиговую деформацию γ можно представить следующим образом:

$$\gamma = tg\varphi \quad (2.50)$$

$$d\gamma = d(tg\varphi) = \frac{d\varphi}{\cos^2 \varphi} \quad (2.51)$$

Подставив (2.51) в (2.49), получим:

$$\overline{d\varepsilon} = \frac{2}{\sqrt{3}} \sqrt{\left(\frac{dh}{h}\right)^2 + \left(\frac{d\varphi}{2 \cos^2 \varphi}\right)^2} \quad (2.52)$$

Проинтегрировав (2.52), окончательно запишем:

$$\bar{\varepsilon} = \frac{2}{\sqrt{3}} \int_{h_1}^{h_0} \int_0^\varphi \sqrt{\left(\frac{dh}{h}\right)^2 + \left(\frac{d\varphi}{2 \cos^2 \varphi}\right)^2} \quad (2.53)$$

В соответствии с подходом А.А. Ильюшина эквивалентную деформацию $\bar{\varepsilon}$ определим интегрированием интенсивности скоростей деформации по времени:

$$\bar{\varepsilon} = \int_0^t \dot{\varepsilon} dt \quad (2.54)$$

$$\dot{\varepsilon} = \sqrt{\frac{2}{9} [(\dot{\varepsilon}_{xx} - \dot{\varepsilon}_{yy})^2 + (\dot{\varepsilon}_{yy} - \dot{\varepsilon}_{zz})^2 + (\dot{\varepsilon}_{zz} - \dot{\varepsilon}_{xx})^2 + 6((\dot{\varepsilon}_{xy})^2 + (\dot{\varepsilon}_{yz})^2 + (\dot{\varepsilon}_{zx})^2)]} \quad (2.55)$$

Для условий плоской деформации, когда $-\dot{\varepsilon}_{zz} = \dot{\varepsilon}_{xx}$, $\dot{\varepsilon}_{yy} = 0$, $\dot{\varepsilon}_{xy} = 0$, $\dot{\varepsilon}_{yz} = 0$, после преобразования получим:

$$\dot{\varepsilon} = \frac{2}{\sqrt{3}} \sqrt{(\dot{\varepsilon}_{zz})^2 + (\dot{\varepsilon}_{xx})^2} \quad (2.56)$$

$$\bar{\varepsilon} = \frac{2}{\sqrt{3}} \int_0^t \sqrt{(\dot{\varepsilon}_{zz})^2 + (\dot{\varepsilon}_{xx})^2} dt \quad (2.57)$$

Учитывая, что $\dot{\varepsilon}_{zz} = \frac{d\varepsilon_{zz}}{dt} = \frac{dh}{hdt}$, а также $\dot{\varepsilon}_{xx} = \frac{d\varepsilon_{xx}}{dt} = \frac{d\gamma_{zx}}{2dt} = \frac{d\gamma}{2dt}$, и принимая во внимание, что $d\gamma = d(tg\varphi) = \frac{d\varphi}{\cos^2 \varphi}$, после преобразования получим:

$$\bar{\varepsilon} = \frac{2}{\sqrt{3}} \int_0^t \sqrt{\left(\frac{dh}{hdt}\right)^2 + \left(\frac{d\varphi}{(2 \cos^2 \varphi)dt}\right)^2} dt \quad (2.58)$$

Извлекая из-под корня и сокращая dt , а также меняя пределы интегрирования, окончательно получим:

$$\bar{\varepsilon} = \frac{2}{\sqrt{3}} \int_{h_1}^{h_0} \int_0^\varphi \sqrt{\left(\frac{dh}{h}\right)^2 + \left(\frac{d\varphi}{2 \cos^2 \varphi}\right)^2} \quad (2.59)$$

Таким образом, выражения (2.53) и (2.59), полученные в дифференциальной форме для эквивалентной деформации $\bar{\varepsilon}$, учитывающей совместное влияние деформаций сжатия и сдвига, согласно подходам Одквиста и А.А. Ильющина, полностью совпадают. Однако аналитическое решение полученного двойного интеграла вызывает трудности.

Рассмотрим частные случаи.

Случай 1: при $d\gamma = 0$, т.е. при плоской деформации сжатия и полном отсутствии сдвиговых деформаций, уравнение (2.53) или (2.59) примет вид:

$$\overline{d\varepsilon} = \frac{2}{\sqrt{3}} \frac{dh}{h} \quad (2.60)$$

В результате решения (2.60) получаем формулу (2.61), которая полностью совпадает с формулой (2.36) для расчета деформации ε при симметричной листовой прокатке в условиях плоской деформации сжатия:

$$\bar{\varepsilon} = \frac{2}{\sqrt{3}} \int_{h_1}^{h_0} \frac{dh}{h} = \frac{2}{\sqrt{3}} \ln \frac{h_0}{h_1} \quad (2.61)$$

Случай 2: при $dh = 0$, т.е. при полном отсутствии деформации сжатия, как при простом сдвиге в процессе равноканального углового прессования (РКУП), выражение (2.53) или (2.59) преобразуется к виду:

$$\overline{d\varepsilon} = \frac{d\gamma}{\sqrt{3}} \quad (2.62)$$

$$\bar{\varepsilon} = \frac{1}{\sqrt{3}} \int_0^{\varphi} d\gamma = \frac{1}{\sqrt{3}} \int_0^{\varphi} \frac{d\varphi}{\cos^2 \varphi} \quad (2.63)$$

В результате получаем формулу для расчета эквивалентной деформации $\bar{\varepsilon}$ при простом сдвиге [231]:

$$\bar{\varepsilon} = \frac{\operatorname{tg} \varphi}{\sqrt{3}} = \frac{\gamma}{\sqrt{3}} \quad (2.64)$$

Докажем, что в общем случае плоской деформации, сочетающей сжатие и сдвиг, решением для (2.53) или (2.59) будет являться:

$$\bar{\varepsilon} = \frac{2}{\sqrt{3}} \sqrt{\left(\ln \frac{h_0}{h_1}\right)^2 + \left(\frac{\operatorname{tg} \varphi}{2}\right)^2} \quad (2.65)$$

В частных случаях 1 и 2, рассмотренных выше, формула (2.65) преобразуется, соответственно, в (2.61) и (2.64).

Воспользуемся численным методом конечных разностей (МКР). Примем $dh \approx \Delta h$, $d\varphi \approx \Delta \varphi$, тогда выражение (2.53) или (2.59) запишется следующим образом:

$$\bar{\varepsilon} = \frac{2}{\sqrt{3}} \sum_{j=1}^{j=m} \sqrt{\left(\frac{\Delta h_i}{h_i}\right)^2 + \left(\frac{\Delta \varphi_j}{2 \cos^2 \varphi_j}\right)^2} \quad (2.66)$$

где n и m – число разбиений.

$$h_i = h_1 + (h_0 - h_1) \frac{n-i}{n} \quad (2.67)$$

$$\Delta h_i = h_{i-1} - h_i \quad (2.68)$$

$$\varphi_j = \varphi \frac{j}{m} \quad (2.69)$$

$$\Delta \varphi_j = \varphi_j - \varphi_{j-1} \quad (2.70)$$

На рис. 2.16 графически представлено сравнение значений эквивалентной деформации $\bar{\varepsilon}$, рассчитанной по аналитической формуле (сплошные линии) и численным методом конечных разностей (точки-маркеры) при числе разбиений $n = m = 10^6$ для различных значений коэффициента высотной деформации $\frac{h_0}{h_1}$ (в интервале от 1 до 5) и для различных значений угла сдвига φ (в интервале от 0 до 85°). Максимальная относительная разница значений эквивалентной деформации $\bar{\varepsilon}$, рассчитанных по аналитической формуле (2.65) и численным методом конечных разностей по формуле (2.66), составила 3,7%.

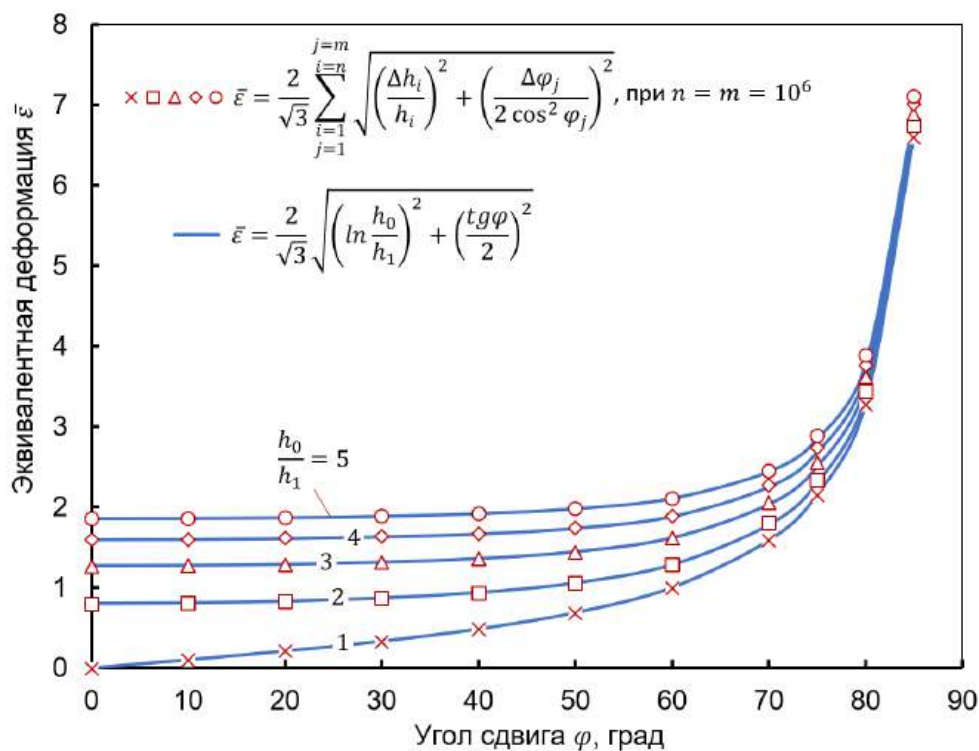


Рисунок 2.16 – Сравнение значений эквивалентной деформации $\bar{\varepsilon}$, рассчитанной по аналитической формуле (сплошные линии) и численным методом конечных разностей (точки-маркеры)

Таким образом, с использованием формулы (2.65), учитывающей совместное влияние деформаций сжатия и сдвига, может быть рассчитана эквивалентная деформация $\bar{\varepsilon}$ при листовой прокатке со скоростной асимметрией. При этом отметим, что использование формулы (2.65) корректно только в условиях плоской деформации.

Проанализируем, какой вклад в общую деформацию $\bar{\varepsilon}$ вносят ее отдельные компоненты: деформация сжатия ε_{zz} и деформация сдвига ε_{zx} . Воспользуемся таким параметром как «коэффициент сдвига» K_s , который представляет собой отношение деформации сдвига к деформации сжатия:

$$K_s = \frac{\varepsilon_{zx}}{\varepsilon_{zz}} \quad (2.71)$$

Исходя из формулы (2.65), коэффициент сдвига K_s можно записать:

$$K_s = \frac{\operatorname{tg} \varphi}{2 \ln \frac{h_0}{h_1}} \quad (2.72)$$

Тогда формулу (2.65) с учетом (2.72) можно представить в следующем виде:

$$\bar{\varepsilon} = \frac{2}{\sqrt{3}} \ln \frac{h_0}{h_1} \sqrt{1 + K_s^2} \quad (2.73)$$

Из этой формулы следует, что, например, если мы хотим за счет дополнительной сдвиговой деформации увеличить эквивалентную (общую) деформацию $\bar{\varepsilon}$ в 2 раза в сравнении с симметричной листовой прокаткой, но не увеличивая при этом относительное обжатие, т.е. не изменяя коэффициент обжатия $\frac{h_0}{h_1}$, то коэффициент сдвига должен составлять $K_s = \sqrt{3}$.

Различие в деформированном состоянии металла при симметричной листовой прокатке, а также при листовой прокатке со скоростной асимметрией можно представить графически (рис. 2.17).

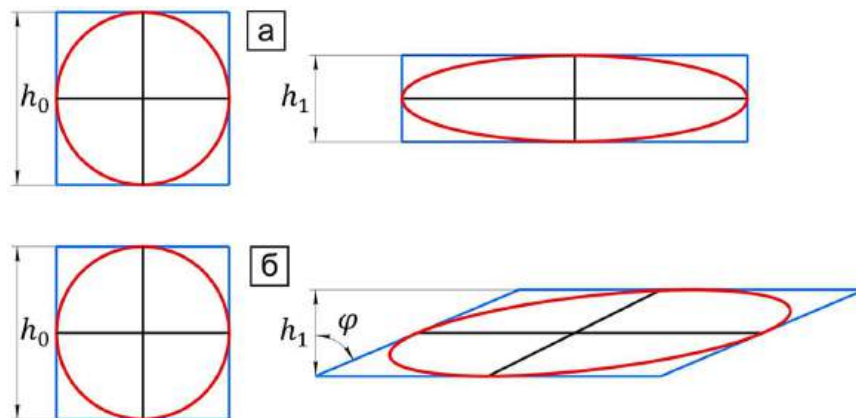


Рисунок 2.17 – Схема плоской деформации при симметричной листовой прокатке (а) и листовой прокатке со скоростной асимметрией (б)

При симметричной листовой прокатке деформируемая заготовка подвергается только сжатию (рис. 2.17, а), что можно оценить по изменению коэффициента обжатия h_0/h_1 . При листовой прокатке со скоростной асимметрией деформируемая заготовка подвергается не только сжатию, но и дополнительному сдвигу (рис. 2.17, б) [139, 232-242].

Для оценки деформированного состояния металла при листовой прокатке со скоростной асимметрией требуется знание не только коэффициента обжатия h_0/h_1 , но и определение угла сдвига φ . На рис. 2.18 в качестве примера представлена зависимость эквивалентной деформации $\bar{\epsilon}$ от угла сдвига φ при постоянном коэффициенте обжатия $h_0/h_1 = 2$.

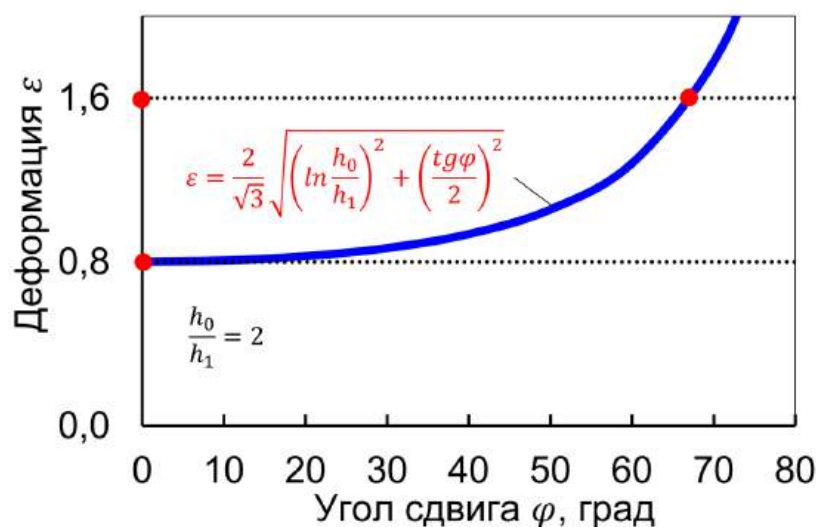


Рисунок 2.18 – Влияние угла сдвига φ на деформацию ϵ при листовой прокатке со скоростной асимметрией с относительным обжатием по толщине 50%

Из формулы (2.65), а также из графика на рис. 2.18, следует ключевой практический эффект листовой прокатки со скоростной асимметрией, заключающийся в том, что деформация ϵ может быть существенно увеличена за счет угла сдвига φ без изменения коэффициента обжатия (при $h_0/h_1 = \text{const}$). Например, деформация $\epsilon = 0,8$, соответствующая относительному обжатию по толщине 50% ($h_0/h_1 = 2$) при симметричной листовой прокатке, может быть увеличена в 2 раза за счет сдвиговой компоненты при листовой прокатке со скоростной асимметрией, т.е. до $\epsilon = 1,6$ (при $\varphi = 67^\circ$) (рис. 2.18).

Однако при этом возникают следующие вопросы: какой угол сдвига φ можно создать при листовой прокатке со скоростной асимметрией? Каково его предельное значение? Каков механизм создания сдвиговой деформации при листовой прокатке со скоростной асимметрией?

Рассмотрим расчетную схему к определению угла сдвига φ при листовой прокатке со скоростной асимметрией (при одинаковых диаметрах) (рис. 2.19).

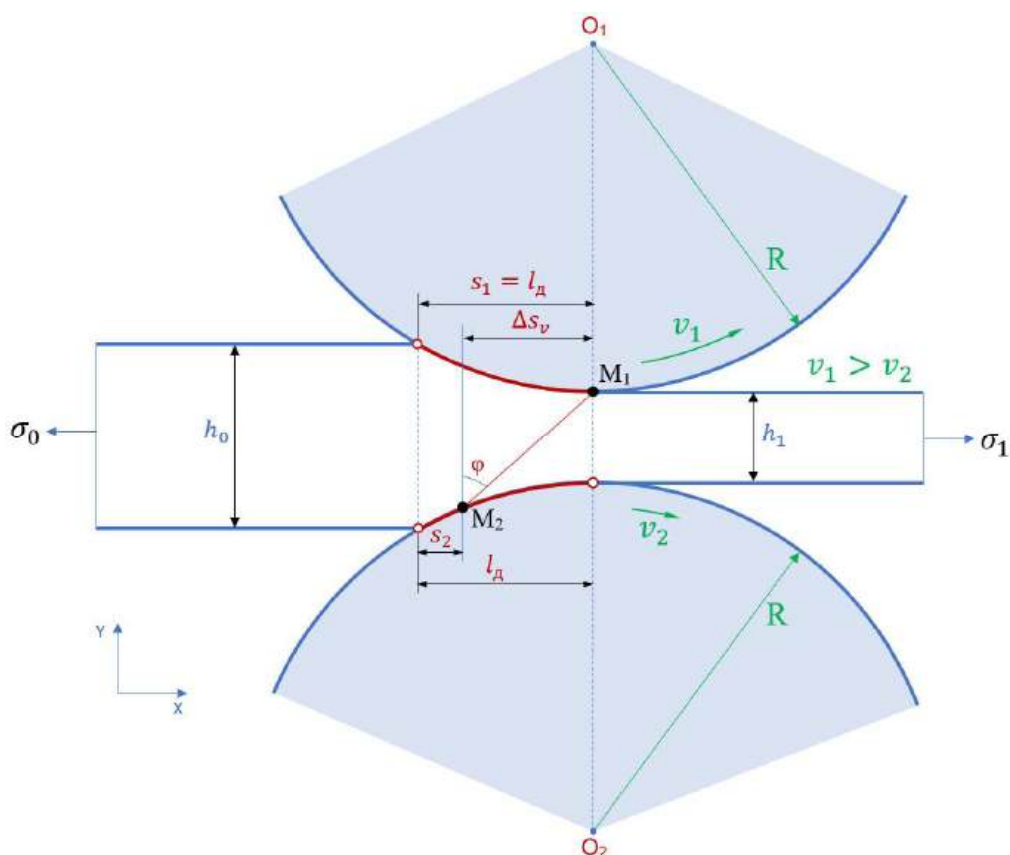


Рисунок 2.19 – Расчетная схема к определению угла сдвига φ при листовой прокатке со скоростной асимметрией при допущении, что плоскости входа и выхода в геометрическом очаге деформации являются вертикальными за счет прикладываемых натяжений

Окружные скорости верхнего и нижнего валков обозначены как v_1 и v_2 , соответственно, причем $v_1 > v_2$. При этом сделано допущение, что плоскости входа и выхода в геометрическом очаге деформации являются вертикальными за счет прикладываемых переднего σ_1 и заднего натяжений σ_0 . Так как диаметры валков одинаковые, а плоскости входа и выхода в геометрическом очаге деформации вертикальные, то длина очага деформации l_d на контакте с верхним валком равна длине очага деформации l_d на контакте с нижним валком.

M_1 – точка, контактирующая с валком, вращающимся с бóльшей скоростью, и движущаяся от плоскости входа к плоскости выхода в геометрическом очаге деформации.

M_2 – точка, контактирующая с валком, вращающимся с мёньшей скоростью, и движущаяся от плоскости входа к плоскости выхода в геометрическом очаге деформации.

v_{M1} – горизонтальная скорость материальной точки M_1 на контакте с валком, вращающимся с бóльшей скоростью.

v_{M2} – горизонтальная скорость материальной точки M_2 на контакте с валком, вращающимся с мёньшей скоростью.

v_{M1}^{cp} – средняя горизонтальная скорость материальной точки M_1 на контакте с валком, вращающимся с бóльшей скоростью.

v_{M2}^{cp} – средняя горизонтальная скорость материальной точки M_2 на контакте с валком, вращающимся с мёньшей скоростью.

Поскольку точка M_1 на контакте с верхним (быстрым) валком движется с бóльшей скоростью, чем точка M_2 на контакте с нижним (медленным) валком, то за одно и то же время t точка M_1 пройдет путь $s_1 = l_d$, а точка M_2 пройдет мёньший путь равный s_2 (рис. 2.19). Угол наклона материального волокна M_1M_2 относительно вертикали будет определять угол сдвига φ .

В соответствии со схемой на рис. 2.20 угол сдвига можно определить следующим образом:

$$\varphi = \arctg \left(\frac{\Delta s_v}{h_i + \frac{\Delta h_i}{2} - \frac{\Delta h}{2}} \right) = \arctg \left(\frac{\Delta s_v}{\frac{2h_i}{2} + \frac{h_0 - h_i}{2} - \frac{h_0 - h_1}{2}} \right) \quad (2.74)$$

где h_i – толщина в сечении, соответствующем положению точки M_2 .

После упрощения (2.74), получим:

$$\varphi = \arctg \left(\frac{2}{(h_i + h_1)} \Delta s_v \right) \quad (2.75)$$

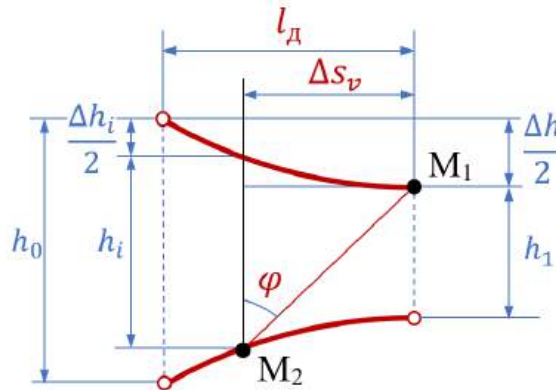


Рисунок 2.20 – К определению угла сдвига φ при допущении, что плоскости входа и выхода в геометрическом очаге деформации являются вертикальными

Определим величину Δs_v , представляющую собой разницу в пути, пройденном точками M_1 и M_2 за одно и то же время t :

$$\Delta s_v = s_1 - s_2 = l_d - s_2 \quad (2.76)$$

Исходя из того, что за одно и то же время t точка M_1 , движущаяся со средней горизонтальной скоростью v_{M1}^{cp} , пройдет путь l_d , а точка M_2 , движущаяся со средней горизонтальной скоростью v_{M2}^{cp} , пройдет путь s_2 , время t можно определить следующим образом:

$$t = \frac{l_d}{v_{M1}^{cp}} = \frac{s_2}{v_{M2}^{cp}} \quad (2.77)$$

Из (2.77) можно выразить s_2 :

$$s_2 = l_d \frac{v_{M2}^{cp}}{v_{M1}^{cp}} \quad (2.78)$$

В физическом смысле величина $\frac{v_{M2}^{cp}}{v_{M1}^{cp}}$ представляет собой долю длины очага деформации l_d , которую успевает пройти точка M_2 на контакте с медленным валком к моменту времени, когда точка M_1 на контакте с быстрым валком успевает пройти уже весь очаг деформации l_d .

Тогда, подставив (2.78) в (2.76), получим:

$$\Delta s_v = l_d - l_d \frac{v_{M2}^{cp}}{v_{M1}^{cp}} = l_d \left(1 - \frac{v_{M2}^{cp}}{v_{M1}^{cp}} \right) \quad (2.79)$$

С учетом (2.79) выражение (2.75) можно записать в следующем виде:

$$\varphi = \arctg \left[\left(\frac{2}{(h_i + h_1)} \right) l_d \left(1 - \frac{v_{M2}^{cp}}{v_{M1}^{cp}} \right) \right] \quad (2.80)$$

Соотношение между горизонтальными проекциями скоростей течения металла u_{M1} и u_{M2} и скоростей валков v_{1x} и v_{2x} в очаге деформации при листовой прокатке со скоростной асимметрией схематически представлено на рис. 2.21. В соответствии с этой схемой скорость u_{M1} точки M_1 на контакте с быстрым валком растет быстрее, чем скорость u_{M2} точки M_2 на контакте с медленным валком. Поэтому за одно и то же время t , когда точка M_1 пройдет весь путь, равный длине очага деформации l_d , а точка M_2 пройдет только часть этого пути, равную s_2 .

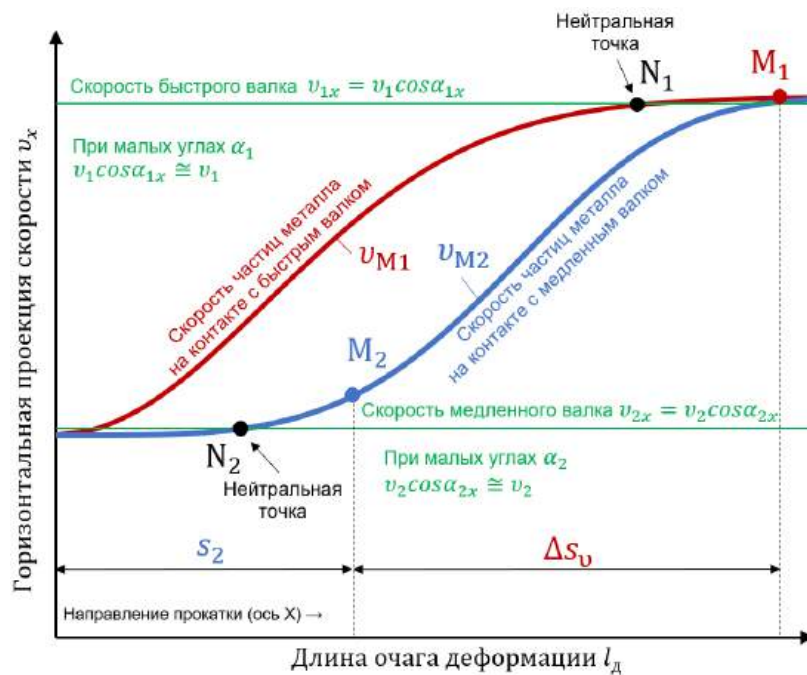


Рисунок 2.21 – Схематическое представление соотношения скоростей валков и скоростей течения металла в очаге деформации при листовой прокатке со скоростной асимметрией

Важно отметить, что, согласно формуле (2.80), угол сдвига φ зависит от соотношения скоростей течения металла $\frac{v_{M1}^{cp}}{v_{M2}^{cp}}$, которое всегда меньше соотношения скоростей валков, т.е. $\frac{v_{M1}^{cp}}{v_{M2}^{cp}} < \frac{v_1}{v_2}$. Более того, если соотношение $\frac{v_1}{v_2} = const$, то соотношение $\frac{v_{M1}^{cp}}{v_{M2}^{cp}}$ является величиной переменной.

Таким образом, угол сдвига φ определяется, прежде всего, полем скоростей течения металла в очаге деформации, а это поле, в свою очередь, зависит от соотношения скоростей валков, а также других технологических факторов.

Выполним оценку предельно возможного угла сдвига φ_{max} . В соответствии со схемой на рис. 2.21, если $s_2 \rightarrow 0$, а $\Delta s_v \rightarrow l_d$ и, соответственно, точка M_2 стремится занять крайнее положение на границе очага деформации в плоскости входа металла в валки, то в формуле (2.80) $h_i \rightarrow h_0$. Если также принять, что для создания максимального угла сдвига скорости течения металла должны стремиться к скоростям валков, т.е. $v_{M1} \rightarrow v_1$, $v_{M2} \rightarrow v_2$, то формулу (2.80) можно представить для φ_{max} в следующем виде:

$$\varphi_{max} = \arctg \left[\left(\frac{2}{(h_0 + h_1)} \right) l_d \left(1 - \frac{v_2}{v_1} \right) \right] \quad (2.81)$$

Учитывая, что средняя толщина очага деформации $h_{cp} = \frac{(h_0 + h_1)}{2}$, а коэффициент скоростной асимметрии $k_v = \frac{v_1}{v_2}$, где $v_1 > v_2$, то окончательно можно записать:

$$\varphi_{max} = \arctg \left[\frac{l_d}{h_{cp}} \left(1 - \frac{1}{k_v} \right) \right] \quad (2.82)$$

Поскольку сдвиговая деформация $\gamma = tg\varphi$, то максимальная сдвиговая деформация γ_{max} при листовой прокатке со скоростной асимметрией:

$$\gamma_{max} = \frac{l_d}{h_{cp}} \left(1 - \frac{1}{k_v} \right) \quad (2.83)$$

Из формул (2.82) и (2.83) следует, что на величину максимального угла сдвига φ_{max} и, соответственно, максимальную сдвиговую деформацию γ_{max} оказывает влияние геометрический фактор через параметр формы очага деформации по толщине $\frac{l_d}{h_{cp}}$, а также кинематический фактор через коэффициент скоростной асимметрии k_v . При $k_v \rightarrow \infty$, $\varphi_{max} \rightarrow \arctg \left(\frac{l_d}{h_{cp}} \right)$, $\gamma_{max} \rightarrow \frac{l_d}{h_{cp}}$ (табл. 2.6).

Таблица 2.6 – Влияние коэффициента скоростной асимметрии k_v на максимальный угол сдвига φ_{max} и максимальную сдвиговую деформацию γ_{max}

Параметр	k_v				
	2	3	4	5	∞
φ_{max}	$arctg\left(0,5 \frac{l_d}{h_{cp}}\right)$	$arctg\left(0,67 \frac{l_d}{h_{cp}}\right)$	$arctg\left(0,75 \frac{l_d}{h_{cp}}\right)$	$arctg\left(0,8 \frac{l_d}{h_{cp}}\right)$	$arctg\left(\frac{l_d}{h_{cp}}\right)$
γ_{max}	$0,5 \frac{l_d}{h_{cp}}$	$0,67 \frac{l_d}{h_{cp}}$	$0,75 \frac{l_d}{h_{cp}}$	$0,8 \frac{l_d}{h_{cp}}$	$\frac{l_d}{h_{cp}}$

В соответствии с представленными выше теоретическими рассуждениями необходимо сделать важное замечание: угол сдвига φ и, соответственно, сдвиговая деформация γ при листовой прокатке со скоростной асимметрией формируются строго внутри очага деформации. Время t , в течение которого формируется сдвиг, соответствует периоду, за который точка M_1 , контактирующая с валком, вращающимся с большей скоростью, проходит путь от плоскости входа к плоскости выхода в очаге деформации. Если вместо времени t рассмотреть время t' , соответствующее периоду, за который точка M_2 , контактирующая с валком, вращающимся с меньшей скоростью, проходит путь от плоскости входа к плоскости выхода в очаге деформации, то результат будет несколько иным. В момент времени t' точка M_2 займет положение M'_2 , а точка M_1 займет положение M'_1 (рис. 2.22). За пределами очага деформации точка M_1 продолжит двигаться с более высокой скоростью в сравнении с точкой M_2 (до тех пор, пока точка M_2 не займет положения M'_2). Так как время $t' > t$ и скорость точки M_1 больше скорости точки M_2 , то $\Delta s'_v > \Delta s_v$. Угол сдвига φ' тогда определится следующим образом:

$$\varphi' = arctg\left(\frac{\Delta s'_v}{h_1}\right) \quad (2.84)$$

Если сравнить формулу (2.84) с формулой (2.75), то, учитывая, что $\Delta s'_v > \Delta s_v$ и $h_1 < 0,5(h_i + h_1)$, получим:

$$\varphi < \varphi' \quad (2.85)$$

Однако дополнительное перемещение точки из положения M_1 в положение M'_1 не оказывает влияния на деформацию сдвига, поскольку такое перемещение происходит за пределами очага деформации. Отсюда следует, что экспериментальное исследование сдвиговой деформации при листовой прокатке со скоростной асимметрией за счет запрессовки вертикального штифта в заготовку до деформации и измерения наклона этого штифта после деформации будет давать завышенное значение угла сдвига φ' .

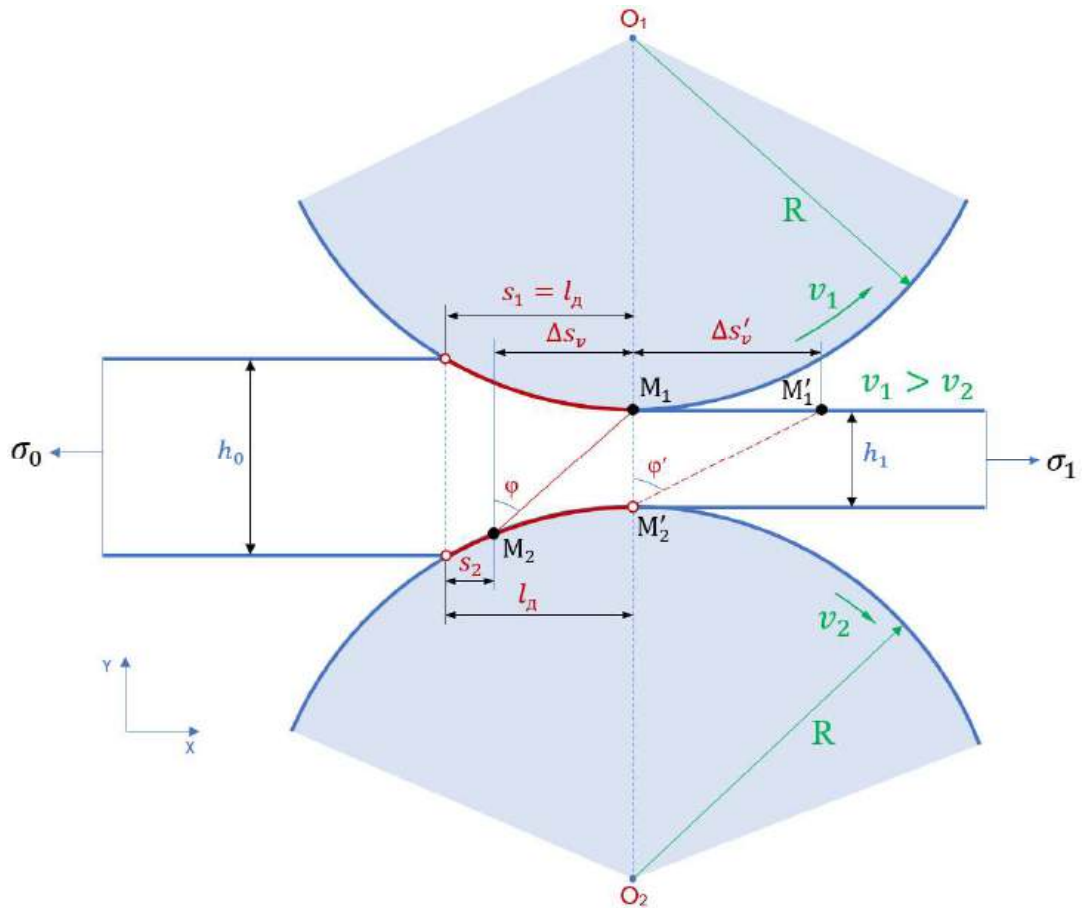


Рисунок 2.22 – Схема к представлению разницы между углами сдвига φ и φ'

При больших углах сдвига даже небольшая разница (например, на 5°) между φ и φ' приводит к значительной разнице в оценке деформации $\bar{\epsilon}$ по формуле (2.65) (табл. 2.7).

Таблица 2.7 – Эквивалентная деформация $\bar{\epsilon}$ при различных значениях $\frac{h_0}{h_1}$ и углах сдвига φ и φ' (для примера, φ' больше, чем φ на 5°)

Параметр		φ (φ')								
		10° (15°)	20° (25°)	30° (35°)	40° (45°)	50° (55°)	60° (65°)	70° (75°)	75° (80°)	80° (85°)
$\frac{h_0}{h_1}$	2	0,81 (0,82)	0,83 (0,84)	0,87 (0,90)	0,94 (0,99)	1,06 (1,15)	1,28 (1,47)	1,78 (2,30)	2,30 (3,37)	3,37 (6,65)
	3	1,27 (1,28)	1,29 (1,30)	1,31 (1,33)	1,36 (1,39)	1,44 (1,51)	1,62 (1,77)	2,03 (2,50)	2,50 (3,51)	3,51 (6,72)
	4	1,60 (1,61)	1,61 (1,62)	1,64 (1,65)	1,67 (1,70)	1,74 (1,80)	1,89 (2,02)	2,25 (2,68)	2,68 (3,64)	3,64 (6,79)
	5	1,86 (1,86)	1,87 (1,88)	1,89 (1,90)	1,92 (1,95)	1,98 (2,03)	2,11 (2,23)	2,44 (2,85)	2,85 (3,76)	3,76 (6,86)

Примечание: без скобок – для угла φ , в скобках – для угла φ'

Из табл. 2.7 следует, что если, например, при $\frac{h_0}{h_1} = 4$ (что соответствует относительному обжатию 75%) действительный угол сдвига $\varphi = 80^\circ$, а измеренный в ходе эксперимента угол сдвига $\varphi' = 85^\circ$, то в первом случае, эквивалентная деформация $\bar{\varepsilon} = 3,64$, а во втором случае $\bar{\varepsilon} = 6,79$, т.е. различие составляет 86,5%. Таким образом, при больших углах сдвига ошибки могут быть значительными, однако, при малых углах сдвига ошибки не столь велики.

Ранее мы рассмотрели схему (рис. 2.19), в соответствии с которой вывели формулы для расчета угла сдвига φ , а также максимального угла сдвига φ_{max} при листовой прокатке со скоростной асимметрией при допущении, что плоскости входа и выхода в геометрическом очаге деформации являются вертикальными за счет прикладываемых натяжений. Теперь следует рассмотреть ситуацию, когда плоскости входа и выхода в геометрическом очаге деформации являются наклонными (рис. 2.23).

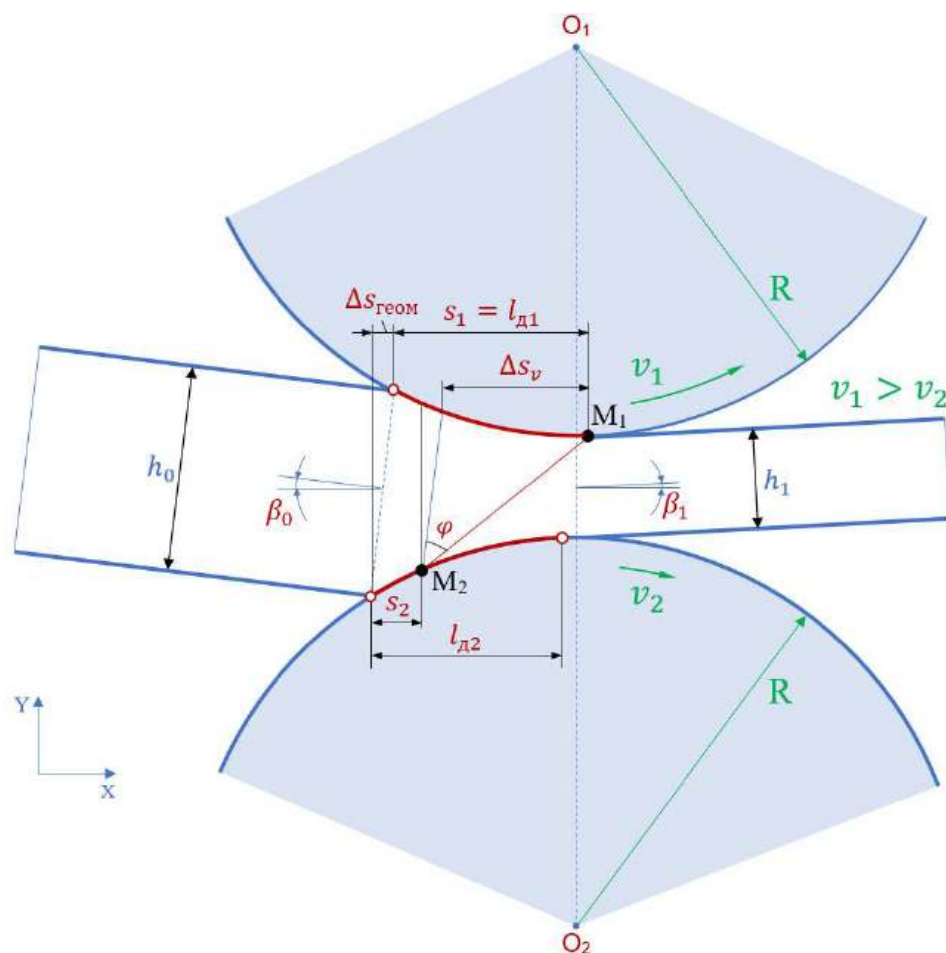


Рисунок 2.23 – Расчетная схема для случая, когда плоскости входа и выхода в геометрическом очаге деформации являются наклонными

Углы β_0 и β_1 в зависимости от факторов могут приводить к наклону (изгибу) заднего и переднего концов листа как вверх, так и вниз. Угол наклона β_0 может быть создан

целенаправленно за счет подачи заготовки в очаг деформации под углом, или β_0 может самоустанавливаться из-за действия различных факторов асимметрии.

Разницу перемещений Δs точек M_1 и M_2 можно представить в виде двух составляющих:

$$\Delta s = \Delta s_{\text{геом}} + \Delta s_v \quad (2.86)$$

где $\Delta s_{\text{геом}}$ – разница перемещений точек M_1 и M_2 , обусловленная геометрическим фактором (углом наклона β_0); Δs_v – разница перемещений точек M_1 и M_2 , обусловленная кинематическим фактором (разностью скоростей v_{M1} и v_{M2}).

С учетом наклона плоскостей входа и выхода в геометрическом очаге деформации ранее полученная формула (2.80) для расчета угла сдвига φ может быть модифицирована следующим образом:

$$\varphi = \arctg \left[\left(\frac{2}{(h_i + h_1)} \right) l_{d1} \left(1 - \frac{v_{M2}^{\text{cp}}}{v_{M1}^{\text{cp}}} \right) \right] + \beta_0 \quad (2.87)$$

где l_{d1} – длина очага деформации на контакте с валком, вращающимся с бóльшей скоростью; β_0 – угол наклона входного сечения геометрического очага деформации.

В формуле (2.87) угол β_0 увеличивает угол сдвига φ . Угол β_1 имеет косвенное влияние на угол сдвига φ , увеличивая длину очага деформации l_{d1} на контакте с валком, вращающимся с бóльшей скоростью.

Делая аналогичные рассуждения, соответствующим образом могут быть модифицированы формулы (2.82) и (2.83) для расчета максимального угла сдвига φ_{max} , а также максимальной сдвиговой деформации γ_{max} при листовой прокатке со скоростной асимметрией с учетом наклона плоскостей входа и выхода в геометрическом очаге деформации:

$$\varphi_{\text{max}} = \arctg \left[\frac{l_{d1}}{h_{\text{cp}}} \left(1 - \frac{1}{k_v} \right) \right] + \beta_0 \quad (2.88)$$

$$\gamma_{\text{max}} = \frac{l_{d1}}{h_{\text{cp}}} \left(1 - \frac{1}{k_v} \right) + \tg \beta_0 \quad (2.89)$$

где l_{d1} – длина очага деформации на контакте с валком, вращающимся с бóльшей скоростью.

Отношение длины очага деформации к средней толщине полосы является важнейшей характеристикой геометрических условий деформации. Этот показатель, называемый фактором формы (коэффициентом формы) очага деформации по высоте, широко используется при анализе процессов прокатки.

Среднюю толщину полосы h_{cp} обычно определяют как среднеарифметическую:

$$h_{\text{cp}} = \frac{h_0 + h_1}{2} \quad (2.90)$$

Поскольку толщина полосы изменяется по длине очага деформации не прямолинейно (не по хордам), а по дуге окружности, то более точно определить величину $h_{\text{ср}}$ можно по следующим формулам:

$$h_{\text{ср}} = \frac{h_0 + 2h_1}{3} \quad (2.91)$$

$$h_{\text{ср}} = \sqrt{h_0 h_1} \quad (2.92)$$

Согласно известной классификации, которая является приближенной и, в некоторой мере, условной, при листовой прокатке в зависимости от значения фактора формы $\frac{l_d}{h_{\text{ср}}}$ очаги деформации подразделяются на четыре типа:

при $\frac{l_d}{h_{\text{ср}}} > 5$ – низкий очаг деформации;

при $\frac{l_d}{h_{\text{ср}}} = 2 \dots 5$ – средний очаг деформации;

при $\frac{l_d}{h_{\text{ср}}} = 0,5 \dots 2$ – высокий очаг деформации;

при $\frac{l_d}{h_{\text{ср}}} < 0,5$ – сверхвысокий очаг деформации.

Наряду с перечисленными выше выделяют также пятый тип – сверхнизкий очаг деформации, характер которого полностью определяется упругим сплющиванием валков. Такой очаг деформации реализуется при прокатке очень тонких полос, чаще всего в валках, поджатых друг к другу до прокатки с ожидаемой силой прокатки.

Следует отметить, что действительный угол сдвига φ , рассчитанный по формуле (2.80) или (2.87), всегда меньше максимально возможного угла сдвига φ_{max} , рассчитанного по формуле (2.82) или (2.88), т.к. соотношение скоростей течения металла $\frac{v_{M1}^{\text{ср}}}{v_{M2}^{\text{ср}}}$ всегда меньше соотношения скоростей валков $\frac{v_1}{v_2}$.

Аналитическое определение скоростей $v_{M1}^{\text{ср}}$ и $v_{M2}^{\text{ср}}$ вызывает непреодолимые трудности. Для их изучения может быть использован метод конечных элементов.

2.4 Конечно-элементное моделирование деформированного состояния металла при листовой прокатке со скоростной асимметрией

Компьютерное моделирование методом конечных элементов с применением программы QForm является одним из наиболее эффективных способов описания поведения металла в условиях реализации больших сдвиговых деформаций [243-245].

Граничные и начальные условия конечно-элементного моделирования процесса листовой прокатки со скоростной асимметрией для 2D плоской деформации с учетом тепловых процессов рассмотрим на следующем примере. Толщина заготовки до деформации: $h_0 = 5$ мм. Толщина заготовки после деформации: $h_1 = 2,5$ мм, что соответствовало коэффициенту обжатия $\frac{h_0}{h_1} = 2$ и относительному обжатию $\varepsilon = 50\%$. Начальная длина заготовки: 250 мм. Ширина заготовки (условная, т.к. решалась 2D задача): 100 мм. Начальная температура заготовки $T = 950$ °С. Диаметры верхнего и нижнего рабочих валков были одинаковыми и составляли 340 мм. Скорость нижнего (быстрого) валка $v_1 = 10$ об/мин. Соотношение скоростей валков $\frac{v_1}{v_2} = 1,6$. Упругие деформации валков не учитывали. Теплообмен листовой заготовки с валками – простой. Контактное трение описывали по закону Леванова с коэффициентом $b = 1,25$. Показатель (фактор) трения $m = 0,8$.

При моделировании особое внимание было уделено размерам конечно-элементной сетки. Тип конечных элементов (КЭ) – треугольники. Размер КЭ задавался равным 0,5 мм для зоны вне контакта заготовки с инструментом. Для очага деформации использовали адаптацию (измельчение), где размер КЭ задавался равным 0,2 мм (рис. 2.24). В инструментах (верхний и нижний валки) размер КЭ задавался с градиентным изменением от 0,1 мм на контактной поверхности до $\cong 40$ мм на оси вращения. Минимальное количество элементов на дуге 90° составляло 2880. Количество КЭ в заготовке в процессе моделирования изменялось от $\cong 14000$ на первом шаге до $\cong 120000$ – на последнем. Количество КЭ для каждого валка составляло $\cong 24000$.

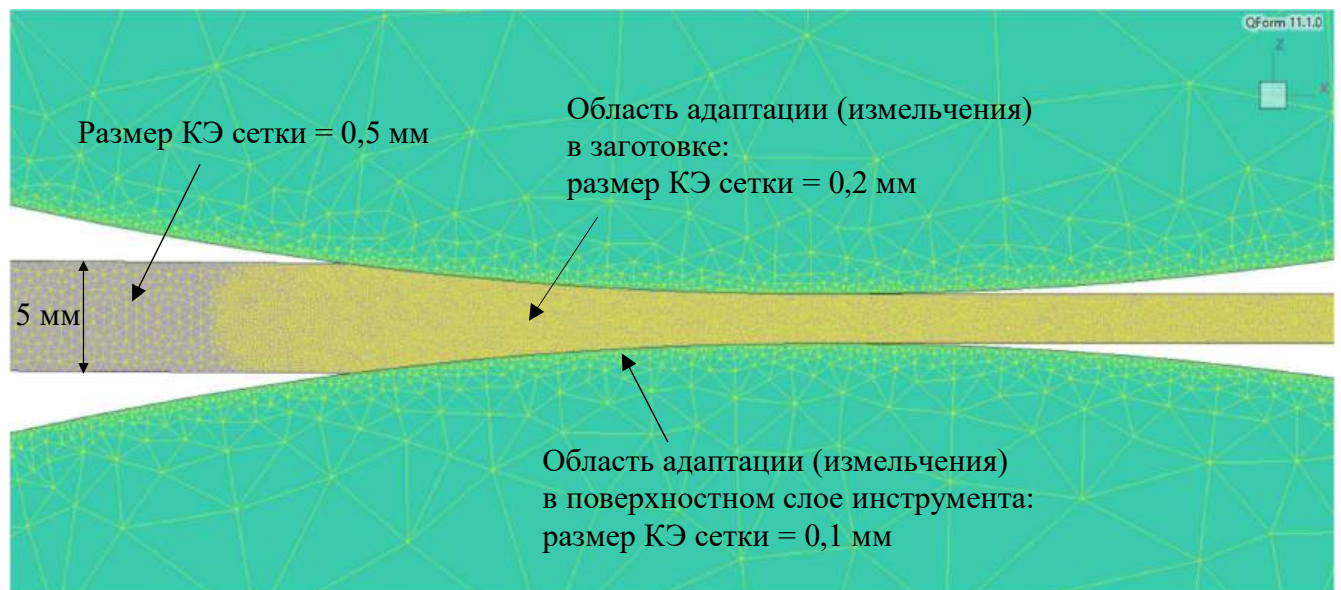


Рисунок 2.24 – Пример сетки конечных элементов при моделировании процесса листовой прокатки со скоростной асимметрией в программе QForm

Деформированное состояние материала заготовки при листовой прокатке со скоростной асимметрией оценивали по полю деформации, а также изменению сетки Лагранжа с использованием опции «Трассируемые точки, линии».

На основе конечно-элементного моделирования уточнена модель оценки угла сдвига φ при листовой прокатке со скоростной асимметрией. Согласно схеме на рис. 2.25, точка M_1 на контакте с нижним (быстрым) валком движется с бóльшей горизонтальной скоростью v_{M1} , а точка M_2 на контакте с верхним (медленным) валком движется с мёньшей горизонтальной скоростью v_{M2} . За одно и то же время t точка M_1 проходит путь $s_0 + s_1$ (причем $s_1 = l_{d1}$), а точка M_2 проходит мёньший путь равный s_2 . Величина $\Delta s = s_0 + s_1 - s_2$ представляет собой разницу в пути, пройденном точками M_1 и M_2 за одно и то же время. Угол наклона материального волокна M_1M_2 относительно вертикали определяет угол сдвига φ . С физической точки зрения угол сдвига φ формируется за счет разницы горизонтальных скоростей течения металла v_{M1} и v_{M2} на контакте с валками, вращающимися с различными скоростями v_1 и v_2 . С учетом того, что время $t = \frac{s_0 + s_1}{v_{M1}^{cp}} = \frac{s_2}{v_{M2}^{cp}}$, получена уточненная формула для расчета угла сдвига φ :

$$\varphi = \arctg \left(\frac{2}{(h_i + h_1)} \Delta s \right) = \arctg \left[\frac{2}{(h_i + h_1)} (l_{d1} + s_0) \left(1 - \frac{v_{M2}^{cp}}{v_{M1}^{cp}} \right) \right] \quad (2.93)$$

где l_{d1} – длина очага деформации на контакте с валком, вращающимся с бóльшей скоростью; h_i – высота очага деформации в сечении, соответствующем положению материальной точки M_2 в момент времени выхода точки M_1 из очага деформации; h_1 – толщина листа на выходе из очага деформации; s_0 – внеконтактное перемещение; v_{M1}^{cp} – средняя горизонтальная скорость материальной точки M_1 на контакте с валком, вращающимся с бóльшей скоростью; v_{M2}^{cp} – средняя горизонтальная скорость материальной точки M_2 на контакте с валком, вращающимся с мёньшей скоростью.

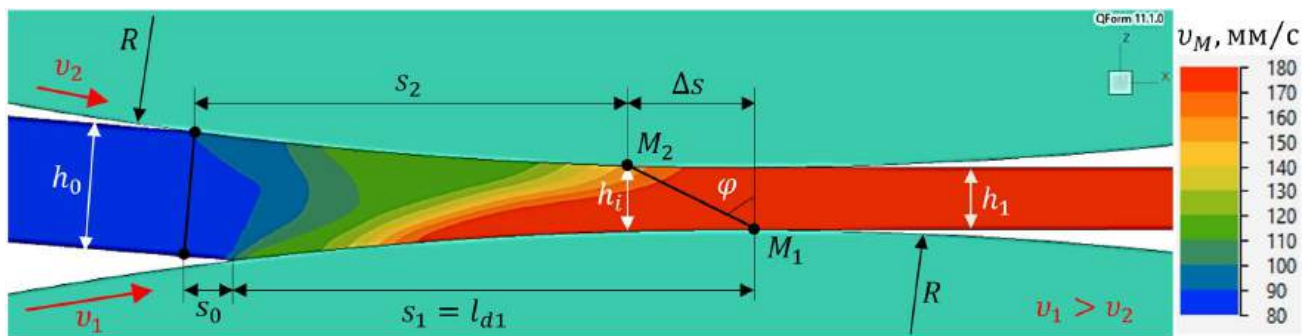


Рисунок 2.25 – Поле горизонтальных скоростей течения металла при $\frac{v_1}{v_2} = 1,6$ и схема к определению угла сдвига φ на основе результатов конечно-элементного моделирования

Отметим, что полное исследование включало конечно-элементное моделирование в следующих диапазонах варьируемых параметров: начальная толщина заготовки h_0 от 2 мм до 40 мм; конечная толщина заготовки h_1 от 1 мм до 10 мм; диаметры рабочих валков от 100 мм до 800 мм; единичное обжатие от 10% до 75%; соотношение скоростей валков $\frac{v_1}{v_2}$ от 1 до 5; показатель (фактор) трения Леванова от 0,1 до 1,0.

С применением конечно-элементной программы QForm [227, 228], базирующейся на системе уравнений, включающей уравнения равновесия, уравнения связи между полем скоростей материальных точек и скоростей деформаций, уравнения связи между напряженным и деформированным состоянием, условие несжимаемости, кинематические и силовые граничные условия, критерий пластичности, реологические модели материалов, а также уравнения энергетического баланса, установлено, что, если соотношение скоростей валков v_1 и v_2 является величиной постоянной и может быть любым, т.е. $1 \leq v_1/v_2 < \infty$, то соотношение скоростей течения металла v_{M1} и v_{M2} в очаге деформации является величиной переменной (рис. 2.26), при этом соотношение средних скоростей течения металла v_{M1}^{cp} и v_{M2}^{cp} в очаге деформации имеет верхний предел:

$$\frac{v_{M1}^{cp}}{v_{M2}^{cp}} \leq \frac{3}{2} \quad (2.94)$$

В физическом смысле соотношение (2.94) означает, что при прохождении очага деформации материальная точка M_2 , движущаяся с меньшей скоростью, всегда проходит не менее 2/3 пути материальной точки M_1 , движущейся с большей скоростью.

Прямое практическое применение формулы (2.93) для расчета угла сдвига φ при листовой прокатке со скоростной асимметрией вызывает значительные трудности, поскольку содержит неизвестные величины l_{d1} , h_i , v_{M1}^{cp} , v_{M2}^{cp} , s_0 . Однако можно воспользоваться этой формулой для нахождения предельного угла сдвига φ_{max} . Если принять следующие допущения: $s_0 \cong 0$; $l_{d1} \cong l_d \cong \sqrt{R(h_0 - h_1)}$; $(h_i + h_1)/2 \cong (h_0 + 2h_1)/3 \cong h_{cp}$, а также учитывая, что $v_{M1}^{cp}/v_{M2}^{cp} \leq 3/2$, то формула (2.93) преобразуется к виду:

$$\varphi_{max} = \arctg \left(\frac{1}{3} \frac{l_d}{h_{cp}} \right) \quad (2.95)$$

Согласно формуле (2.95), предельный угол сдвига φ_{max} при листовой прокатке со скоростной асимметрией является функцией параметра формы очага деформации по высоте l_d/h_{cp} (где l_d – длина очага деформации; h_{cp} – средняя толщина) (рис. 2.27). Отсюда следует важный практический вывод, заключающийся в том, что применение скоростной асимметрии наиболее эффективно для низких очагов деформации. Поэтому листовую прокатку со скоростной

асимметрией предпочтительно выполнять с большими единичными обжатиями в рабочих валках большого диаметра с большим соотношением скоростей рабочих валков.

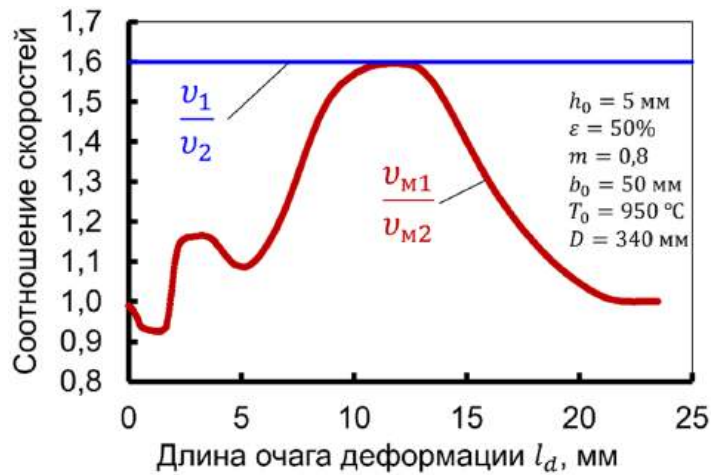


Рисунок 2.26 – Соотношение скоростей валков v_1 и v_2 и скоростей течения металла v_{M1} и v_{M2}

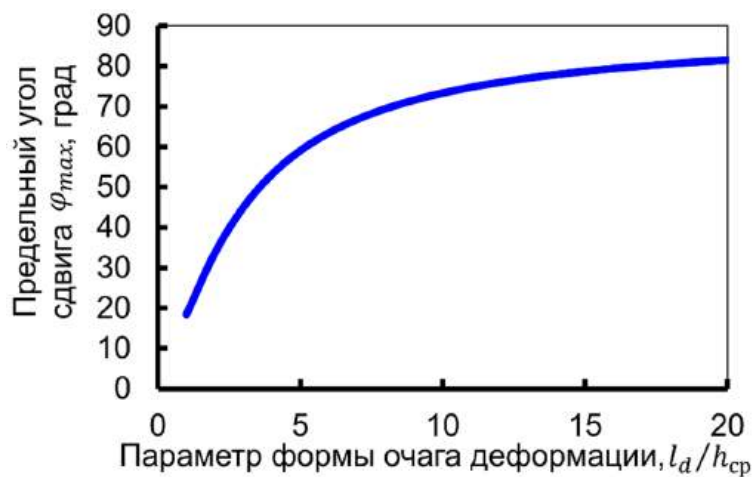


Рисунок 2.27 – Предельный угол сдвига φ_{max} при листовой прокатке со скоростной асимметрией

В общем случае, при прокатке скорость частиц деформируемого металла, расположенных на контактной поверхности, может отличаться от скорости валка (скольжение) или может быть равна ей (прилипание). При симметричной листовой прокатке изменение горизонтальной проекции скорости частиц металла v_M по длине очага деформации на контакте как с верхним, так и с нижним валком является идентичным (рис. 2.28, а). При листовой прокатке со скоростной асимметрией картина существенно меняется (рис. 2.28, б). Происходит своеобразный «разрыв» скоростей, характеризующийся соотношением $\frac{v_{M1}}{v_{M2}}$.

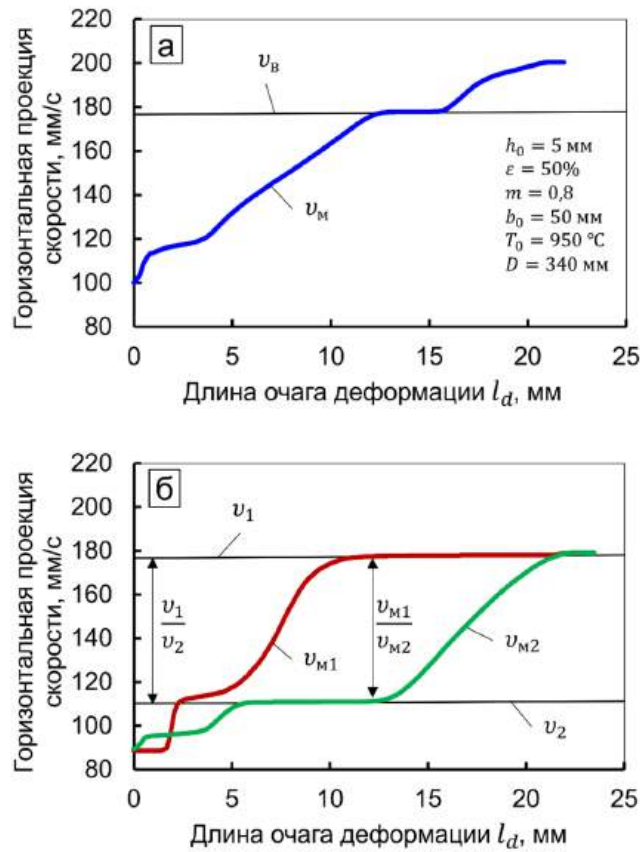


Рисунок 2.28 – Соотношение скоростей валков и металла в очаге деформации при симметричной листовой прокатке (а) и листовой прокатке со скоростной асимметрией (б)

Установленная закономерность изменения скоростей течения металла v_{M1} и v_{M2} в очаге деформации является общей, как для различных деформируемых материалов, так и температурных условий (горячая прокатка, холодная прокатка). Например, в работе [246] для алюминиевого сплава 5083 с применением КЭ программы DEFORM 2D (аналог QForm) был получен аналогичный характер изменения скоростей течения металла на контакте с быстрым и медленным валками при холодной листовой прокатке со скоростной асимметрией (рис. 2.29).

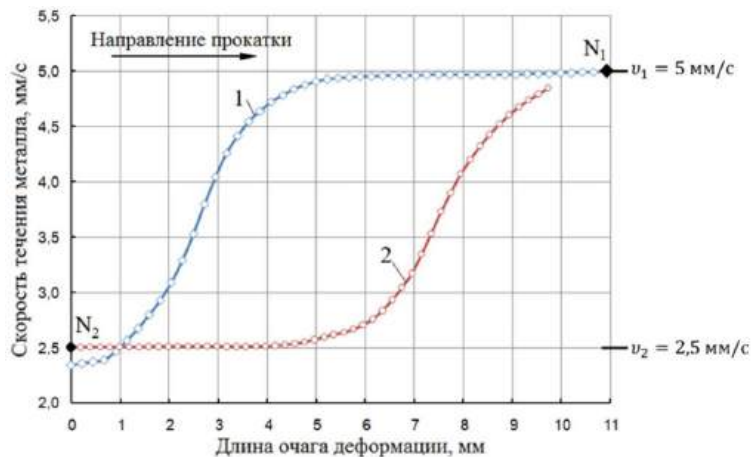


Рисунок 2.29 – Скорости течения металла на контакте с быстрым (1) и медленным (2) валками при холодной прокатке со скоростной асимметрией ($\frac{h_0}{h_1} = 2$, $\frac{v_1}{v_2} = 2$, закон Зибеля $\tau = k$)

Отметим, что процесс листовой прокатки со скоростной асимметрией в части деформационно-кинематического состояния металла наиболее близок процессу радиально-сдвиговой прокатки (РСП) [247-251], родоначальниками и основателями которого были И.Н. Потапов и П.И. Полухин. РСП определяется как частный случай стационарной винтовой прокатки в области больших углов подачи ($16...18$ градусов и более) в валках со специальной калибровкой для горячей деформации сплошных заготовок постоянного сечения. Геликоидальное истечение металла в очаге деформации по заданным траекториям с замедлением внешних слоев заготовки и ускорением внутренних создает эффект объемного макросдвига при РСП. Металл глубоко уплотняется и прорабатывается по всем уровням металлофизического строения. Элементы структурного строения металла приобретают форму изотропных обособленных частиц, высокой дисперсности; при этом происходит комплексное повышение и стабилизация физико-механических и служебных свойств металла. Особенности деформационно-кинематического состояния металла, а также технические характеристики современной линейки мини-станов конструкции Московского института стали и сплавов подробно описаны в работах С.П. Галкина [247-251]. Однако процесс РСП может применяться только для производства круглого сортового проката, прутков и заготовок.

Характерной особенностью очага деформации при листовой прокатке со скоростной асимметрией является наличие двух зон прилипания (в виде треугольных областей), существенно более крупных, чем в очаге деформации при симметричной прокатке (рис. 2.30).

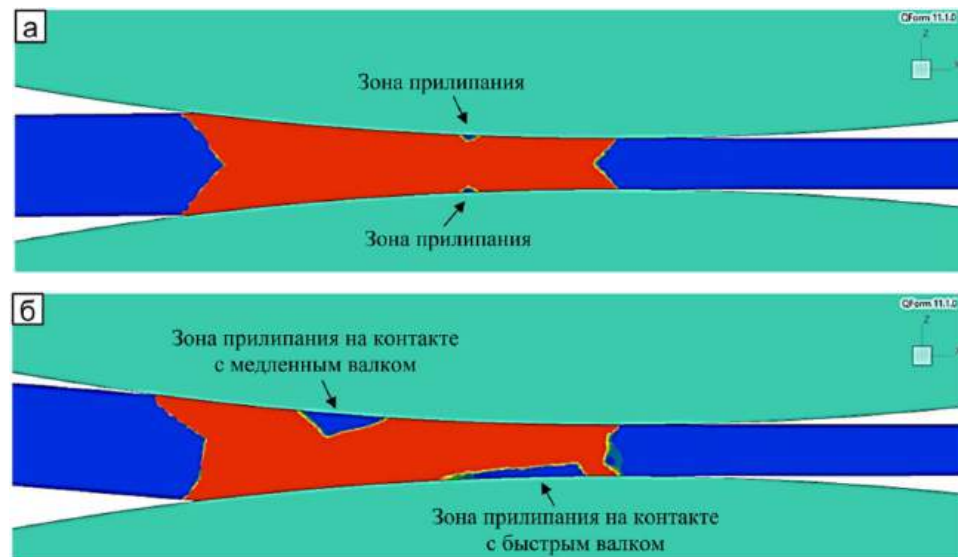


Рисунок 2.30 – Очаг деформации при симметричной листовой прокатке (а)
и листовой прокатке со скоростной асимметрией (б)

Причем верхняя и нижняя зоны прилипания смещены друг относительно друга (рис. 2.30, б). Границы очага деформации (красная область) на рис. 2.30 определены по полю скоростей деформации.

Применение скоростной асимметрии приводит к существенному росту скорости деформации в сравнении с симметричной прокаткой при прочих равных условиях (рис. 2.31).

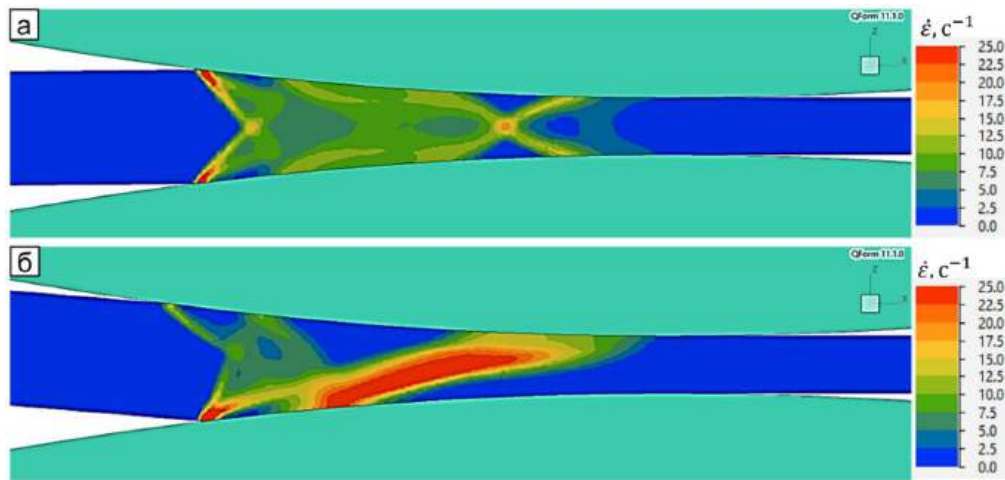


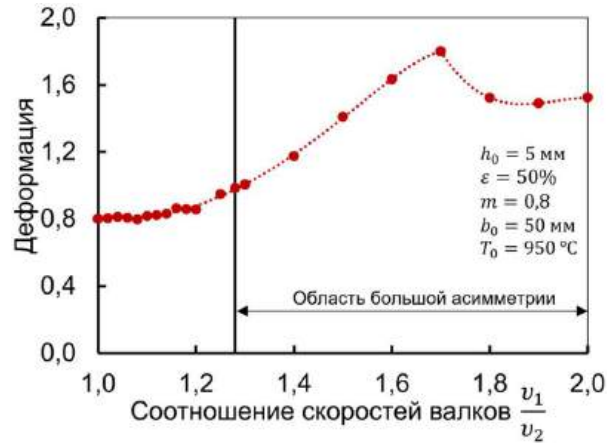
Рисунок 2.31 – Поле скоростей деформации при симметричной листовой прокатке ($v = 10$ об/мин) (а) и листовой прокатке со скоростной асимметрией ($v_1 = 10$ об/мин, $v_1/v_2 = 1,6$) (б) (обжатие 50% в обоих случаях)

На основе конечно-элементного моделирования установлено, что контактное трение позволяет создавать значительные сдвиговые деформации при симметричной листовой прокатке, но только в поверхностных (приконтактных) слоях. В центральные слои прокатываемой листовой заготовки сдвиговая деформация не проникает независимо от условий контактного трения. Поэтому измельчение размера зерна при симметричной листовой прокатке с высоким контактным трением возможно только в поверхностных слоях за счет создаваемой в них дополнительной сдвиговой деформации. Однако при этом значительное возрастание контактных нормальных напряжений с повышением трения будет приводить к значительному возрастанию усилия прокатки.

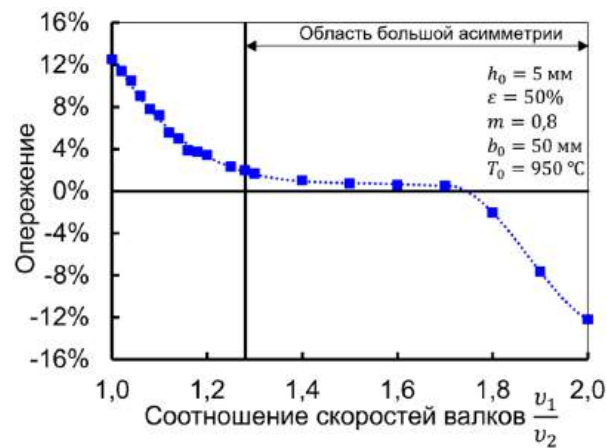
На основе конечно-элементного моделирования установлено, что при листовой прокатке со скоростной асимметрией с увеличением соотношения скоростей валков v_1/v_2 возрастание сдвиговой деформации и, соответственно, общей деформации ε в центре листа носит нелинейный характер (рис. 2.32, а), достигая экстремума (максимального значения) при минимальной (положительной) величине опережения металла относительно валка, вращающегося с большей скоростью (рис. 2.32, б).

Общий характер изменения относительной длины зоны опережения на контакте с рабочими валками при листовой прокатке со скоростной асимметрией представлен на рис. 2.33. Практическая значимость обнаруженного эффекта заключается в том, что для максимального

увеличения деформации при данных условиях листовой прокатки со скоростной асимметрией соотношение скоростей валков v_1/v_2 необходимо увеличивать до тех пор, пока опережение не станет минимальным, предпочтительно, около 0,5%.



а



б

Рисунок 2.32 – Влияние соотношения скоростей валков на деформацию в центре листа (а) и величину опережения (относительно быстрого вала) (б)

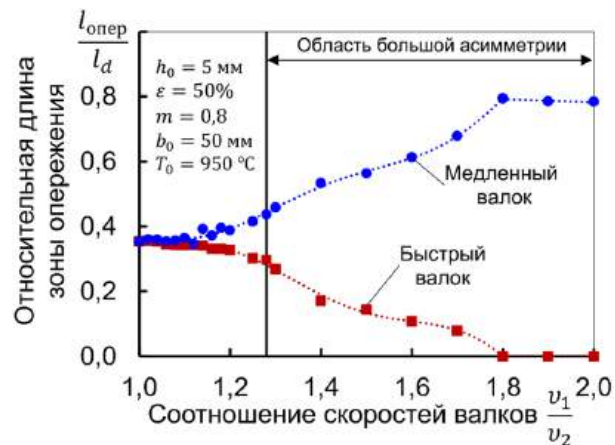


Рисунок 2.33 – Относительная длина зоны опережения на контакте с быстрым и медленным валком

С увеличением соотношения скоростей валков опережение стремится к нулю и далее принимает отрицательное значение (рис. 2.32, б). Исчезновение зоны опережения на контакте с валком, вращающимся с бо́льшей скоростью, когда критический угол γ_1 становится равным нулю, является условием частичного буксования. Согласно энергетической теории прокатки Выдрина В.Н. [9] физическая сущность этого явления заключается в том, что при $\gamma_1 = 0$ мощность (поступление энергии) на бочке валка, вращающегося с бо́льшей скоростью, достигает своего наибольшего возможного значения при данных условиях прокатки.

Однако при частичном буксовании первого валка, вращающегося с бо́льшей скоростью, процесс листовой прокатки со скоростной асимметрией не прекращается, т.к. имеется неиспользованный запас сил трения в зоне опережения на контакте со вторым валком, вращающимся с ме́ньшей скоростью, и критический угол $\gamma_2 > 0$, за счет чего продолжается поступление энергии [9]. Полное буксование и прекращение процесса листовой прокатки со скоростной асимметрией наступят только в том случае, если наряду с буксованием первого валка, вращающегося с бо́льшей скоростью, начнется также буксование второго валка, вращающегося с ме́ньшей скоростью. Буксование второго валка наступит при $\gamma_2 = 0$, что и является условием полного буксования. Такие условия являются предельными для листовой прокатки со скоростной асимметрией и определяют энергетическую возможность осуществления этого процесса прокатки [9]. Отметим, что система, состоящая из приводного и не приводного (холостого) рабочих валков, энергетически является слабо устойчивой. В отличие от нее, система, в которой скоростная асимметрия создается за счет разницы частоты вращения двух приводных рабочих валков, обладает не только высокой технологической гибкостью, но и является энергетически более устойчивой. Тем не менее, при листовой прокатке со скоростной асимметрией не следует допускать условия $\gamma_1 = 0$, которое возникает, в частности, когда соотношение скоростей валков v_1/v_2 становится равным или превышает значение коэффициента обжатия h_0/h_1 .

ВЫВОДЫ ПО ГЛАВЕ 2

1. Различие в деформированном состоянии металла при симметричной листовой прокатке и листовой прокатке со скоростной асимметрией заключается в следующем:

- при симметричной листовой прокатке деформируемая заготовка подвергается только сжатию, что можно оценить по изменению коэффициента обжатия h_0/h_1 и, соответственно, по формуле: $\varepsilon = \frac{2}{\sqrt{3}} \ln \frac{h_0}{h_1}$;
- при симметричной листовой прокатке высокое контактное трение позволяет создавать значительные сдвиговые деформации только в поверхностных (приконтактных) слоях. В центральные слои прокатываемой листовой заготовки сдвиговая деформация не проникает;
- при листовой прокатке со скоростной асимметрией деформируемая заготовка подвергается не только сжатию, но и дополнительному сдвигу, что можно оценить по изменению коэффициента обжатия h_0/h_1 и углу сдвига φ ;
- при листовой прокатке со скоростной асимметрией, при определенных условиях, сдвиговая деформация распространяется по всей толщине листа.

2. Применение скоростной асимметрии приводит к существенному росту скорости деформации в сравнении с симметричной листовой прокаткой при прочих равных условиях.

3. При симметричной листовой прокатке изменение горизонтальной проекции скорости частиц металла v_M по длине очага деформации на контакте как с верхним, так и с нижним валком является идентичным. При листовой прокатке со скоростной асимметрией картина существенно меняется. Происходит своеобразный «разрыв» скоростей, характеризующийся соотношением скоростей течения металла $\frac{v_{M1}}{v_{M2}}$.

4. Ключевой практический эффект листовой прокатки со скоростной асимметрией заключается в том, что деформация ε может быть существенно увеличена за счет угла сдвига φ без изменения коэффициента обжатия (при $h_0/h_1 = \text{const}$). Например, деформация $\varepsilon = 0,8$, соответствующая относительному обжатию по толщине 50% ($h_0/h_1 = 2$) при симметричной листовой прокатке, может быть увеличена в 2 раза за счет сдвиговой компоненты при листовой прокатке со скоростной асимметрией, т.е. до $\varepsilon = 1,6$ (при $\varphi = 67^\circ$).

5. Разработана модель оценки деформированного состояния металла при листовой прокатке со скоростной асимметрией, отличающаяся учетом влияния средних горизонтальных скоростей течения металла v_{M1}^{cp} и v_{M2}^{cp} на контакте с валками, вращающимися с различными скоростями v_1 и v_2 , а также учетом геометрических характеристик очага деформации.

6. Если соотношение скоростей валков v_1 и v_2 является величиной постоянной и может быть любым, т.е. $1 \leq v_1/v_2 < \infty$, то соотношение скоростей течения металла v_{M1} и v_{M2} в очаге деформации является величиной переменной, при этом соотношение средних скоростей течения металла v_{M1}^{cp} и v_{M2}^{cp} в очаге деформации имеет верхний предел.

7. Впервые установлено предельное кинематическое соотношение $\frac{v_{M1}^{cp}}{v_{M2}^{cp}} \leq \frac{3}{2}$ для средних горизонтальных скоростей течения металла v_{M1}^{cp} и v_{M2}^{cp} в очаге деформации на контакте с валками, вращающимися с различными скоростями v_1 и v_2 , а также предельное значение угла сдвига $\varphi_{max} = \arctg\left(\frac{1}{3} \frac{l_d}{h_{cp}}\right)$, являющегося функцией параметра формы очага деформации по высоте.

8. Впервые установлено, что при листовой прокатке со скоростной асимметрией увеличение деформации в центре листа достигает экстремума (максимума) при минимальной (положительной) величине опережения металла относительно валка, вращающегося с бóльшей скоростью. Практическая значимость этого эффекта заключается в том, что для максимального увеличения сдвиговой и, соответственно, общей деформации ε соотношение скоростей валков v_1/v_2 необходимо увеличивать до тех пор, пока опережение не станет минимальным, предпочтительно, около 0,5%.

ГЛАВА 3 НАПРЯЖЕННОЕ СОСТОЯНИЕ МЕТАЛЛА И ЭНЕРГОСИЛОВЫЕ ПАРАМЕТРЫ ПРОЦЕССА ПРИ ЛИСТОВОЙ ПРОКАТКЕ СО СКОРОСТНОЙ АСИММЕТРИЕЙ

Третья глава посвящена исследованию влияния скоростной асимметрии на напряженное состояние металла в очаге деформации, а также энергосиловые параметры (усилие, момент, мощность) процесса листовой прокатки.

3.1 Конструкция и технические характеристики оборудования для экспериментальной реализации процесса листовой прокатки со скоростной асимметрией

В рамках диссертационной работы создано лабораторное оборудование для экспериментальной реализации процесса листовой прокатки со скоростной асимметрией. Реверсивный одноклетьевого двухвалковый стан листовой прокатки с индивидуальным приводом рабочих валков разработан в соответствии с техническим заданием для лаборатории «Механика градиентных наноматериалов им. А.П. Жилиева» ФГБОУ ВО «МГТУ им. Г.И. Носова» (рис. 3.1). Оборудование было изготовлено в 2020 году в Республике Корея компанией DANAM ENC Co., LTD. Технические характеристики прокатного стана представлены в табл. 3.1. Передача крутящих моментов к рабочим валкам осуществляется от двух независимых асинхронных электродвигателей через сдвоенный (в едином корпусе) редуктор и карданные валы. Стан оснащен гидронажимными устройствами. На стане предусмотрена защита от превышения усилия прокатки свыше допустимого уровня 2,5 МН (250 тс). Также предусмотрена защита от превышения крутящих моментов свыше допустимого уровня 71000 Н·м на каждый рабочий валок.

В 2021 году прокатному стану был присвоен статус уникальной научной установки (УНУ). УНУ – это объект научной инфраструктуры, не имеющий аналогов в РФ, либо существенно отличающийся по параметрам и назначению от имеющихся аналогов, и востребованный со стороны научного сообщества, позволяющий обеспечить при проведении исследований получение значимых научных результатов мирового уровня, которые невозможно достичь на других объектах, в том числе, на серийно выпускаемых научных приборах и оборудовании, а также комплексах, созданных исключительно на их основе (<https://ckp-rf.ru/catalog/usu/3206908/>). Положение об уникальной научной установке СМК-Н-УК-42-21 от 25.11.2021.

Таблица 3.1 – Технические характеристики оборудования для экспериментальной реализации процесса листовой прокатки со скоростной асимметрией

Параметр	Значение
Максимально допустимое усилие прокатки	2,5 МН (250 тс)
Максимально допустимые крутящие моменты	2×71000 Н·м
Мощность асинхронных электродвигателей главного привода	2×75 кВт
Номинальная скорость вращения вала электродвигателя	1000 об/мин
Сдвоенный редуктор	Трехступенчатый
Номинальное передаточное число редуктора	100
Номинальный диаметр валков (комплект валков без подогрева)	340 мм
Длина бочки валков (комплект валков без подогрева)	400 мм
Номинальный диаметр валков (комплект валков с подогревом)	340 мм
Длина бочки валков (комплект валков с подогревом)	370 мм
Нагрев поверхности бочек валков (с помощью 18 нагревателей, вставляемых внутрь каждого валка)	До 350 °С (с точностью ±20 °С)
Номинальная (максимальная) скорость вращения валков	10 об/мин (0,178 м/с)
Соотношение скоростей валков	от 1 до 10
Станины рабочей клетки	Закрытого типа
Материал рабочих валков (комплект валков без подогрева)	Кованая хромистая сталь SKD11. Твердость бочки по Шору (HSD) 89...96
Материал валков (комплект валков с подогревом)	Кованая хромистая сталь SKD61. Твердость бочки по Шору (HSD) 50...55
Подшипники	Сферические роликовые
Уравновешивающее устройство	Гидравлическое
Нажимное устройство	Гидравлическое
Максимальный ход гидроцилиндров	120 мм
Максимальная скорость перемещения гидроцилиндров	5 мм/с

Общая масса оборудования составляет $\cong 25$ тонн. Суммарная установленная электрическая мощность – 200 кВт. Стан обеспечивает многопроходную, в том числе, реверсивную прокатку листовых заготовок из черных (Fe) и цветных (Al, Cu, Ti, Mg и др.) металлов и сплавов в двух режимах: 1) симметричная листовая прокатка; 2) листовая прокатка со скоростной асимметрией.

Начальная (максимальная) толщина листовых заготовок ограничена только ходом ГНУ (максимальный ход гидроцилиндров составляет 100 мм), а также условиями захвата. При симметричной прокатке конечная (минимальная) выкатываемая толщина листов определяется

жесткостью рабочей клетки дуо и в зависимости от материала и ширины прокатываемых листовых заготовок ограничена уровнем 0,5...0,8 мм.

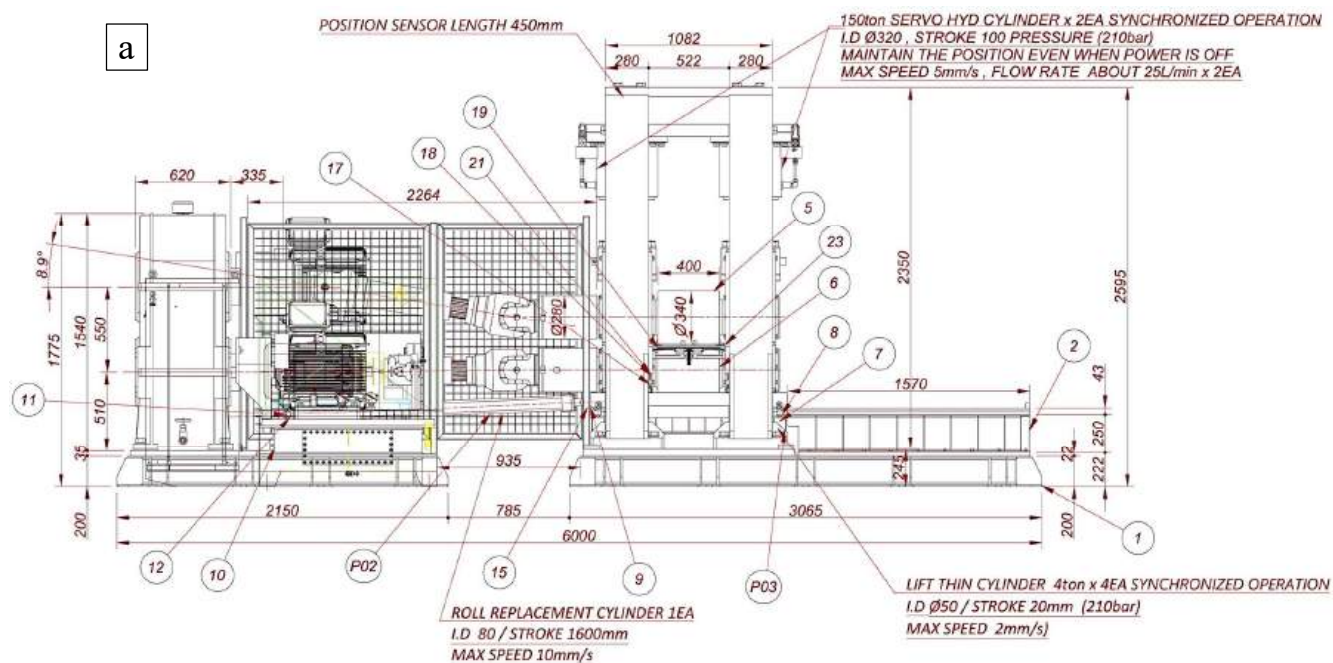


Рисунок 3.1 – Габаритные размеры (а) и общий вид (б) прокатного стана лаборатории «Механика градиентных наноматериалов им. А.П. Жилеева»

Система управления прокатным станом обеспечивает мониторинг в режиме реального времени с цифровой (количественной) индикацией следующих параметров технологического процесса:

- усилие прокатки (тс);
- крутящий момент на верхнем рабочем валке (Н·м);
- крутящий момент на нижнем рабочем валке (Н·м);
- частота вращения верхнего рабочего валка (об/мин);
- частота вращения нижнего рабочего валка (об/мин);
- межвалковый зазор (мм);
- положение левого ГНУ (мм);
- положение правого ГНУ (мм);
- температура верхнего валка (°С) (для комплекта валков с подогревом);
- температура нижнего валка (°С) (для комплекта валков с подогревом).

Запись параметров технологического процесса осуществляется с шагом по времени 0,01 секунды (10 мс). Обеспечена возможность сохранения и записи параметров в формат *.xls (электронные таблицы MS Excel).

Номинальная (максимальная) скорость вращения рабочих валков составляет 10 об/мин (0,178 м/с). Главный привод стана листовой прокатки, включающий два асинхронных электродвигателя 2×75 кВт (A.C Motor 250M Hyosung), является частотно-регулируемым (Variable Frequency Drive). Регулирование скоростей рабочих валков является независимым и осуществляется двумя векторными преобразователями частоты VFD900C43A серии C2000 (DELTA Electronics) мощностью 2×90 кВт. С помощью частотных преобразователей частота вращения валков может быть снижена до 1 об/мин, что соответствует возможностям регулирования соотношения скоростей валков в интервале от 1 до 10. Минимальный шаг регулирования частоты вращения валков составляет 0,1 об/мин. Однако максимально нагружать электродвигатели в интервале частот вращения от 2 до 1 об/мин не рекомендуется.

Измерение угловых скоростей осуществляется двумя инкрементальными оптическими энкодерами с полым валом Kubler 8.A020.A231.1024. Инкрементальный энкодер – это устройство, преобразующее угловое перемещение вала в нормированный дискретный сигнал (импульс). Конструктивно энкодер состоит из измерительного преобразователя, защищенного корпусом и вала, передающего вращательное движение. В измерительной части предусмотрены уплотнения корпуса и вала, обеспечивающие защиту от внешних воздействий IP65. Со стороны вала расположен фланец с резьбовыми отверстиями для крепления скобы. Внутри корпуса располагается фотоприемник (датчик) и взаимодействующий с ним специальный кодирующий

диск. В качестве кодирующего диска используется лимб с нанесенными оптическими метками. Во время работы кодирующий диск приводится в движение валом и прерывает световой сигнал. Таким образом, принцип действия энкодера основан на фотоэлектрическом эффекте: при попадании светового потока на фотоприемник, формируется сигнал, соответствующий логической единице, а при его отсутствии – логическому нулю. Прерывание светового потока осуществляется вращающимся кодирующим диском. Количество прерываний строго постоянно и соответствует количеству меток на кодирующем диске. В характеристиках энкодеров эта величина обозначается как разрешение – количество импульсов, поступающих за один оборот (имп/об, PPR, pulse per revolution). Разрешение – это основной параметр энкодера, характеризующий его точность. С помощью него можно определить дискретность энкодера – перемещение, соответствующее одному импульсу энкодера. Импульсы преобразуются в физическую величину – угловую скорость (частоту вращения). Определение скорости вращения $n_{дв}$ (об/мин) осуществляется подсчетом количества импульсов m , поступающих за единицу времени (рис. 3.2):



Рисунок 3.2 – Импульсы энкодера

$$n_{дв} = \frac{m \cdot 60 \text{ сек}}{\text{разрешение (имп/об)}} \quad (3.1)$$

Технические характеристики оптического энкодера с полым валом Kubler 8.A020.A231.1024:

- максимальная скорость: 3000 об/мин;
- количество импульсов на об/мин: 1024;
- уровень выходного сигнала: HTL, TTL;
- выходные сигналы: A+, A-, B+, B-, Z+, Z-;
- выходные сигналы: Push-pull (7272) / RS422;
- напряжение питания: 10-30 В;
- максимальный ток нагрузки: 150 мА;
- диаметр вала: 38 мм.

Энкодер размещен на валу каждого асинхронного электродвигателя.

Измерение крутящих моментов $M_{кр}$, приведенных к бочкам рабочих валков, производится с помощью преобразователей частоты главных электродвигателей. Момент $M_{дв}$ на валу двигателя связан с потребляемой электродвигателем мощностью $N_{дв}$ соотношением:

$$M_{дв} = \frac{N_{дв}}{\omega_{дв}} \quad (3.2)$$

где $\omega_{дв}$ – угловая скорость вращения вала двигателя, рад/с.

Отметим, что в паспорте всегда указывается номинальная механическая мощность на валу электродвигателя. Но это не та электрическая мощность, которую данный электродвигатель потребляет из сети. Чтобы определить номинальную активную электрическую мощность асинхронного электродвигателя, опираясь на данные паспорта, необходимо принять в расчет КПД. Это значит, что только часть активной мощности, подаваемой из сети на обмотки статора двигателя, и безвозвратно потребляемой двигателем, преобразуется в механическую мощность на валу. Полная электрическая мощность, подаваемая на статор электродвигателя от сети всегда больше механической мощности на валу и больше активной мощности, безвозвратно потребляемой электродвигателем. Для нахождения полной мощности достаточно активную мощность разделить на $\cos \varphi$. Часть полной мощности, подаваемой на обмотки статора асинхронного электродвигателя, возвращается в сеть. Это реактивная мощность Q , которую колебательный контур системы запасает и отдает обратно в сеть и которая измеряется в реактивных Вольт-Амперах (ВА).

$$Q = UI \sin \varphi \quad (3.3)$$

где U и I – среднеквадратичное значение напряжения и силы тока цепи соответственно, $\cos \varphi$ – косинус угла сдвига фазы между напряжением и током.

Активная мощность $N_{дв}$ измеряется в Ваттах (Вт). Это мощность, которая потребляется сопротивлением системы на полезную работу и тепло.

$$N_{дв} = UI \cos \varphi \quad (3.4)$$

Полная мощность S определяется в Вольт-Амперах (ВА).

$$S = \frac{N_{дв}}{\cos \varphi} = \sqrt{N_{дв}^2 + Q^2} = UI \quad (3.5)$$

Коэффициент мощности $\cos \varphi$ – это скалярная физическая величина, отражающая эффективность потребления электрической энергии. Коэффициент $\cos \varphi$ показывает наличие реактивной части и величину получаемой активной части относительно всей мощности. Коэффициент $\cos \varphi$ находится через отношение активной электрической мощности к полной электрической мощности.

Угловая скорость вращения $\omega_{\text{дв}}$ (рад/с) связана с $n_{\text{дв}}$ (об/мин) соотношением:

$$\omega_{\text{дв}} = \frac{2\pi n_{\text{дв}}}{60} = \frac{n_{\text{дв}}}{9,55} \quad (3.6)$$

Тогда момент $M_{\text{дв}}$ на валу двигателя, выраженный через $n_{\text{дв}}$, определяется следующим образом:

$$M_{\text{дв}} = \frac{9550 N_{\text{дв}}}{n_{\text{дв}}} \quad (3.7)$$

Фактически потребляемая электродвигателем активная мощность $N_{\text{дв}}$ при прокатке определяется векторным преобразователем частоты. С учетом передаточного числа редуктора (номинальное число $i = 100$, фактическое число $i = 99,643$) КПД двигателя $\eta_{\text{дв}}$ и КПД передаточных механизмов (редуктора, карданного вала) $\eta_{\text{мех}}$ рассчитывается крутящий момент $M_{\text{кр}}$, приведенный к бочке рабочего вала:

$$M_{\text{кр}} = M_{\text{ст}} = M_{\text{пр}} + M_{\text{тр}} + M_{\text{хх}} = \frac{9550 N_{\text{дв}} \eta_{\text{дв}} \eta_{\text{мех}} i}{n_{\text{дв}}} \quad (3.8)$$

где $M_{\text{кр}}$ – измеряемый крутящий момент, приведенный к бочке рабочего вала, Н·м; $n_{\text{дв}}$ – измеряемая энкодером угловая скорость вращения вала двигателя, об/мин; $N_{\text{дв}}$ – измеряемая преобразователем частоты активная мощность, кВт.

Отметим, что в условиях отсутствия динамического момента (проявляющегося только при разгоне или замедлении вала двигателя) измеряемый крутящий момент $M_{\text{кр}}$, приведенный к бочке рабочего вала, равен статическому моменту $M_{\text{ст}}$, и включает в себя момент прокатки $M_{\text{пр}}$, момент добавочных сил трения $M_{\text{тр}}$ и момент холостого хода $M_{\text{хх}}$.

Измерение усилия прокатки (тс) осуществляется двумя месдозами UL200T (DACELL), расположенными между ГНУ и левой и правой подушками верхнего рабочего вала. Каждая месдоза имеет следующие технические параметры, характеризующие точность измерения усилия прокатки:

- номинальная нагрузка (на англ. Rated Capacity, сокр. R.C.) – 200 тс – максимальная осевая нагрузка, на которую рассчитан датчик;
- номинальный выход (на англ. Rated Output, сокр. R.O.) – 2 мВ/В±0,1% – алгебраическая разница между выходными сигналами без нагрузки и при номинальной нагрузке (указывается в милливольтх на вольт при номинальной нагрузке);
- нелинейность (на англ. Non-linearity) – 0,05% R.O.;
- гистерезис – 0,05% R.O. – максимальная разница между выходными сигналами для одной и той же приложенной нагрузки;

- повторяемость – 0,03% R.O. – способность датчика воспроизводить выходные сигналы, когда к нему последовательно прикладывается одна и та же нагрузка, действующая в одном и том же направлении и в одних и тех же условиях (повторяемость выражается как максимальная разница между выходными сигналами в процентах от номинальной нагрузки);
- нулевой баланс (на англ. Zero balance) – $\pm 2\%$ R.O. – отклонение выходного сигнала датчика при номинальном напряжении от выходного сигнала без нагрузки, выражаемое в процентах от номинальной нагрузки;
- температурный эффект на R.O. – 0,05% нагрузки / 10 °C;
- температурный эффект на нулевой баланс – 0,05% R.O. / 10 °C;
- допустимая перегрузка – 150% R.C.

Стан листовой прокатки оснащен гидронажимными устройствами (ГНУ) (210BAR ID320 120 ST). Измерение положения поршня в каждом гидроцилиндре определяется датчиком линейных перемещений Micropulse BTL7 S561B-M0350-B-S32 (Balluff). Тип: стержневой магнитострикционный преобразователь линейных перемещений с позиционным магнитом в виде кольца. Корпус выдерживает давление масла до 600 бар. Диапазон измерения: 350 мм. Разрешение: 0,001 мм. Интерфейс: SSI (25 bit, Binary, rising). Температурный диапазон эксплуатации: -40...+85 °C. Степень пылевлагозащиты: IP67. Материал корпуса: нержавеющая сталь. Питание: 10...30 V DC. Подключение: разъем M16 8 pin. Нелинейность: $\leq \pm 30$ мкм. Повторяемость: $\leq \pm 5$ мкм. Гистерезис: $\leq \pm 7$ мкм.

Для обеспечения точности позиционирования гидравлического исполнительного механизма, а также контроля давления и скорости используются пропорциональные гидрораспределители прямого действия D1FPE50FJ9NB00 (Parker).

3.2 Влияние скоростной асимметрии на усилие при листовой прокатке

При расчетах режимов обжатий усилие прокатки служит важным ограничением предельных значений. Усилие прокатки измеряется в МН или тс. Усилие прокатки P не должно превышать некоторого предельного значения $[P]$, которое на каждом стане определяется или задается, исходя из прочности деталей и работоспособности механизмов стана.

Факт снижения усилия прокатки за счет применения скоростной асимметрии является известным [15, 22, 30, 34, 46-48, 252-254]. Однако открытым остается вопрос, касающийся пределов этого снижения. Исследование влияния соотношения скоростей валков на усилие при листовой прокатке проводили методом конечных элементов в программе QForm (рис. 3.3). При

моделировании особое внимание было уделено размерам конечно-элементной сетки. Параметры сетки аналогичны представленным во второй главе.

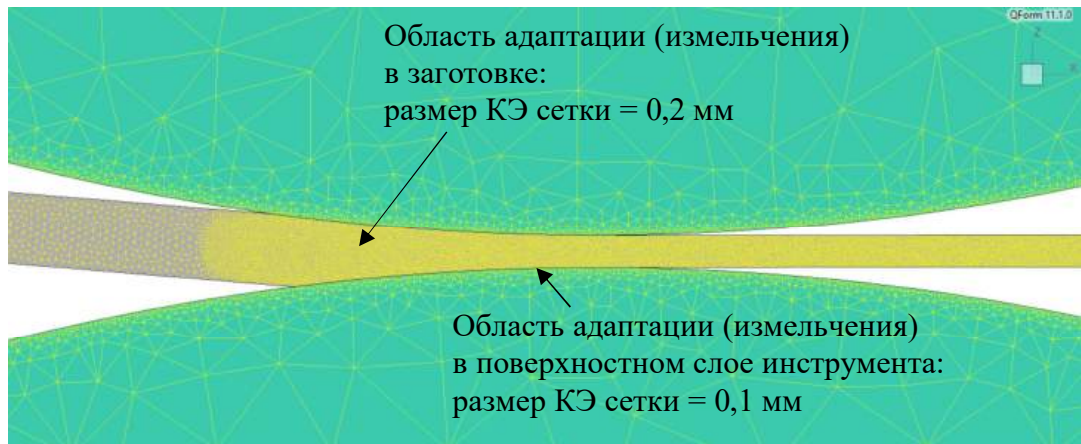


Рисунок 3.3 – Пример сетки конечных элементов при моделировании процесса

По результатам расчета определяли усилие прокатки как в абсолютных единицах измерения (тс, МН), так и в относительных единицах:

$$P_{\text{отн}} = \frac{P_{\text{асим}}}{P_{\text{сим}}} \quad (3.9)$$

где $P_{\text{отн}}$ – относительное усилие; $P_{\text{сим}}$ – усилие при симметричной листовой прокатке; $P_{\text{асим}}$ – усилие при листовой прокатке со скоростной асимметрией.

Отметим, что полное исследование включало конечно-элементное моделирование в следующих диапазонах варьируемых параметров: начальная толщина заготовки h_0 от 2 мм до 40 мм; конечная толщина заготовки h_1 от 1 мм до 10 мм; диаметры рабочих валков от 100 мм до 800 мм; единичное обжатие от 10% до 75%; соотношение скоростей валков $\frac{v_1}{v_2}$ от 1 до 5; показатель (фактор) трения Леванова от 0,1 до 1,0.

В качестве примера рассмотрим результаты расчета влияния соотношения скоростей валков v_1/v_2 в интервале от 1 до 2 на усилие при листовой прокатке со скоростной асимметрией (табл. 3.2, рис. 3.4). Результаты получены для следующих условий моделирования: начальная толщина заготовки $h_0 = 5$ мм, ширина заготовки $b_0 = 50$ мм, обжатие $\varepsilon = 50\%$, диаметры рабочих валков $D = 340$ мм, показатель трения $m = 0,8$ и начальная температура нагрева заготовки $T_0 = 950$ °С. Материал заготовки – низкоуглеродистая С-Мн сталь, реологическая модель которой представлена во второй главе.

Численно показано, что усилие при листовой прокатке со скоростной асимметрией может быть снижено до 2 и более раз в сравнении с симметричной прокаткой при прочих равных условиях (рис. 3.4). Практическая значимость этого эффекта заключается в технологической

возможности применения скоростной асимметрии для повышения обжимной способности прокатных клетей.

Таблица 3.2 – Влияние соотношения скоростей валков на усилие при листовой прокатке со скоростной асимметрией (результаты расчета)

№	Скорость нижнего валка v_1 , об/мин	Скорость верхнего валка v_2 , об/мин	$\frac{v_1}{v_2}$	Усилие прокатки P		Относительное усилие прокатки $\frac{P_{асим}}{P_{сим}}$
				тс	МН	
1	10	10,00	1,00	73,8	0,724	1,0000
2	10	9,80	1,02	73,9	0,725	1,0014
3	10	9,62	1,04	74,0	0,726	1,0027
4	10	9,43	1,06	73,9	0,725	1,0014
5	10	9,26	1,08	73,9	0,725	1,0014
6	10	9,09	1,10	73,9	0,725	1,0014
7	10	8,93	1,12	73,6	0,722	0,9973
8	10	8,77	1,14	73,2	0,718	0,9919
9	10	8,62	1,16	72,7	0,713	0,9851
10	10	8,47	1,18	71,8	0,704	0,9729
11	10	8,33	1,20	71,1	0,697	0,9634
12	10	8,00	1,25	69,8	0,685	0,9458
13	10	7,8125	1,28	67,8	0,665	0,9187
14	10	7,69	1,30	67,1	0,658	0,9092
15	10	7,14	1,40	58,4	0,573	0,7913
16	10	6,67	1,50	50,0	0,490	0,6775
17	10	6,25	1,60	43,4	0,426	0,5881
18	10	5,88	1,70	37,5	0,368	0,5081
19	10	5,56	1,80	33,4	0,328	0,4526
20	10	5,26	1,90	33,4	0,328	0,4526
21	10	5,00	2,00	33,6	0,330	0,4553

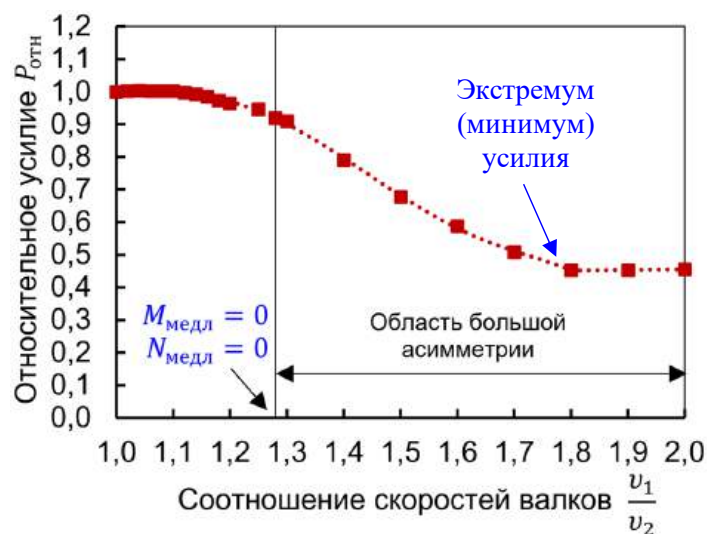


Рисунок 3.4 – Влияние соотношения скоростей валков на относительное усилие при листовой прокатке со скоростной асимметрией (результаты расчета)

На основе моделирования установлено, что при листовой прокатке со скоростной асимметрией снижение усилия прокатки достигает экстремума (минимума) при минимальной (положительной) величине опережения металла относительно валка, вращающегося с бóльшей скоростью (рис. 3.5).

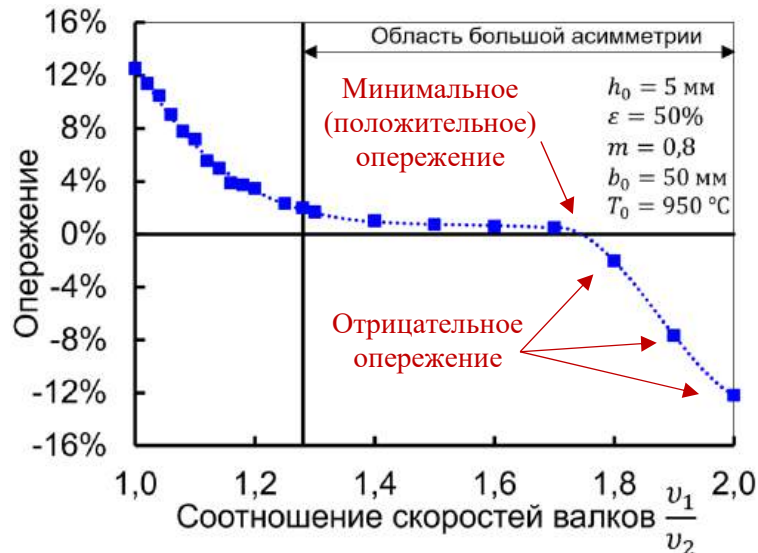
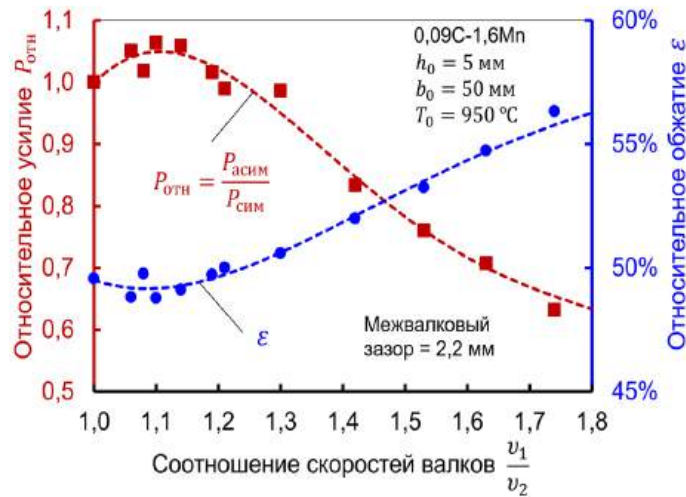


Рисунок 3.5 – Влияние соотношения скоростей валков на величину опережения относительно валка, вращающегося с бóльшей скоростью (результаты расчета)

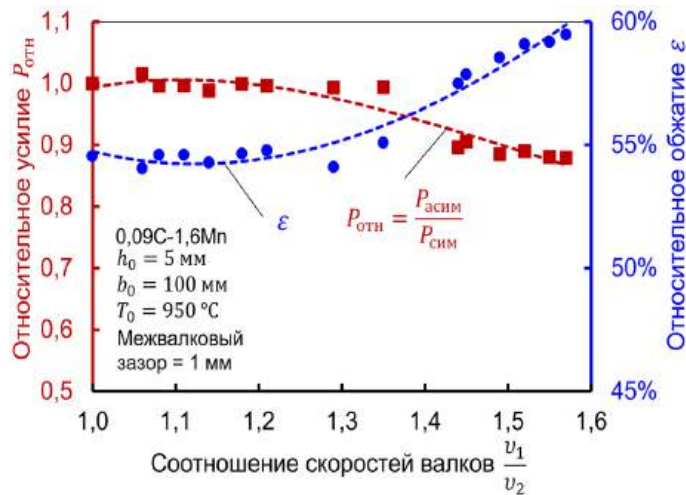
Экспериментальное исследование влияния скоростной асимметрии на усилие прокатки выполняли на уникальной научной установке (табл. 3.3, рис. 3.6).

Таблица 3.3 – Влияние соотношения скоростей валков на усилие при листовой прокатке со скоростной асимметрией (результаты эксперимента)

№	Соотношение скоростей валков $\frac{v_1}{v_2}$	Межвалковый зазор, мм	Усилие прокатки, тс		Относительное усилие прокатки $\frac{P_{асим}}{P_{сим}}$	Относительное обжатие, %
			тс	МН		
1	1,00	2,2	73,0	0,716	1,00	49,6
2	1,06	2,2	76,8	0,752	1,05	48,8
3	1,08	2,2	74,4	0,729	1,02	49,8
4	1,10	2,2	77,7	0,761	1,06	48,8
5	1,14	2,2	77,3	0,758	1,06	49,1
6	1,19	2,2	74,2	0,727	1,02	49,7
7	1,21	2,2	72,3	0,708	0,99	50,0
8	1,30	2,2	72,1	0,706	0,99	50,6
9	1,42	2,2	60,87	0,597	0,83	52,0
10	1,53	2,2	55,57	0,545	0,76	53,2
11	1,63	2,2	51,67	0,506	0,71	54,7
12	1,74	2,2	46,17	0,452	0,63	56,3



а



б

Рисунок 3.6 – Экспериментальные кривые, характеризующие влияние соотношения скоростей валков на относительное усилие и обжатие при листовой прокатке заготовки шириной 50 мм (а) и 100 мм (б)

В серии экспериментов (рис. 3.6) варьировали только соотношение скоростей валков. Все остальные условия прокатки были неизменными, включая начальный межвалковый зазор. Поскольку скоростная асимметрия приводила к снижению усилия прокатки, то упругая деформации клетки снижалась. В результате, фактически происходило одновременное увеличение относительного обжатия заготовки. Например, при прокатке заготовки шириной 50 мм относительное усилие составило 0,63 при $v_1/v_2 = 1,74$ при одновременном увеличении обжатия с 49,6% при $v_1/v_2 = 1$ до 56,3% при $v_1/v_2 = 1,74$ (табл. 3.3, рис. 3.6, а).

Отметим, что применение скоростной асимметрии при листовой прокатке в сочетании с использованием высокотемпературной смазки усиливает эффект снижения усилия при одновременном увеличении обжатия (рис. 3.7).

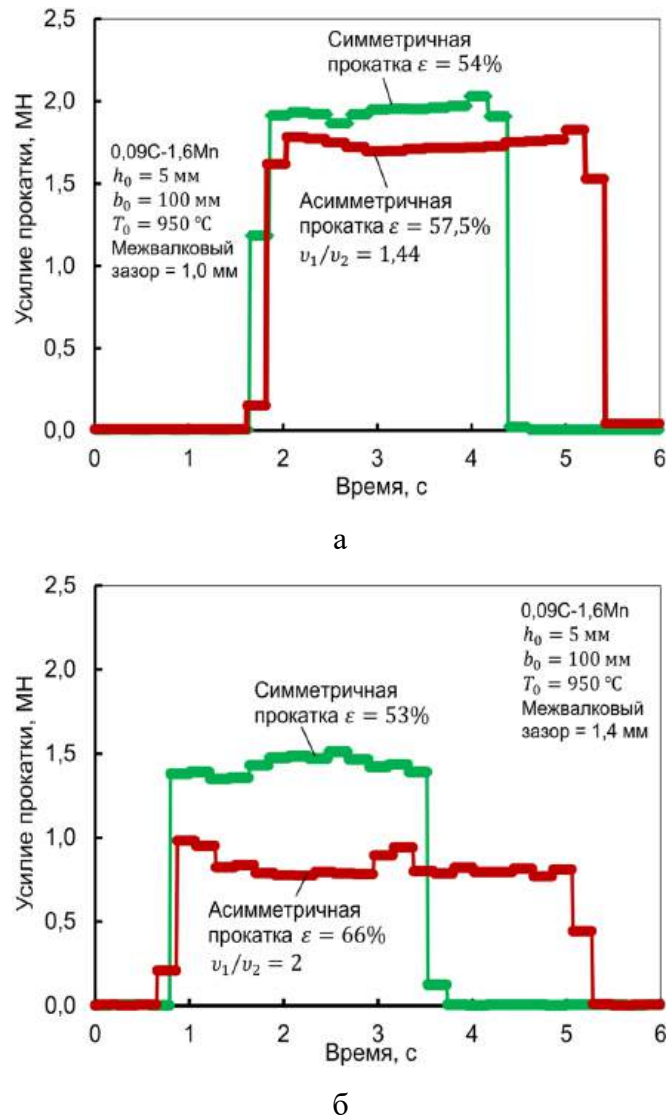


Рисунок 3.7 – Усилие прокатки по результатам эксперимента:

а – без использования смазки; б – с использованием высокотемпературной смазки

Сравнение результатов расчета усилия прокатки методом конечных элементов (МКЭ) с результатами экспериментов показало их высокую сходимость (рис. 3.8-3.9). Сравнение общей геометрической формы полосы при листовой прокатке со скоростной асимметрией по результатам моделирования МКЭ и эксперимента показано на рис. 3.10.

Отметим, что по результатам экспериментов в области малой скоростной асимметрии при листовой прокатке без использования смазки наблюдался рост усилия прокатки и одновременное небольшое снижение относительного обжатия (рис. 3.6).

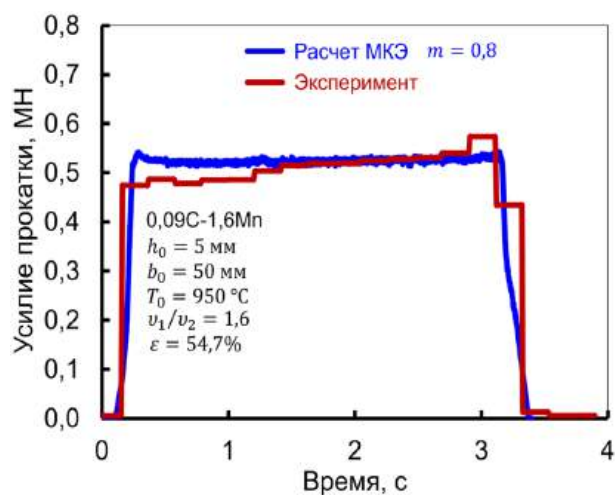


Рисунок 3.8 – Сравнение усилия прокатки по результатам расчета МКЭ и эксперимента (ширина заготовки 50 мм)

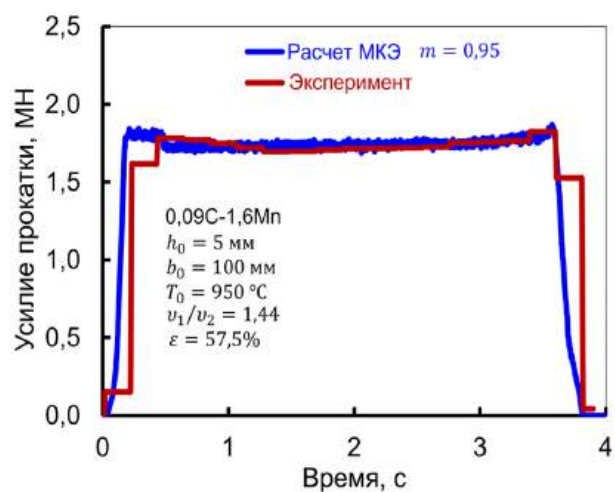
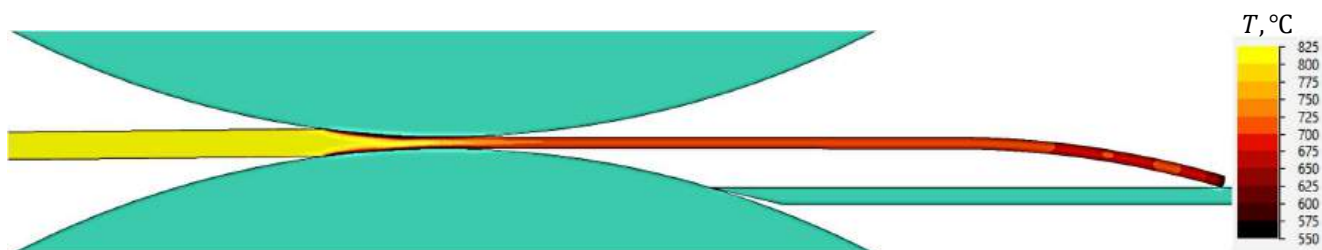
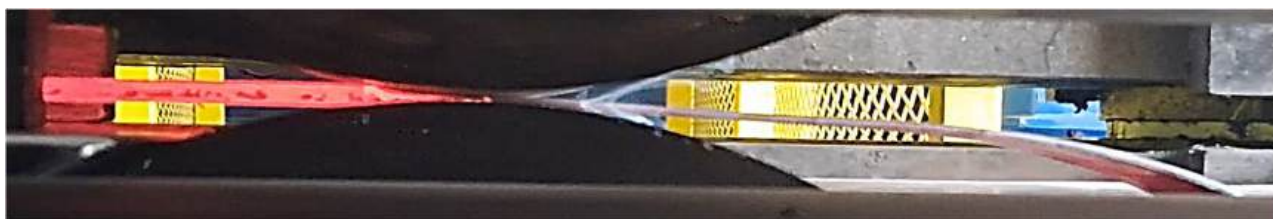


Рисунок 3.9 – Сравнение усилия прокатки по результатам расчета МКЭ и эксперимента (ширина заготовки 100 мм)



а



б

Рисунок 3.10 – Геометрическая форма полосы при листовой прокатке со скоростной асимметрией: а – моделирование МКЭ; б – эксперимент

3.3 Влияние скоростной асимметрии на распределение моментов между приводными рабочими валами

В общем случае, момент на валу двигателя, необходимый для привода одного рабочего вала в клети прокатного стана, определяется по формуле:

$$M_{\text{дв}} = \frac{M_{\text{пр}} + M_{\text{тр}} + M_{\text{хх}} \pm M_{\text{дин}}}{\eta_{\text{дв}} \eta_{\text{мех}} i} = \frac{M_{\text{ст}} \pm M_{\text{дин}}}{\eta_{\text{дв}} \eta_{\text{мех}} i} \quad (3.10)$$

где $M_{\text{пр}}$ – момент прокатки, т.е. момент, требующийся для преодоления сопротивления металла пластической деформации и сил контактного трения; $M_{\text{тр}}$ – момент добавочных сил трения, возникающих в узлах трения (в подшипниках вала и передаточных механизмах) без учета момента, требующегося на вращение вала при холостом ходе; $M_{\text{хх}}$ – момент холостого хода, т.е. момент, требующийся для привода вала во время холостого хода; $M_{\text{дин}}$ – динамический момент, необходимый для преодоления момента инерции при изменении скорости вращения вала двигателя; если скорость вращения постоянная, то $M_{\text{дин}} = 0$; $M_{\text{ст}}$ – статический момент; $\eta_{\text{дв}}$ – КПД двигателя; $\eta_{\text{мех}}$ – КПД передаточных механизмов (редуктора и/или шестеренной клети, шпинделя или карданного вала, муфты); i – передаточное число редуктора ($i = 1$ при отсутствии редуктора).

Момент $M_{\text{дв}}$ не должен превышать значения, при котором происходит отключение двигателя от сети:

$$M_{\text{дв}} < M_{\text{откл}} = k M_{\text{ном}} \quad (3.11)$$

Номинальный момент $M_{\text{ном}}$ и коэффициент перегрузки k являются основными паспортными характеристиками двигателя. Коэффициент перегрузки в зависимости от исполнения отключающей системы изменяется в пределах $k = 2,25 - 2,75$.

Момент холостого хода расходуется на вращение при работе двигателя вхолостую, поэтому он не может быть вычислен, а должен быть измерен. Близкий результат получается, если в расчетах принять:

$$M_{\text{хх}} = 0,05 M_{\text{ном}} \quad (3.12)$$

Динамический момент, проявляющийся только при разгоне или замедлении вала двигателя, определяется по формуле:

$$M_{\text{дин}} = \frac{\sum G_i D_i^2}{4} \frac{d\omega}{dt} = \frac{\sum G_i D_i^2}{375} \frac{dn}{dt} \quad (3.13)$$

где знак Σ означает суммирование по всем деталям, вращающимся от одного двигателя (валок, шпиндель или карданный вал, муфта и т.д.); G – масса вращающейся детали, D – диаметр.

Произведение $G_i D_i^2$ называется маховым моментом i -й вращающейся детали; для якоря двигателя маховый момент записан в паспорте двигателя и считается известным; маховые моменты остальных деталей необходимо рассчитывать, имея их чертежи. Изменение угловой скорости вращения во времени $\frac{dn}{dt} \left(\frac{\text{об/мин}}{\text{с}} \right)$ является также паспортной характеристикой двигателя.

Момент трения в подшипниках для одного рабочего вала (для клетки дуо):

$$M_{\text{тр}} = P \mu_{\text{ш}} \frac{d_{\text{ш}}}{2} \quad (3.14)$$

где P – усилие прокатки; $d_{\text{ш}}$ – диаметр шейки вала; $\mu_{\text{ш}}$ – коэффициент трения в подшипниках.

Для двигателей постоянного тока, позволяющих плавно регулировать скорость вращения в широких пределах, номинальный момент $M_{\text{ном}}$ зависит от скорости вращения. При регулировании скорости (оборотов) от 0 до n_1 номинальный момент $M_{\text{ном}}$ не зависит от скорости, т.к. регулирование ее осуществляется за счет изменения тока якоря двигателя. При дальнейшем повышении скорости до возможного значения n_2 уменьшается ток возбуждения статора двигателя, и это вызывает снижение номинального момента. При скорости двигателя $n < n_1$ номинальный момент $M_{\text{ном}} = \text{const}$; в диапазоне скоростей $n_1 < n < n_2$ момент $M_{\text{ном}}$ уменьшается обратно пропорционально скорости.

При установившемся процессе листовой прокатки в условиях плоской деформации без натяжений теоретическое определение момента прокатки $M_{\text{пр}}$ на бочке одного вала без учета его упругого сплющивания осуществляют двумя методами [7]:

– по удельным силам трения:

$$M_{\text{пр}} = bR^2 \int_{\gamma}^{\alpha} \tau d\varphi - bR^2 \int_0^{\gamma} \tau d\varphi \quad (3.15)$$

где τ – удельная сила трения; α – угол контакта полосы с валком (угол захвата); γ – нейтральный (критический) угол, характеризующий положение нейтральной точки; R – радиус вала; b – ширина прокатываемого листа;

– по усилию прокатки:

$$M_{\text{пр}} = Pa = P\psi l_d \quad (3.16)$$

где P – усилие прокатки; a – плечо приложения силы относительно вертикальной линии, соединяющей центры верхнего и нижнего валков; ψ – коэффициент плеча, представляющий собой долю длины очага деформации l_d .

Формула (3.15) для определения момента прокатки $M_{\text{пр}}$ по удельным силам трения τ впервые была опубликована В.Ф. Баяковым в 1932 г. Именно эта формула физически верно отражает фрикционное взаимодействие вала с полосой.

Из анализа элементарных сил, распределенных по дуге контакта, следует, что момент прокатки $M_{\text{пр}}$ создается действием удельных сил трения τ . Контактные удельные силы сжатия не создают момента прокатки, т.к. линии их действия проходят через центр валка. Для элементарной площадки $bRd\varphi$ для бочки валка момент прокатки $M_{\text{пр}}$ составляет [9]:

$$dM_{\text{пр}} = \tau R b R d\varphi = \tau b R^2 d\varphi \quad (3.17)$$

В соответствии со схемой на рис. 3.11, на валок действуют следующие внешние моменты:

$M_{\text{пр}}$ – момент, приложенный к бочке валка от двигателя через передаточные механизмы; направление действия этого момента совпадает с направлением вращения валка;

$M_{\text{от}}$ – момент, приложенный к бочке валка от прокатываемой полосы, и создаваемый удельными силами трения τ в зоне отставания; направление действия этого момента противоположно направлению вращения валка;

$M_{\text{оп}}$ – момент, приложенный к бочке валка от прокатываемой полосы, и создаваемый удельными силами трения τ в зоне опережения; направление действия этого момента совпадает с направлением вращения валка.

Из условия равновесия $\Sigma M = 0$:

$$M_{\text{пр}} - M_{\text{от}} + M_{\text{оп}} = 0 \quad (3.18)$$

$$M_{\text{пр}} = M_{\text{от}} - M_{\text{оп}} \quad (3.19)$$

$$M_{\text{пр}} = R^2 \int_{\gamma}^{\alpha} \tau b d\varphi - R^2 \int_0^{\gamma} \tau b d\varphi \quad (3.20)$$

При допущении, что ширина полосы b на протяжении очага деформации остается постоянной, полный момент прокатки с учетом различного направления сил трения в зонах отставания и опережения составит:

– при симметричной листовой прокатке для одного валка:

$$M_{\text{пр}} = bR^2 \int_{\gamma}^{\alpha} \tau d\varphi - bR^2 \int_0^{\gamma} \tau d\varphi \quad (3.21)$$

при этом суммарный момент $M_{\text{пр}}^{\Sigma}$ для двух валков составит:

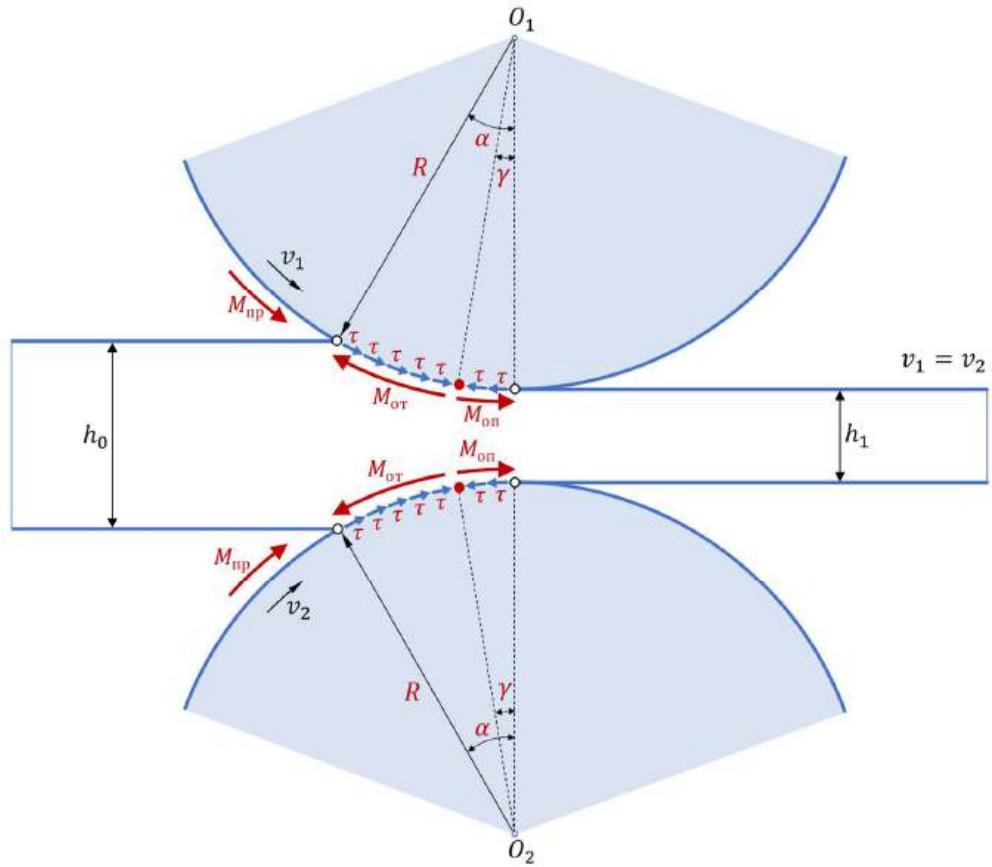
$$M_{\text{пр}}^{\Sigma} = 2M_{\text{пр}} \quad (3.22)$$

– при листовой прокатке со скоростной асимметрией:

для валка, вращающегося с большей скоростью:

$$M_{\text{пр}1} = bR^2 \int_{\gamma_1}^{\alpha_1} \tau d\varphi - bR^2 \int_0^{\gamma_1} \tau d\varphi \quad (3.23)$$

а



б

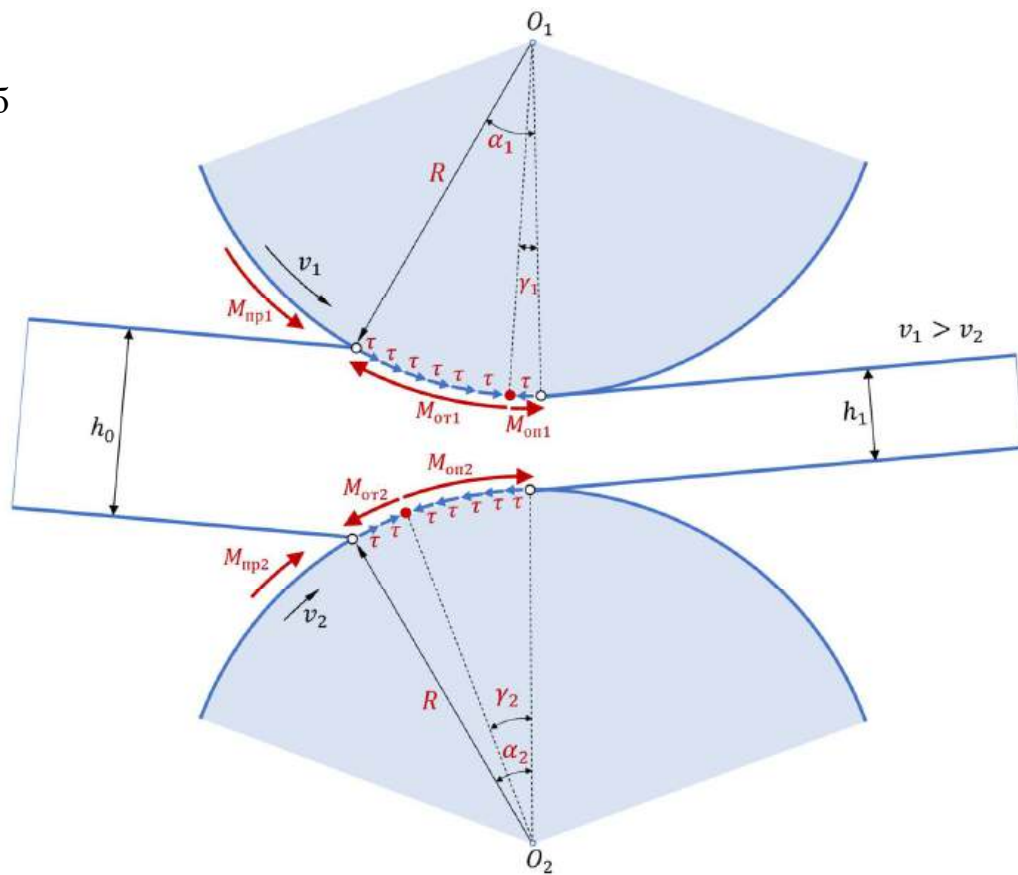


Рисунок 3.11 – Схема к определению момента прокатки M_{np} по удельным силам трения τ при симметричной листовой прокатке (а) и листовой прокатке со скоростной асимметрией (б)

для валка, вращающегося с меньшей скоростью:

$$M_{\text{пр2}} = bR^2 \int_{\gamma_2}^{\alpha_2} \tau d\varphi - bR^2 \int_0^{\gamma_2} \tau d\varphi \quad (3.24)$$

при этом суммарный момент $M_{\text{пр}}^{\Sigma}$ для двух валков составит:

$$M_{\text{пр}}^{\Sigma} = M_{\text{пр1}} + |M_{\text{пр2}}|$$

При симметричной листовой прокатке протяженность зоны опережения всегда меньше протяженности зоны отставания и, соответственно, $\gamma < \frac{\alpha}{2}$. Физически это означает, что момент $M_{\text{от}}$, приложенный к бочке прокатного валка от прокатываемой полосы в зоне отставания всегда больше момента $M_{\text{оп}}$, приложенного к бочке прокатного валка от прокатываемой полосы в зоне опережения, т.е. $M_{\text{от}} > M_{\text{оп}}$.

При листовой прокатке со скоростной асимметрией в соответствии со схемой (рис. 3.11, б) с увеличением соотношения скоростей валков протяженность зоны отставания на валке, вращающемся с большей скоростью, возрастает, а зоны опережения при этом одновременно снижается. Физически это также означает, что для валка, вращающегося с большей скоростью, момент $M_{\text{от}}$ в зоне отставания всегда больше момента $M_{\text{оп}}$ в зоне опережения, т.е. $M_{\text{от}} > M_{\text{оп}}$.

Иная ситуация может возникнуть для валка, вращающегося с меньшей скоростью. С увеличением соотношения скоростей валков протяженность зоны отставания на этом валке снижается, а зоны опережения при этом одновременно возрастает. Протяженность зоны опережения может стать равной протяженности зоны отставания или даже превысить ее. Физически это означает, что возможны три случая:

- 1) $M_{\text{от}} > M_{\text{оп}}$, момент $M_{\text{от}}$ в зоне отставания больше момента $M_{\text{оп}}$ в зоне опережения;
- 2) $M_{\text{от}} = M_{\text{оп}}$, момент $M_{\text{от}}$ в зоне отставания равен моменту $M_{\text{оп}}$ в зоне опережения;
- 3) $M_{\text{от}} < M_{\text{оп}}$, момент $M_{\text{от}}$ в зоне отставания меньше момента $M_{\text{оп}}$ в зоне опережения.

Распределение моментов между валками при листовой прокатке со скоростной асимметрией, когда оба валка являются приводными, можно представить следующим образом:

$$M_{\text{пр1}} > |M_{\text{пр2}}| \geq 0 \quad (3.25)$$

Формулы (3.21), (3.23), (3.24) для вычисления моментов при симметричной листовой прокатке, а также листовой прокатке со скоростной асимметрией имеют важный теоретический смысл, но их применение в практике прокатного производства существенно ограничено. Это связано с тем, что прямое экспериментальное измерение значений удельных сил трения τ на контакте с валками, а также прямое измерение нейтральных (критических) углов γ , γ_1 и γ_2 , характеризующих положение нейтральных точек, вызывает непреодолимые трудности.

Для определения момента прокатки может использоваться экспериментальный метод. Момент $M_{дв}$ на валу двигателя связан с потребляемой двигателем мощностью $N_{дв}$ соотношением:

$$M_{дв} = \frac{N_{дв}}{\omega_{дв}} \quad (3.26)$$

где $\omega_{дв}$ – угловая скорость вращения вала двигателя.

Статический момент $M_{ст}$, включающий момент прокатки, момент добавочных сил трения и момент холостого хода, можно рассчитать по формуле:

$$M_{ст} = M_{пр} + M_{тр} + M_{хх} = \frac{N_{дв} \eta_{дв} \eta_{мех} i}{\omega_{дв}} \quad (3.27)$$

В данной работе численное исследование влияния скоростной асимметрии на распределение моментов между приводными валками выполняли в программе QForm. По результатам расчета определяли момент прокатки как в абсолютных единицах измерения (Н·м), так и в относительных единицах:

$$M_{отн1} = \frac{M_{пр1}}{M_{пр}} = \frac{M_{быстр}}{M_{сим}} \quad (3.28)$$

$$M_{отн2} = \frac{M_{пр2}}{M_{пр}} = \frac{M_{медл}}{M_{сим}} \quad (3.29)$$

где $M_{отн1}$ – относительный момент прокатки, соответствующий валку, вращающемуся с большей скоростью; $M_{отн2}$ – относительный момент прокатки, соответствующий валку, вращающемуся с меньшей скоростью; $M_{пр1}$ или $M_{быстр}$ – момент прокатки, соответствующий валку, вращающемуся с большей скоростью; $M_{пр2}$ или $M_{медл}$ – момент прокатки, соответствующий валку, вращающемуся с меньшей скоростью; $M_{пр}$ или $M_{сим}$ – момент прокатки, соответствующий одному валку при симметричной листовой прокатке.

Отметим, что методика расчета момента $M_{пр}$ и мощности $N_{пр}$ прокатки в программе QForm состоит в следующем: при деформации в узлах сетки конечных элементов возникают узловые нагрузки (силы). Для каждого узла заготовки, контактирующего с вращающимся инструментом (валком), рассчитывается удельный момент: тангенциальная компонента узловой силы умножается на текущее расстояние до оси вращения инструмента (валка), т.е. на радиус R . Момент определяется как сумма удельных (узловых) моментов с учетом их знака (направления действия тангенциальных компонент узловых сил). Мощность прокатки определяется как произведение момента и угловой скорости инструмента (валка). Таким образом, расчет момента и мощности прокатки в программе QForm полностью согласуется с расчетом по формулам (3.21), (3.23), (3.24), т.е. в полной мере отражает физику процесса прокатки.

Отметим, что полное исследование включало конечно-элементное моделирование в следующих диапазонах варьируемых параметров: начальная толщина заготовки h_0 от 2 мм

до 40 мм; конечная толщина заготовки h_1 от 1 мм до 10 мм; диаметры рабочих валков от 100 мм до 800 мм; единичное обжатие от 10% до 75%; соотношение скоростей валков $\frac{v_1}{v_2}$ от 1 до 5; показатель (фактор) трения Леванова от 0,1 до 1,0.

В качестве примера рассмотрим результаты расчета влияния соотношения скоростей валков v_1/v_2 в интервале от 1 до 2 на распределение моментов между приводными валками при листовой прокатке со скоростной асимметрией. Результаты получены для следующих условий моделирования: начальная толщина заготовки $h_0 = 5$ мм, ширина заготовки $b_0 = 50$ мм, обжатие $\varepsilon = 50\%$, диаметры рабочих валков $D = 340$ мм, показатель трения $m = 0,8$ и начальная температура нагрева заготовки $T_0 = 950$ °С. Материал заготовки – низкоуглеродистая С-Мп сталь, реологическая модель которой представлена во второй главе.

Результаты расчета влияния соотношения скоростей валков на распределение моментов между приводными валками при листовой прокатке представлены в табл. 3.4.

Таблица 3.4 – Влияние соотношения скоростей валков на распределение моментов между приводными валками при листовой прокатке (результаты расчета)

№	Скорость нижнего валка v_1 , об/мин	Скорость верхнего валка v_2 , об/мин	$\frac{v_1}{v_2}$	Момент прокатки, Н · м		Относительный момент прокатки	
				на нижнем (быстром) валке M_1	на верхнем (медленном) валке M_2	$\frac{M_1}{M_{\text{сим}}}$	$\frac{M_2}{M_{\text{сим}}}$
1	10	10,00	1,00	6479	6434	1,00	1,00
2	10	9,80	1,02	6600	6326	1,02	0,98
3	10	9,62	1,04	6716	6224	1,04	0,97
4	10	9,43	1,06	6865	6074	1,06	0,94
5	10	9,26	1,08	7020	5917	1,08	0,92
6	10	9,09	1,10	7220	5709	1,11	0,89
7	10	8,93	1,12	7492	5419	1,16	0,84
8	10	8,77	1,14	7858	5001	1,21	0,78
9	10	8,62	1,16	8356	4448	1,29	0,69
10	10	8,47	1,18	8957	3764	1,38	0,59
11	10	8,33	1,20	9631	2977	1,49	0,46
12	10	8,00	1,25	11293	1065	1,74	0,17
13	10	7,8125	1,28	12002	-0,14	1,85	0,00
14	10	7,69	1,30	12741	-821	1,97	-0,13
15	10	7,14	1,40	15241	-4507	2,35	-0,70
16	10	6,67	1,50	17139	-7575	2,65	-1,18
17	10	6,25	1,60	18626	-9998	2,87	-1,55
18	10	5,88	1,70	19450	-11886	3,00	-1,85
19	10	5,56	1,80	20793	-14203	3,21	-2,21
20	10	5,26	1,90	20840	-14252	3,22	-2,22
21	10	5,00	2,00	20892	-14266	3,22	-2,22

С увеличением соотношения скоростей валков v_1/v_2 от 1 до 2 относительный момент прокатки на приводном валке, вращающемся с бóльшей скоростью, возрастает от 1 до 3,2 (рис. 3.12). В свою очередь, относительный момент на приводном валке, вращающемся с мёньшей скоростью, убывает сначала от 1 до 0, а далее принимает отрицательные значения, т.е. переходит в генераторный режим работы (рис. 3.12).

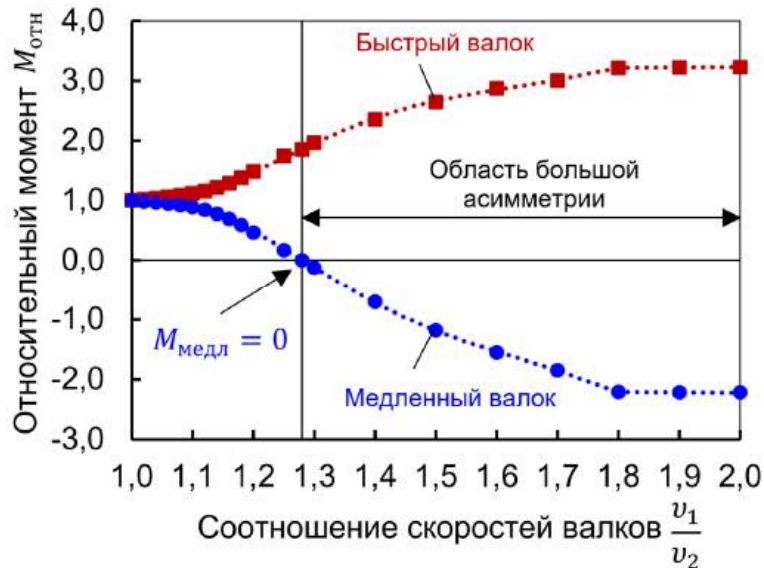


Рисунок 3.12 – Влияние соотношения скоростей валков на распределение моментов между приводными валками (результаты расчета)

Отметим, что перераспределение моментов между приводными рабочими валками с увеличением соотношения скоростей v_1/v_2 происходит до тех пор, пока на валке, вращающемся с бóльшей скоростью, сохраняется зона опережения.

В общем случае, с увеличением соотношения скоростей v_1/v_2 относительный момент прокатки на валке, вращающемся с бóльшей скоростью, возрастает, что является индикатором увеличения сдвиговой деформации в обрабатываемом материале. Установлено, что максимум сдвиговой деформации обеспечивается при максимальной разнице относительных моментов:

$$M_{отн1} - M_{отн2} = \max, \quad (3.30)$$

при условии, что на валке, вращающемся с бóльшей скоростью, сохраняется зона опережения.

Экспериментальное исследование влияния скоростной асимметрии на распределение моментов между приводными валками выполняли на уникальной научной установке. По результатам эксперимента крутящий момент $M_{кр}$, приведенный к бочке рабочего валка, и включающий в себя момент прокатки $M_{пр}$, момент трения $M_{тр}$ и момент холостого хода $M_{хх}$, рассчитывали по формуле:

$$M_{кр} = \frac{9,55 N_{дв} \eta_{дв} \eta_{мех} i_{ред}}{n_{дв}} \quad (3.31)$$

где $n_{дв}$ – скорость вращения вала двигателя, об/мин; $i_{ред}$ – передаточное число редуктора; $\eta_{дв}$ – КПД двигателя; $\eta_{мех}$ – КПД передаточных механизмов.

Электрическую мощность $N_{дв}$ асинхронного двигателя рассчитывали по формуле:

$$N_{дв} = 3 U_{\phi} I_{\phi} \cos \varphi \quad (3.32)$$

где U_{ϕ} , I_{ϕ} – фазное напряжение и фазный ток асинхронного двигателя; $\cos \varphi$ – косинус угла сдвига фаз напряжения и тока (коэффициент мощности).

Результаты экспериментов по исследованию влияния соотношения скоростей валков v_1/v_2 в интервале от 1 до 1,74 на распределение моментов между приводными валками при листовой прокатке со скоростной асимметрией представлены в табл. 3.5 и на рис. 3.13.

Таблица 3.5 – Влияние соотношения скоростей валков на распределение моментов между приводными валками при листовой прокатке (результаты эксперимента)

Соотношение скоростей валков $\frac{v_1}{v_2}$	Действующее фазное напряжение двигателя		Действующий фазный ток двигателя		Коэффициент мощности двигателя		Крутящий момент		Относительный момент прокатки	
	$U_{\phi 1}$, В	$U_{\phi 2}$, В	$I_{\phi 1}$, А	$I_{\phi 2}$, А	$\cos \varphi_1$	$\cos \varphi_2$	$M_{кр1}$, кН·м	$M_{кр2}$, кН·м	$\frac{M_{кр1}}{M_{сим}}$	$\frac{M_{кр2}}{M_{сим}}$
1,00	239	232	21,4	19,9	0,600	0,513	7,85	6,09	1,00	1,00
1,06	237	230	22,0	20,6	0,611	0,474	8,15	6,08	1,04	1,00
1,08	238	230	22,8	19,4	0,645	0,390	8,95	4,83	1,14	0,79
1,10	239	230	23,5	20,3	0,659	0,371	9,47	4,9	1,21	0,80
1,14	239	230	24,7	20,4	0,678	0,284	10,2	3,89	1,30	0,64
1,19	240	228	25,4	20,2	0,689	0,161	10,7	2,25	1,36	0,37
1,21	237	226	26,7	20,4	0,722	0,081	11,7	1,16	1,49	0,19
1,30	239	220	31,3	22,1	0,758	-0,127	14,5	-2,06	1,85	-0,34
1,42	232	221	34,6	29,3	0,781	-0,319	16,1	-7,53	2,05	-1,24
1,53	235	210	36,5	34,0	0,789	-0,406	17,3	-11,4	2,20	-1,87
1,63	234	200	39,5	39,8	0,808	-0,436	19,1	-14,5	2,43	-2,38
1,74	232	186	39,4	39,8	0,802	-0,464	18,9	-15,4	2,41	-2,53

Примечание: индекс 1 относится к нижнему (быстрому) валку; индекс 2 относится к верхнему (медленному) валку

По результатам экспериментов установлено, что приводной рабочий валок, вращающийся с большей скоростью, при любых соотношениях скоростей валков v_1/v_2 работает только в двигательном режиме, у которого момент $M_1 > 0$ и $\cos \varphi > 0$ (для асинхронного двигателя).

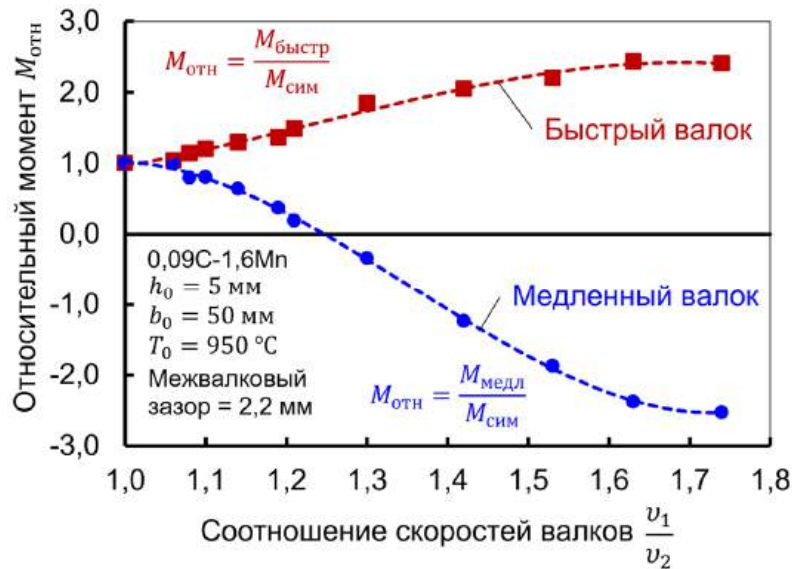


Рисунок 3.13 – Экспериментальные кривые, характеризующие влияние соотношения скоростей валков на распределение моментов между приводными валками

Приводной рабочий валок, вращающийся с меньшей скоростью, в зависимости от соотношения скоростей валков v_1/v_2 может работать в трех режимах: а) двигательный режим, при котором момент $M_2 > 0$ и $\cos \varphi > 0$; б) нейтральный режим, когда приводной валок работает в режиме холостого (неприводного) валка, при котором момент $M_2 = 0$ и $\cos \varphi = 0$; в) генераторный режим, при котором момент $M_2 < 0$ и $\cos \varphi < 0$ [255-257].

Соотношения скоростей валков v_1/v_2 , при которых приводной рабочий валок, вращающийся с меньшей скоростью, работает в двигательном режиме ($\cos \varphi > 0$, момент $M_2 > 0$) соответствуют области малой скоростной асимметрии.

Соотношения скоростей валков v_1/v_2 , при которых приводной рабочий валок, вращающийся с меньшей скоростью, работает в генераторном режиме ($\cos \varphi < 0$, момент $M_2 < 0$) соответствуют области большой скоростной асимметрии.

Выполненное сравнение результатов расчета МКЭ, эксперимента по измерению U_ϕ , I_ϕ , $\cos \varphi$ и эксперимента по нагрузке, определяемой преобразователем частоты, показало приемлемую сходимость (рис. 3.14-3.15).

В целом, эксперименты (рис. 3.13) подтвердили адекватность результатов моделирования МКЭ (рис. 3.12) и соответствие общих закономерностей влияния соотношения скоростей валков на распределение моментов между приводными валками.

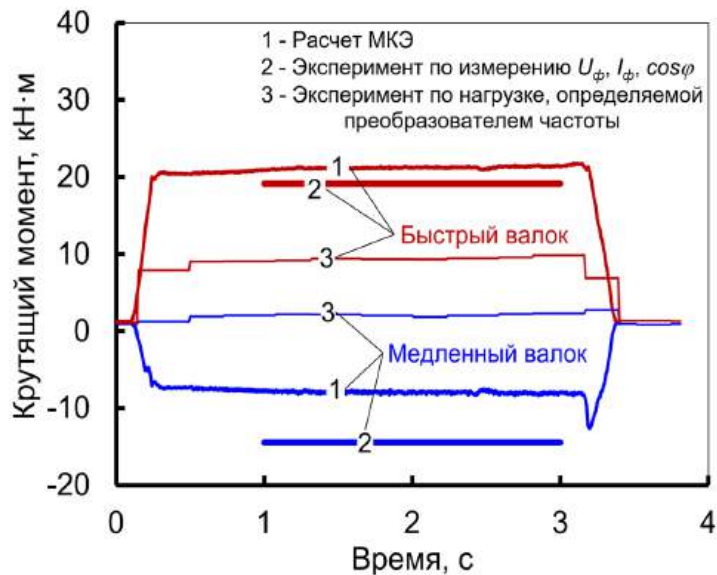


Рисунок 3.14 – Сравнение результатов расчета и эксперимента при листовой прокатке заготовки шириной 50 мм (цифрами обозначено: 1 – расчет МКЭ; 2 – эксперимент по измерению U_ϕ , I_ϕ , $\cos \varphi$; 3 – эксперимент по нагрузке, определяемой преобразователем частоты)

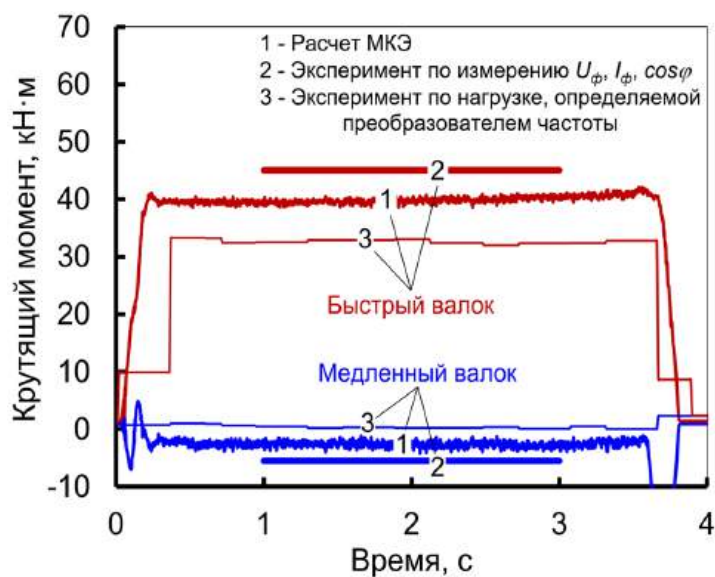


Рисунок 3.15 – Сравнение результатов расчета и эксперимента при листовой прокатке заготовки шириной 100 мм (цифрами обозначено: 1 – расчет МКЭ; 2 – эксперимент по измерению U_ϕ , I_ϕ , $\cos \varphi$; 3 – эксперимент по нагрузке, определяемой преобразователем частоты)

3.4 Влияние скоростной асимметрии на распределение мощности между приводными рабочими валками

Далее рассмотрим вопрос о распределении мощности между приводными валками при листовой прокатке со скоростной асимметрией.

Валки являются рабочим инструментом, посредством которого энергия прокатного двигателя передается в очаг деформации и там расходуется на формоизменение полосы и работу сил контактного трения [9]. Если, например, в процессе осадки по мере увеличения обжатия Δh и совершения работы $A = P\Delta h$ бойки прессы могут передать от источника энергии любую мощность в зависимости от возникающего давления осадки P , а предел мощности при этом практически ограничивается лишь конструктивными обстоятельствами (прочность прессы, мощность установленного двигателя и т.п.), то при прокатке предел мощности имеет иную природу ограничения [9].

При прокатке полоса втягивается в зазор между валками и подвергается обжатию благодаря силам трения, действующим на контактной поверхности. В каждой точке контактной поверхности приложены две силы: сжатия и трения. Никаких других сил взаимодействия между металлом и валком нет [9]. Удельные силы сжатия в каждой точке поверхности валка перпендикулярны направлению движения этих точек и при вращении валка никакой работы производить не могут. Эта работа производится только удельными силами трения τ , направление которых совпадает с траекторией перемещения точек контактной поверхности. Так как энергия при прокатке передается валками посредством сил трения, то возможная величина этих сил ограничивает мощность, которую валки в состоянии затратить при прокатке [9]. Энергия от валков полосе может передаваться только посредством сил трения в зоне отставания. В зоне опережения энергия передается в направлении от полосы к валкам. Мощность, развиваемая при этом силами трения, определяется протяженностью зоны отставания, т.е. величиной критического угла γ [9]. Энергия зоны опережения «черпается» за счет энергии зоны отставания и как бы «перетекает» через очаг деформации от зоны отставания к зоне опережения, возвращаясь обратно к валкам и не производя никакой работы в очаге деформации. Известно [9], что такое представление о значении сил трения было впервые изложено в 1939 г. А.П. Чекмаревым.

Мощность прокатки $N_{\text{пр}}$ связана с моментом прокатки $M_{\text{пр}}$ соотношением:

$$N_{\text{пр}} = M_{\text{пр}}\omega \quad (3.33)$$

где ω – угловая скорость вращения рабочего валка.

С учетом представленных выше формул для расчета момента прокатки $M_{\text{пр}}$ и с учетом того, что $v = \omega R$ мощность прокатки $N_{\text{пр}}$ можно выразить следующим образом:

– при симметричной листовой прокатке для одного валка:

$$N_{\text{пр}} = v \left(bR \int_{\gamma}^{\alpha} \tau d\varphi - bR \int_0^{\gamma} \tau d\varphi \right) \quad (3.34)$$

при этом суммарная мощность $N_{\text{пр}}^{\Sigma}$ для двух валков составит:

$$N_{\text{пр}}^{\Sigma} = 2N_{\text{пр}} \quad (3.35)$$

– при листовой прокатке со скоростной асимметрией:

для первого (быстрого) вала:

$$N_{\text{пр1}} = v_1 \left(bR \int_{\gamma_1}^{\alpha_1} \tau d\varphi - bR \int_0^{\gamma_1} \tau d\varphi \right) \quad (3.36)$$

для второго (медленного) вала:

$$N_{\text{пр2}} = v_2 \left(bR \int_{\gamma_2}^{\alpha_2} \tau d\varphi - bR \int_0^{\gamma_2} \tau d\varphi \right) \quad (3.37)$$

при этом суммарная мощность $N_{\text{пр}}^{\Sigma}$ для двух валков составит:

$$N_{\text{пр}}^{\Sigma} = N_{\text{пр1}} + |N_{\text{пр2}}| \quad (3.38)$$

Мощность $N_{\text{пр1}}$ на валке, вращающемся с бóльшей скоростью, всегда положительна и может изменяться лишь по своей величине. Мощность $N_{\text{пр2}}$ зависит от режима прокатки и может быть положительна, отрицательна и равна нулю.

При равенстве зон отставания и опережения работа сил трения в обеих зонах также одинакова по величине, но противоположна по знаку и взаимно погашается. Поэтому при листовой прокатке со скоростной асимметрией равенство зон отставания и опережения будет соответствовать случаю полной разгрузки вала, вращающегося с мёньшей окружной скоростью, и его мощность будет равна $N_{\text{пр2}} = 0$, т.е. валок не будет передавать мощность для осуществления процесса прокатки [9].

Случай $N_{\text{пр2}} = 0$ является граничным между областью $N_{\text{пр2}} > 0$ и $N_{\text{пр2}} < 0$. При $N_{\text{пр2}} < 0$ валок, вращающийся с меньшей скоростью, будет являться своеобразным тормозом [9]. Знак минус означает, что полосу надо удерживать, т.е. привод вращения вала должен тормозить полосу. Такой режим для привода называют тормозным (генераторным). В работах А.И. Целикова [7] также отмечается, что при определенных условиях валок, вращающийся с меньшей окружной скоростью, будет работать как тормоз.

При $N_{\text{пр2}} < 0$, когда на валке, вращающемся с мёньшей скоростью, протяженность зоны опережения становится больше протяженности зоны отставания, происходит «возврат» мощности [9]. Однако такой «возврат» является мнимым. Суммарная мощность, забираемая от двигателя прокатного стана, не зависит от величины «возвращаемой» мощности, а зависит исключительно от мощности, расходуемой в очаге деформации [9]. Знак «минус» при $N_{\text{пр2}}$ лишь означает, что привод вала работает не в двигательном режиме, а в генераторном. Для того, чтобы тормозить полосу при прокатке, необходимо расходовать энергию.

Распределение расходуемой мощности между валками при листовой прокатке со скоростной асимметрией, когда оба валка являются приводными, можно представить следующим образом:

$$N_{\text{пр1}} > |N_{\text{пр2}}| \geq 0 \quad (3.39)$$

Явление «возврата» мощности при $N_{\text{пр2}} < 0$ описано Выдриным В.Н. в его классической работе [9] для условий асимметричной листовой прокатки, когда разница в окружных скоростях рабочих валков обусловлена неравенством их диаметров при общем приводе от одного двигателя через шестеренную клеть. Согласно Выдрину В.Н. [9] прокатка в условиях $N_{\text{пр2}} < 0$ может происходить лишь при наличии момента сопротивления вращению валка меньшего диаметра. Причем, исходя из условия равновесия этого валка, должно соблюдаться равенство $N_{2c} = N_{\text{пр2}}$. Сопротивление вращению валка меньшего диаметра может быть создано как силами трения в подшипниках, так и тормозящим действием шестерен в шестеренной клетке. Такое тормозящее действие возникает ввиду стремления фрикционно-ведомого валка меньшего диаметра принять скорость валка большего диаметра. В результате при прокатке в условиях $N_{\text{пр2}} < 0$ между зубьями шестеренных валков возникает давление противоположного по сравнению с обычным случаем знака. Направление закручивания всех соединительных деталей и шпинделя валка меньшего диаметра также становится противоположным. При наличии противодействия часть мощности через шестеренную клеть возвращается к шпинделю валка большего диаметра – наступает явление «возврата» мощности. Однако Выдрин В.Н. [9] подчеркивает, что суммарная мощность, забираемая от двигателя прокатного стана, не зависит от величины противодействия и «возвращаемой» мощности, а зависит исключительно от мощности, расходуемой в очаге деформации (если не принимать во внимание потери на трение в подшипниках и соединительных деталях). Явление «возврата» мощности охватывает лишь кинематическую цепь, включительно шестеренную клеть, соединительные детали, рабочие валки и прокатываемую полосу, но не затрагивает вала двигателя [9].

Описанная выше физика процесса, связанная с явлением «возврата» мощности при $N_{\text{пр2}} < 0$, в полной мере, соответствует и условиям листовой прокатки со скоростной асимметрией, когда разница в скоростях рабочих валков, имеющих одинаковые диаметры, обусловлена неравенством частоты их вращения при индивидуальном приводе.

Энергетическая теория прокатки, основоположником которой является Выдрин В.Н., базируется на фундаментальных законах сохранения и минимума энергии [9]. Согласно этой теории, критический угол γ является основным регулирующим фактором динамики процесса прокатки, обеспечивающим условие сохранения энергии в системе «полоса – валки». Этот угол характеризует взаимодействие между полосой и валками с энергетической точки зрения. В своей

работе [9] Выдрин В.Н. сформулировал физическую сущность явления опережения: критический угол γ является своеобразным регулятором энергетического баланса процесса прокатки, всегда принимая такое значение, при котором расход энергии в очаге деформации становится равным ее поступлению от валков. Критический угол является не геометрической величиной (как, например, угол захвата), а величиной физического порядка, ибо его величина неразрывно связана с совокупностью физических явлений, свойственных процессу прокатки [9]. Опережение является процессом саморегулирования установившегося процесса прокатки, когда скорость полосы относительно скорости валков регулируется таким образом, что постоянно выполняется условие сохранения энергии. При увеличении диаметра валков критический угол, а также опережение и мощность прокатки возрастают. С увеличением относительного обжатия опережение стремится к нулю. При $\gamma = 0$ обжатие будет наибольшим возможным при данных условиях прокатки. Малейшее увеличение обжатия приведет к прекращению нормального процесса прокатки – наступит буксование полосы в валках. Физическая сущность этого явления заключается в следующем. При $\gamma = 0$ мощность на бочке валков (поступление энергии) достигает своего наибольшего возможного значения при данных условиях прокатки. Если несколько увеличить обжатие, то расход энергии повысится, но поступление энергии останется прежним. В результате закон сохранения энергии нарушается и не может быть восстановлен путем изменения критического угла, а нормальный процесс прокатки прекращается, уступая место буксованию. Нормальный процесс прокатки возможен до тех пор, пока критический угол $\gamma > 0$ и, следовательно, может быть регулятором энергетического баланса. При $\gamma = 0$ наступает предельный случай, когда попытка дальнейшей интенсификации процесса прокатки путем, например, увеличения обжатия полосы приводит к пробуксовке. Предельные условия прокатки, исходя из возможности валков передавать энергию в очаг деформации и исходя из запаса фрикционных сил, выражаются равенством $\gamma = 0$ [9].

В соответствии с энергетической теорией Выдрин В.Н. [9] при листовой прокатке со скоростной асимметрией возможны условия частичного и полного буксования. Всегда $\gamma_1 < \gamma_2$, поэтому критический угол γ_1 на валке, вращающемся с большей скоростью (за счет большей частоты вращения при равных диаметрах или за счет большего диаметра при равной частоте вращения), первым достигнет значения $\gamma_1 = 0$. Следовательно, первым всегда начнет буксовать валок, вращающийся с большей скоростью. Условие буксования этого валка $\gamma_1 = 0$. Различная степень буксования валка, вращающегося с большей скоростью, не вносит никаких изменений в энергетический баланс по сравнению с моментом начала этого буксования. Последнее объясняется тем, что при буксовании приращение мощности на бочке этого валка равно приращению мощности трения на контактной поверхности. При составлении энергетического баланса эти два приращения (имеющие противоположный знак) взаимно погашаются. При

буксовании только валка, вращающегося с бóльшей скоростью, процесс прокатки еще может продолжаться, т.к. критический угол $\gamma_2 > 0$ и имеется неиспользованный запас сил трения в зоне опережения валка, вращающегося с мёньшей скоростью, за счет которых можно получить дополнительную энергию. Когда этот запас исчерпается, т.е. критический угол γ_2 станет равен нулю, начнется буксование и второго валка. А когда оба валка буксуют, процесс прокатки невозможен [9].

Таким образом, полное буксование и прекращение процесса листовой прокатки со скоростной асимметрией наступят в том случае, если наряду с буксованием первого (быстрого) валка начнется также буксование и второго (медленного) валка. Буксование второго (медленного) валка наступит при $\gamma_2 = 0$, что и является условием полного буксования. Это предельные условия листовой прокатки со скоростной асимметрией, определяющие возможность осуществления этого процесса прокатки.

Условия существования процессов в соответствии с энергетической теорией прокатки Выдрина В.Н. [9]:

– симметричная листовая прокатка:

$$\gamma = 0, \quad (3.40)$$

когда зона опережения на верхнем и нижнем валках исчезает, наступает полное буксование и процесс прокатки становится невозможным;

– листовая прокатка со скоростной асимметрией:

$$\gamma_1 = 0, \gamma_2 > 0, \quad (3.41)$$

когда зона опережения на валке, вращающемся с бóльшей скоростью, исчезает, а на валке, вращающемся с мёньшей скоростью, сохраняется, наступает частичное буксование, но процесс прокатки при этом возможен;

$$\gamma_1 = 0, \gamma_2 = 0, \quad (3.42)$$

когда зона опережения исчезает не только на валке, вращающемся с бóльшей скоростью, но и на валке, вращающемся с мёньшей скоростью, наступает полное буксование и процесс прокатки становится невозможным.

Вопрос о распределении моментов и мощности между валками при листовой прокатке со скоростной асимметрией имеет большое практическое значение, поскольку он тесно связан с условиями работы прокатного стана.

С одной стороны, увеличение момента $M_{\text{пр1}}$ и мощности $N_{\text{пр1}}$ на валке, вращающемся с бóльшей скоростью, ведет к значительному увеличению нагрузки на его шпинделе, который обычно является самым слабым местом в прокатном стане. С другой стороны, уменьшение

момента $M_{\text{пр2}} \rightarrow 0$ и мощности $N_{\text{пр2}} \rightarrow 0$ на валке, вращающемся с меньшей скоростью, способствует снижению расхода электроэнергии при прокатке.

В классической работе Выдрина В.Н. [9] на основе энергетической теории показано, как может изменяться суммарная мощность $(N_{\text{пр1}} + N_{\text{пр2}})$ при прокатке в валках с различными скоростями за счет неравенства их диаметров по сравнению с суммарной мощностью $2N_{\text{пр}}$ для случая симметричной прокатки. В зависимости от условий отношение $\frac{N_{\text{пр1}} + N_{\text{пр2}}}{2N_{\text{пр}}}$ может быть как меньше, так и больше единицы. Это обстоятельство имеет большое значение, т.к. свидетельствует о возможности более экономичной прокатки в валках, имеющих различные скорости, когда суммарный расход энергии в очаге деформации оказывается меньше по сравнению с симметричной прокаткой. Закономерности в расходе энергии могут быть использованы на практике для создания более экономичных условий прокатки [9].

В данной работе численное исследование влияния скоростной асимметрии на распределение мощности между приводными валками выполняли в программе QForm. По результатам расчета определяли мощность прокатки как в абсолютных единицах измерения (Вт), так и в относительных единицах:

$$N_{\text{отн1}} = \frac{N_{\text{пр1}}}{N_{\text{пр}}} = \frac{N_{\text{быстр}}}{N_{\text{сим}}} \quad (3.43)$$

$$N_{\text{отн2}} = \frac{N_{\text{пр2}}}{N_{\text{пр}}} = \frac{N_{\text{медл}}}{N_{\text{сим}}} \quad (3.44)$$

где $N_{\text{отн1}}$ – относительная мощность прокатки, соответствующая валку, вращающемуся с большей скоростью; $N_{\text{отн2}}$ – относительная мощность прокатки, соответствующая валку, вращающемуся с меньшей скоростью; $N_{\text{пр1}}$ или $N_{\text{быстр}}$ – мощность прокатки, соответствующая валку, вращающемуся с большей скоростью; $N_{\text{пр2}}$ или $N_{\text{медл}}$ – мощность прокатки, соответствующая валку, вращающемуся с меньшей скоростью; $N_{\text{пр}}$ или $N_{\text{сим}}$ – мощность прокатки, соответствующая одному валку при симметричной листовой прокатке.

Относительную суммарную мощность $\Sigma N_{\text{отн}}$ для двух валков определяли согласно соотношению:

$$\Sigma N_{\text{отн}} = \frac{N_{\text{быстр}} + N_{\text{медл}}}{2N_{\text{сим}}} \quad (3.45)$$

С учетом формул (3.36) и (3.37), теоретическую относительную суммарную мощность $\Sigma N_{\text{отн}}$ для двух валков можно определить по формуле:

$$\Sigma N_{\text{отн}} = \frac{\left(\int_{\gamma_1}^{\alpha_{01}} \tau_{\text{от1}} d\alpha_1 - \int_0^{\gamma_1} \tau_{\text{оп1}} d\alpha_1 \right) + \frac{1}{k_v} \left(\int_{\gamma_2}^{\alpha_{02}} \tau_{\text{от2}} d\alpha_2 - \int_0^{\gamma_2} \tau_{\text{оп2}} d\alpha_2 \right)}{2 \left(\int_{\gamma}^{\alpha_0} \tau_{\text{от}} d\alpha - \int_0^{\gamma} \tau_{\text{оп}} d\alpha \right)} \quad (3.46)$$

где $k_v = v_1/v_2$.

Отметим, что полное исследование включало конечно-элементное моделирование в следующих диапазонах варьируемых параметров: начальная толщина заготовки h_0 от 2 мм до 40 мм; конечная толщина заготовки h_1 от 1 мм до 10 мм; диаметры рабочих валков от 100 мм до 800 мм; единичное обжатие от 10% до 75%; соотношение скоростей валков $\frac{v_1}{v_2}$ от 1 до 5; показатель (фактор) трения Леванова от 0,1 до 1,0.

В качестве примера рассмотрим результаты расчета влияния соотношения скоростей валков v_1/v_2 в интервале от 1 до 2 на распределение мощности между приводными валками при листовой прокатке со скоростной асимметрией. Результаты получены для следующих условий моделирования: начальная толщина заготовки $h_0 = 5$ мм, ширина заготовки $b_0 = 50$ мм, обжатие $\varepsilon = 50\%$, диаметры рабочих валков $D = 340$ мм, показатель трения $m = 0,8$ и начальная температура нагрева заготовки $T_0 = 950$ °С. Материал заготовки – низкоуглеродистая С-Мн сталь, реологическая модель которой представлена во второй главе.

С увеличением соотношения скоростей валков v_1/v_2 от 1 до 2 относительная мощность на приводном валке, вращающемся с большей скоростью, возрастает от 1 до 3,2 (рис. 3.16). В свою очередь, относительная мощность на приводном валке, вращающемся с меньшей скоростью, убывает сначала от 1 до 0, а далее принимает отрицательные значения (рис. 3.16, табл. 3.6).

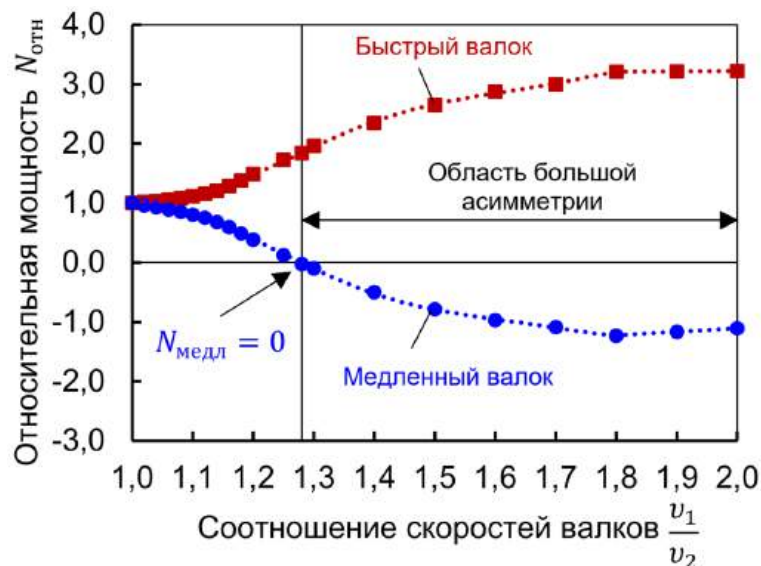


Рисунок 3.16 – Влияние соотношения скоростей валков на распределение мощности между приводными валками (результаты расчета)

Таблица 3.6 – Влияние соотношения скоростей валков на распределение мощности между приводными валками (результаты расчета)

№	Скорость нижнего валка v_1 , об/мин	Скорость верхнего валка v_2 , об/мин	$\frac{v_1}{v_2}$	Мощность прокатки, Вт		Относительная мощность прокатки		Относительная суммарная мощность прокатки $\Sigma N_{отн}$
				на нижнем (быстром) валке N_1	на верхнем (медленном) валке N_2	$\frac{N_1}{N_{сим}}$	$\frac{N_2}{N_{сим}}$	
1	10	10,00	1,00	6785	6738	1,00	1,00	1,000
2	10	9,80	1,02	6911	6492	1,02	0,96	0,991
3	10	9,62	1,04	7033	6270	1,04	0,93	0,984
4	10	9,43	1,06	7188	5998	1,06	0,89	0,975
5	10	9,26	1,08	7351	5738	1,08	0,85	0,968
6	10	9,09	1,10	7560	5434	1,11	0,81	0,961
7	10	8,93	1,12	7848	5066	1,16	0,75	0,955
8	10	8,77	1,14	8235	4585	1,21	0,68	0,948
9	10	8,62	1,16	8749	4015	1,29	0,60	0,944
10	10	8,47	1,18	9379	3311	1,38	0,49	0,938
11	10	8,33	1,20	10086	2597	1,49	0,39	0,938
12	10	8,00	1,25	11740	828	1,73	0,12	0,929
13	10	7,8125	1,28	12500	-170	1,84	-0,03	0,912
14	10	7,69	1,30	13342	-661	1,97	-0,10	0,987
15	10	7,14	1,40	15960	-3370	2,35	-0,50	1,180
16	10	6,67	1,50	17948	-5291	2,65	-0,79	1,327
17	10	6,25	1,60	19505	-6544	2,87	-0,97	1,442
18	10	5,88	1,70	20368	-7319	3,00	-1,09	1,506
19	10	5,56	1,80	21775	-8270	3,21	-1,23	1,610
20	10	5,26	1,90	21824	-7850	3,22	-1,17	1,614
21	10	5,00	2,00	21878	-7469	3,22	-1,11	1,618

Отметим, что перераспределение мощности между приводными рабочими валками с увеличением соотношения скоростей v_1/v_2 происходит до тех пор, пока на валке, вращающемся с бóльшей скоростью, сохраняется зона опережения.

На рис. 3.17 графически представлено влияние соотношения скоростей валков на относительную суммарную мощность при листовой прокатке со скоростной асимметрией. Из графика на рис. 3.17 и экспериментальных данных, представленных в табл. 3.6, следует, что при соотношении $v_1/v_2 = 1,28$, когда мощность на приводном валке, вращающемся с меньшей скоростью, $N_{медл} \cong 0$, обеспечивается минимум суммарной мощности прокатки. Соотношение $\frac{N_{быстр} + N_{медл}}{2N_{сим}} < 1$, при котором суммарный расход энергии в очаге деформации оказывается меньше по сравнению с симметричной листовой прокаткой, имеет важное практическое значение, поскольку в этом случае появляется возможность экономии (до 10-15%) расхода электрической энергии главных приводов.

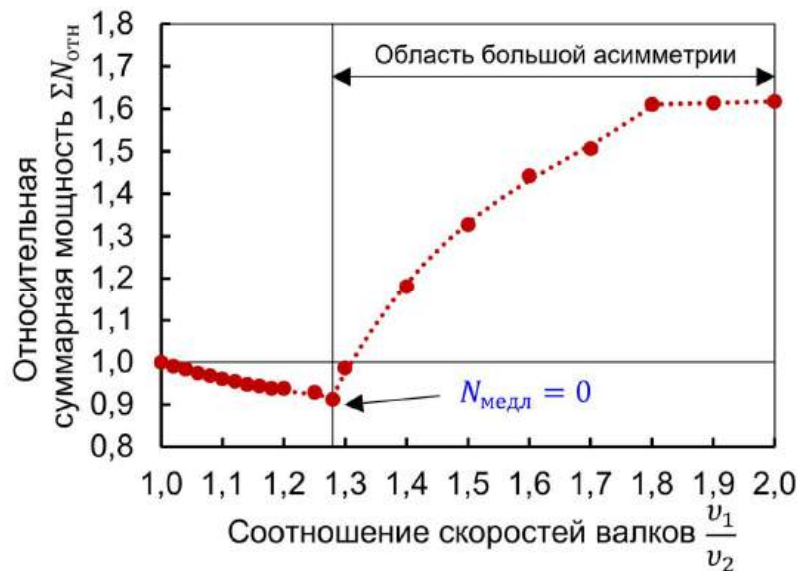


Рисунок 3.17 – Влияние соотношения скоростей валков на относительную суммарную мощность при листовой прокатке со скоростной асимметрией (результаты расчета)

Экспериментальное исследование влияния скоростной асимметрии на распределение мощности между приводными валками выполняли на уникальной научной установке. По результатам эксперимента электрическую мощность $N_{дв}$ асинхронных двигателей рассчитывали по формуле:

$$N_{дв} = 3U_{\phi}I_{\phi} \cos \varphi \quad (3.47)$$

где U_{ϕ} , I_{ϕ} – фазное напряжение и фазный ток асинхронного двигателя; $\cos \varphi$ – косинус угла сдвига фаз напряжения и тока (коэффициент мощности).

Характеристики датчиков измерений¹:

коэффициент датчика напряжения $K_{дн} = 0,000889$ В/В;

коэффициент датчика тока $K_{дт} = 0,0025$ В/А;

время интегрирования $t = 2$ с (для установившейся стадии прокатки).

Относительную суммарную мощность $\Sigma N_{отн}$ определяли по формуле (3.48).

Результаты экспериментов по исследованию влияния соотношения скоростей валков v_1/v_2 в интервале от 1 до 1,74 на распределение мощности между приводными валками при листовой прокатке со скоростной асимметрией представлены в табл. 3.7.

Эксперименты (рис. 3.18) подтвердили адекватность результатов моделирования (рис. 3.16-3.17) и соответствие общих закономерностей влияния соотношения скоростей валков на распределение мощности между приводными валками, а также на изменение суммарной мощности прокатки.

¹ Измерения выполнены под руководством Г.П. Корнилова и А.А. Бочкарева

Таблица 3.7 – Влияние соотношения скоростей валков на распределение мощности между приводными валками (результаты эксперимента)

Соотношение скоростей валков $\frac{v_1}{v_2}$	Действующее фазное напряжение двигателя		Действующий фазный ток двигателя		Коэффициент мощности двигателя		Средняя электрическая мощность двигателя		Относительная электрическая мощность	
	$U_{\phi 1}, \text{ В}$	$U_{\phi 2}, \text{ В}$	$I_{\phi 1}, \text{ А}$	$I_{\phi 2}, \text{ А}$	$\cos \varphi_1$	$\cos \varphi_2$	$N_{\text{дв}1}, \text{ кВт}$	$N_{\text{дв}2}, \text{ кВт}$	$\frac{N_{\text{дв}1}}{N_{\text{сим}}}$	$\frac{N_{\text{дв}2}}{N_{\text{сим}}}$
1,00	239	232	21,4	19,9	0,600	0,513	9,20	7,10	1,00	1,00
1,06	237	230	22,0	20,6	0,611	0,474	9,56	6,74	1,04	0,95
1,08	238	230	22,8	19,4	0,645	0,390	10,50	5,22	1,14	0,74
1,10	239	230	23,5	20,3	0,659	0,371	11,10	5,20	1,21	0,73
1,14	239	230	24,7	20,4	0,678	0,284	12,00	4,00	1,30	0,56
1,19	240	228	25,4	20,2	0,689	0,161	12,60	2,23	1,37	0,31
1,21	237	226	26,7	20,4	0,722	0,081	13,70	1,12	1,49	0,16
1,30	239	220	31,3	22,1	0,758	-0,127	17,00	-1,85	1,85	-0,26
1,42	232	221	34,6	29,3	0,781	-0,319	18,80	-6,20	2,04	-0,87
1,53	235	210	36,5	34,0	0,789	-0,406	20,30	-8,70	2,21	-1,23
1,63	234	200	39,5	39,8	0,808	-0,436	22,40	-10,40	2,43	-1,46
1,74	232	186	39,4	39,8	0,802	-0,464	22,00	-10,30	2,39	-1,45

Примечание: индекс 1 относится к нижнему (быстрому) валку; индекс 2 относится к верхнему (медленному) валку

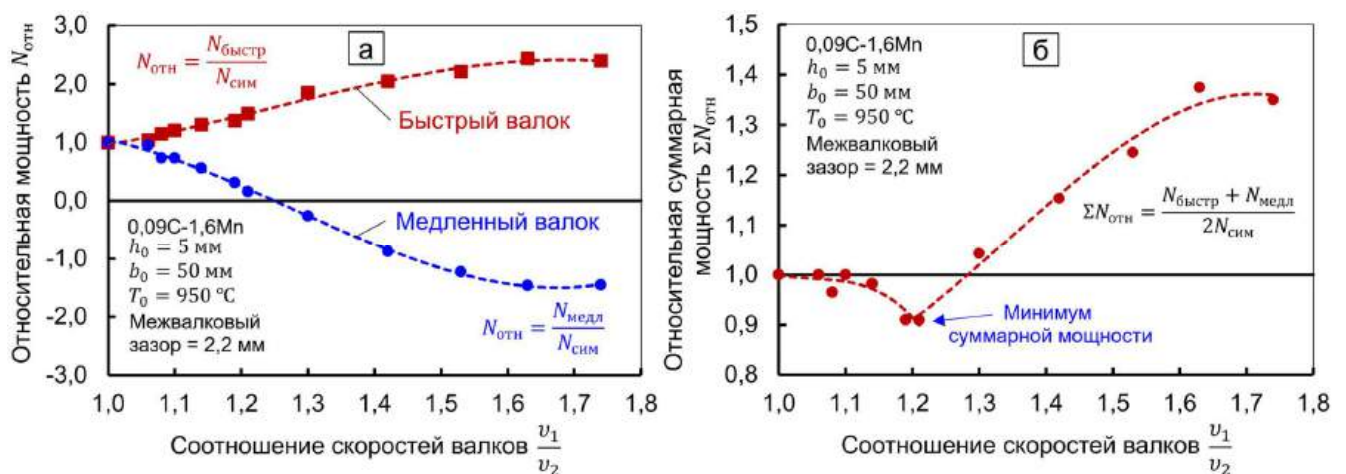


Рисунок 3.18 – Экспериментальные кривые, характеризующие влияние соотношения скоростей валков на относительные мощности на быстром и медленном валке (а) и относительную суммарную мощность прокатки (б)

3.5 Влияние скоростной асимметрии на распределение контактных нормальных напряжений и удельных сил трения в очаге деформации при листовой прокатке

Снижение усилия при листовой прокатке со скоростной асимметрией обусловлено «срезом» (уменьшением площади) эпюры контактных нормальных напряжений σ_n в очаге деформации (рис. 3.19).

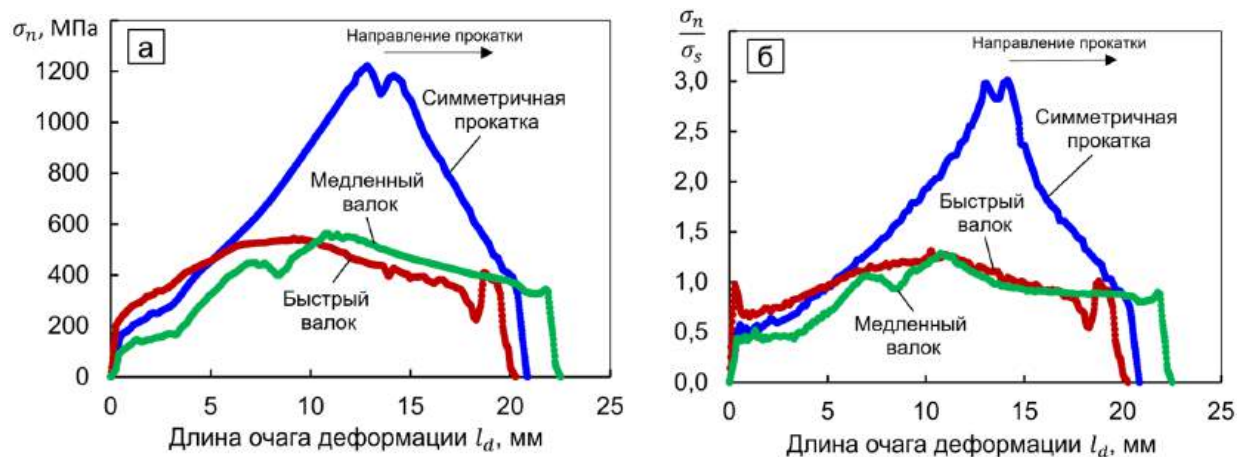


Рисунок 3.19 – Контактные нормальные напряжения σ_n (а) и показатель $\frac{\sigma_n}{\sigma_s}$ (б) при симметричной листовой прокатке и листовой прокатке со скоростной асимметрией при $v_1/v_2 = 1,6$ и $\varepsilon = 50\%$

Рост момента на валке, вращающемся с большей скоростью, обусловлен увеличением относительной длины зоны отставания $\frac{l_{от}}{l_{d1}}$ при одновременном уменьшении относительной длины зоны опережения $\frac{l_{оп}}{l_{d1}}$ (рис. 3.20, а).

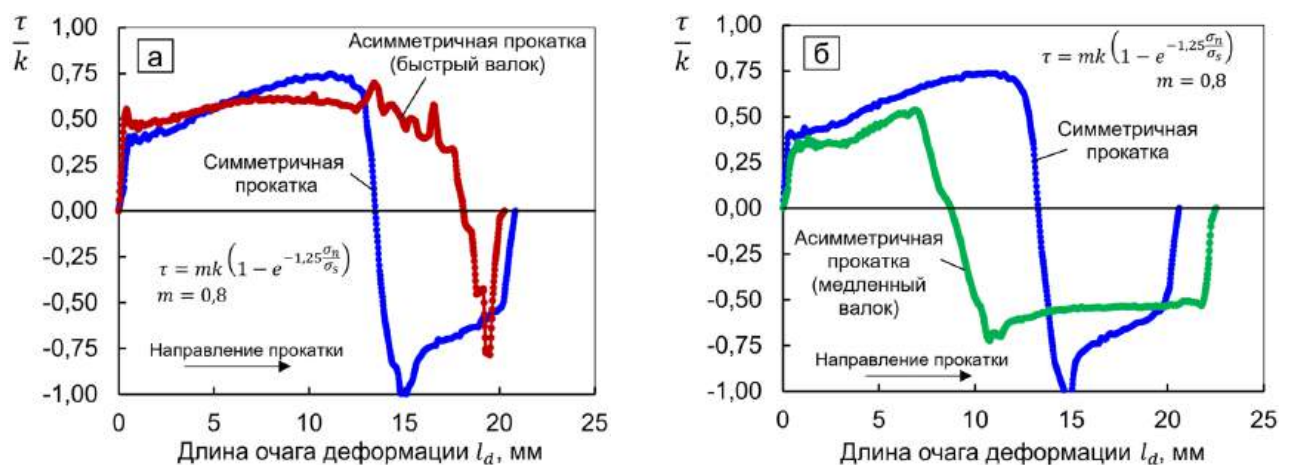


Рисунок 3.20 – Удельные силы трения $\frac{\tau}{k}$ на контакте с быстрым (а) и медленным (б) валком при $v_1/v_2 = 1,6$ и $\varepsilon = 50\%$

Напротив, снижение момента на валке, вращающемся с меньшей скоростью, обусловлено увеличением относительной длины зоны опережения при одновременном уменьшении относительной длины зоны отставания (рис. 3.20, б).

Рост относительного момента прокатки $M_{отн1} = \frac{M_{быстр}}{M_{сим}}$ на валке, вращающемся с большей скоростью, при увеличении соотношения скоростей v_1/v_2 пропорционален относительному увеличению разницы длин зон отставания и опережения на этом валке. В первом приближении рост момента можно оценить:

$$\frac{M_{быстр}}{M_{сим}} \cong \frac{\left(\frac{l_{от}}{l_{d1}} - \frac{l_{оп}}{l_{d1}}\right)_{быстр}}{\left(\frac{l_{от}}{l_d} - \frac{l_{оп}}{l_d}\right)_{сим}} \quad (3.48)$$

где $\frac{l_{от}}{l_{d1}}$ и $\frac{l_{оп}}{l_{d1}}$ – относительная длина зоны отставания и зоны опережения на валке, вращающемся с большей скоростью, при листовой прокатке со скоростной асимметрией; $\frac{l_{от}}{l_d}$ и $\frac{l_{оп}}{l_d}$ – относительная длина зоны отставания и зоны опережения на валке при симметричной листовой прокатке.

Например, если при симметричной листовой прокатке относительная длина зоны отставания равна $\frac{l_{от}}{l_d} = 0,65$ (65%) и относительная длина зоны опережения равна $\frac{l_{оп}}{l_d} = 0,35$ (35%), а с увеличением соотношения скоростей v_1/v_2 относительная длина зоны отставания на быстром валке возросла до $\frac{l_{от}}{l_{d1}} = 0,95$ (95%) и относительная длина зоны опережения уменьшилась до $\frac{l_{оп}}{l_{d1}} = 0,05$ (5%), то рост относительного момента прокатки в первом приближении составит:

$$\frac{M_{быстр}}{M_{сим}} \cong \frac{(0,95 - 0,05)_{быстр}}{(0,65 - 0,35)_{сим}} = \frac{0,9}{0,3} = 3$$

При увеличении соотношения скоростей валков v_1/v_2 максимальный теоретический рост относительного момента прокатки $M_{отн1} = \frac{M_{быстр}}{M_{сим}}$ на валке, вращающемся с большей скоростью, может достигать пяти крат.

При $\frac{l_{от}}{l_d} = 0,6$ и $\frac{l_{оп}}{l_d} = 0,4$; $\frac{l_{от}}{l_{d1}} = 1$ и $\frac{l_{оп}}{l_{d1}} = 0$ максимальный рост относительного момента составит:

$$\frac{M_{быстр}}{M_{сим}} \cong \frac{(1 - 0)_{быстр}}{(0,6 - 0,4)_{сим}} \cong 5$$

3.6 Уточненная модель Леванова для описания контактного трения при листовой прокатке со скоростной асимметрией

Ранее было показано, что увеличение соотношения скоростей валков v_1/v_2 от 1 до 2 и более позволяет выделить две характерные условные области малой и большой асимметрии. Соотношения скоростей валков v_1/v_2 , при которых приводной рабочий валок, вращающийся с меньшей скоростью, работает в двигательном режиме ($\cos \varphi > 0$, момент $M_2 > 0$, мощность $N_2 > 0$) соответствуют области малой скоростной асимметрии. Соотношения скоростей валков v_1/v_2 , при которых приводной рабочий валок, вращающийся с меньшей скоростью, работает в генераторном режиме ($\cos \varphi < 0$, момент $M_2 < 0$, мощность $N_2 < 0$) соответствуют области большой скоростной асимметрии.

Экспериментально установлено, что в области большой скоростной асимметрии усилие прокатки однозначно снижается. При этом отметим, что качественный характер представленных ранее закономерностей влияния скоростной асимметрии на распределение моментов и мощности между приводными рабочими валками является общим, как для различных материалов (сталь, алюминий, медь, титан), температурных условий листовой прокатки (горячая, холодная), условий контактного трения (без смазки, со смазкой).

Однако в области малой скоростной асимметрии при листовой прокатке без использования смазки усилие может, напротив, возрастать. Причем этот эффект может наблюдаться при прокатке различных материалов (сталь, алюминий, медь, титан), как в горячем, так и в холодном состоянии (рис. 3.21, табл. 3.8).

Для исключения возможного влияния вариации геометрических размеров исходных заготовок, а также возможного влияния вариации химического состава на усилие прокатки образцы для проведения экспериментов изготавливались из одного и того же промышленного листа методом лазерной резки с точностью резки не хуже $\pm 0,1$ мм. По результатам экспериментов фиксировался рост усилия прокатки (рис. 3.21). Хотя рост усилия был небольшой и составлял всего 1-6%, тем не менее, данный факт не соответствовал ожидаемому эффекту снижения усилия прокатки в условиях применения скоростной асимметрии.

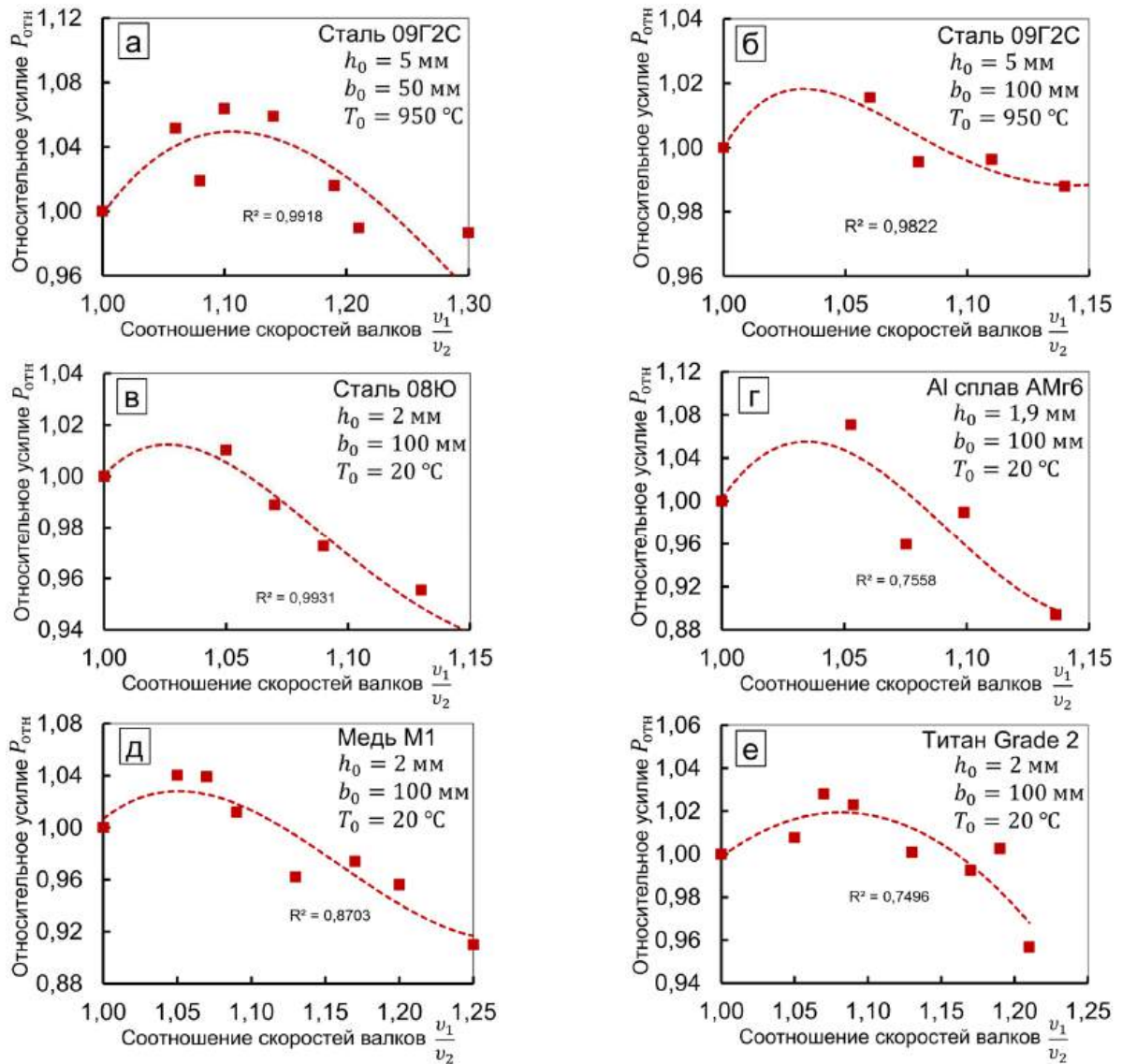


Рисунок 3.21 – Влияние малой скоростной асимметрии на относительное усилие $\frac{P_{асим}}{P_{сим}}$ при листовой прокатке различных материалов без использования смазки (экспериментальные данные): а, б – сталь 09Г2С; в – сталь 08Ю; в – алюминиевый сплав АМг6; г – чистая медь М1; д – чистый титан Grade 2

По мнению автора данной работы, рост усилия прокатки на 1-6% обусловлен небольшим ростом удельных сил контактного трения τ в условиях малой скоростной асимметрии. Рост τ можно объяснить увеличением показателя (фактора) трения m . Другими словами, показатель (фактор) трения m при листовой прокатке со скоростной асимметрией должен становиться несколько выше показателя (фактора) трения m при симметричной листовой прокатке при прочих равных условиях.

Показатель (фактор) трения m , как правило, принимается в виде константы:

$$m = const \quad (3.49)$$

Таблица 3.8 – Влияние малой скоростной асимметрии на усилие при листовой прокатке по результатам экспериментов

Материал	Соотношение скоростей валков $\frac{v_1}{v_2}$	Начальная температура $T_0, ^\circ\text{C}$	Толщина заготовки $h_0, \text{мм}$	Ширина заготовки $b_0, \text{мм}$	Начальный межвалковый зазор, мм	Усилие прокатки $P, \text{тс}$	Относительное усилие прокатки $P_{\text{отн}}$
Сталь 09Г2С	1,00	950	5,0	50	2,2	73,0	1,00
	1,06	950	5,0	50	2,2	76,8	1,05
	1,08	950	5,0	50	2,2	74,4	1,02
	1,10	950	5,0	50	2,2	77,7	1,06
	1,14	950	5,0	50	2,2	77,3	1,06
	1,19	950	5,0	50	2,2	74,2	1,02
	1,21	950	5,0	50	2,2	72,3	0,99
	1,30	950	5,0	50	2,2	72,1	0,99
Сталь 09Г2С	1,00	950	5,0	100	1,0	197,8	1,00
	1,06	950	5,0	100	1,0	200,9	1,02
	1,08	950	5,0	100	1,0	196,9	1,00
	1,11	950	5,0	100	1,0	197,1	1,00
	1,14	950	5,0	100	1,0	195,4	0,99
Сталь 08Ю	1,00	20	2,0	100	0,9	98,7	1,00
	1,05	20	2,0	100	0,9	99,7	1,01
	1,07	20	2,0	100	0,9	97,6	0,99
	1,09	20	2,0	100	0,9	96,0	0,97
	1,13	20	2,0	100	0,9	94,3	0,96
Al сплав АМг6	1,00	20	1,9	100	0,9	76,3	1,00
	1,05	20	1,9	100	0,9	81,7	1,07
	1,08	20	1,9	100	0,9	73,2	0,96
	1,10	20	1,9	100	0,9	75,5	0,99
	1,14	20	1,9	100	0,9	68,2	0,89
Медь М1	1,00	20	2,0	100	0,9	84,5	1,00
	1,05	20	2,0	100	0,9	87,9	1,04
	1,07	20	2,0	100	0,9	87,8	1,04
	1,09	20	2,0	100	0,9	85,5	1,01
	1,13	20	2,0	100	0,9	81,3	0,96
	1,17	20	2,0	100	0,9	82,3	0,97
	1,20	20	2,0	100	0,9	80,8	0,96
	1,25	20	2,0	100	0,9	76,9	0,91
Титан Grade 2	1,00	20	2,0	100	0,9	117,9	1,00
	1,05	20	2,0	100	0,9	118,8	1,01
	1,07	20	2,0	100	0,9	121,2	1,03
	1,09	20	2,0	100	0,9	120,6	1,02
	1,13	20	2,0	100	0,9	118,0	1,00
	1,17	20	2,0	100	0,9	117,0	0,99
	1,19	20	2,0	100	0,9	118,2	1,00
	1,21	20	2,0	100	0,9	112,8	0,96

Однако показатель трения может зависеть от различных параметров:

- от контактного давления σ_n :

$$m = m_0(1 - e^{-\alpha\sigma_n}) \quad (3.50)$$

- от скорости деформации $\dot{\epsilon}$:

$$m = m_0(1 + \alpha\dot{\epsilon}) \quad (3.51)$$

- от скорости скольжения v_s :

$$m = m_0|v_s|^\alpha \quad (3.52)$$

В данной работе предложена уточненная модель трения Леванова, учитывающая влияние скорости скольжения v_s частиц деформируемого металла относительно контактной поверхности рабочего вала:

$$\tau = m|v_s|^\alpha k \left(1 - e^{-1,25\frac{\sigma_n}{\sigma_s}}\right) \quad (3.53)$$

где $\alpha = f\left(\frac{v_1}{v_2}\right)$ – коэффициент, зависящий от соотношения скоростей рабочих валков ($v_1 \geq v_2$).

На основе обработки экспериментальных данных получена следующая зависимость:

$$\alpha = 0,012 \left(1 - e^{-60\left(\frac{v_1}{v_2} - 1\right)}\right) \quad (3.54)$$

Уточненная модель трения Леванова (3.53) позволила объяснить эффект повышения усилия прокатки в области малой скоростной асимметрии (рис. 3.22).

Уточненная модель трения Леванова (3.53) при конечно-элементном моделировании в программе QForm задавалась в виде подпрограммы на языке Lua.

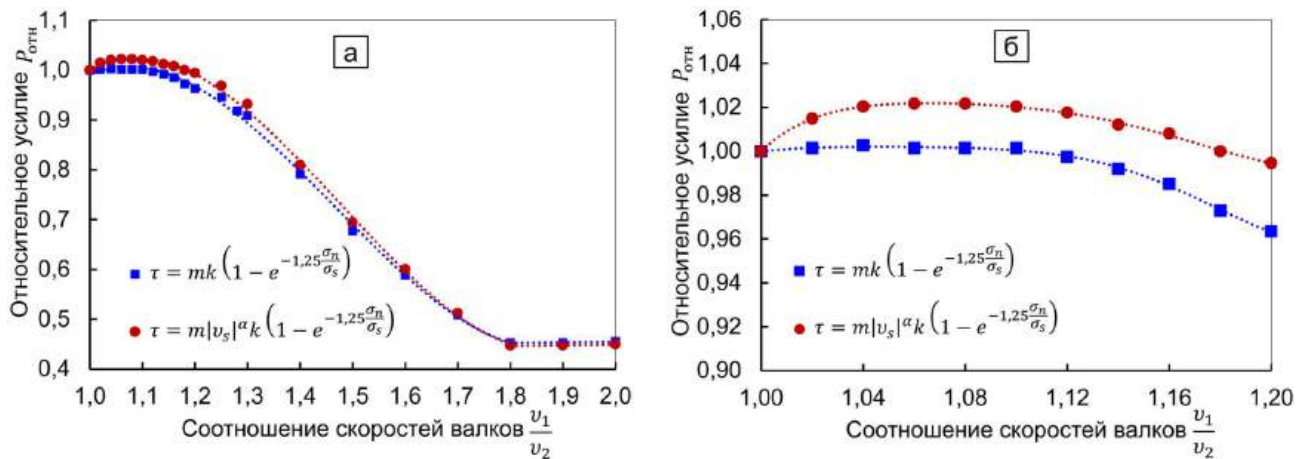


Рисунок 3.22 – Относительное усилие прокатки при описании контактного трения по закону Леванова без учета и с учетом влияния скорости скольжения v_s :

а – при v_1/v_2 от 1 до 2; б – при v_1/v_2 от 1 до 1,2

3.7 Оценка максимально допустимого крутящего момента из условия прочности вала

Ранее было показано, что при увеличении соотношения скоростей валков v_1/v_2 максимальный теоретический рост относительного момента прокатки $M_{отн1} = \frac{M_{быстр}}{M_{сим}}$ на валке, вращающемся с бóльшей скоростью, может достигать пяти крат: $\frac{M_{быстр}}{M_{сим}} \cong 5$. Данный факт необходимо учитывать при выборе материала валков и расчете валков на прочность. Выполним оценку максимально допустимого крутящего момента из условия прочности рабочего вала.

Приводной конец рабочего вала рассчитывается на кручение из условия прочности по касательным напряжениям τ :

$$\tau = \frac{M_{кр}}{W_{кр}} \leq [\tau] \quad (3.55)$$

где $M_{кр}$ – крутящий момент, приложенный к приводному концу вала; $W_{кр}$ – момент сопротивления поперечного сечения при кручении, соответствующий принятой форме поперечного сечения приводного конца вала; $[\tau]$ – допустимое значение касательных напряжений.

$$[\tau] = \frac{1}{2}[\sigma] \quad (3.56)$$

где $[\sigma]$ – допустимое значение нормальных напряжений.

$$[\sigma] = \frac{\sigma_B}{K} \quad (3.57)$$

σ_B – временное сопротивление разрыву материала вала; K – коэффициент запаса прочности.

Момент сопротивления поперечного сечения при кручении $W_{кр}$ определяется по формуле [258]:

$$W_{кр} = \frac{I_p}{\rho_{max}} \quad (3.58)$$

где I_p – полярный момент инерции.

Полярный момент инерции относительно некоторой точки – взятая по всей площади этого сечения A сумма произведений элементарных площадок dA на квадраты их расстояний до данной точки. Также полярным моментом инерции сечения называется геометрическая характеристика, определяемая интегралом [258]:

$$I_p = \int_A \rho^2 dA \quad (3.59)$$

Осевой момент инерции сечения – взятая по всей площади этого сечения A сумма произведений элементарных площадок dA на квадрат расстояния до данной оси. Также осевым моментом инерции сечения называется геометрическая характеристика, численно равная интегралу [258]:

относительно оси x :

$$I_x = \int_A y^2 dA \quad (3.60)$$

относительно оси y :

$$I_y = \int_A x^2 dA \quad (3.61)$$

Сумма осевых моментов сечения относительно двух взаимно перпендикулярных осей равна полярному моменту инерции этого сечения относительно точки пересечения этих осей.

$$I_p = I_x + I_y \quad (3.62)$$

где I_x и I_y – осевые моменты инерции.

Оси, проходящие через центр тяжести сечения называются центральными.

Из (3.55) выразим крутящий момент $M_{кр}$:

$$M_{кр} \leq W_{кр} [\tau] \quad (3.63)$$

Подставив (3.56) и (3.57) в (3.63), получим:

$$M_{кр} \leq W_{кр} \frac{1}{2} [\sigma] \quad (3.64)$$

$$M_{кр} \leq W_{кр} \frac{1}{2} \frac{\sigma_B}{K} \quad (3.65)$$

Выразив момент сопротивления поперечного сечения при кручении $W_{кр}$ через полярный момент инерции I_p , запишем:

$$M_{кр} \leq \frac{I_p}{\rho_{max}} \frac{1}{2} \frac{\sigma_B}{K} \quad (3.66)$$

Перейдя от полярного момента инерции I_p к осевым моментам инерции, получим:

$$M_{кр} \leq \frac{(I_x + I_y)}{\rho_{max}} \frac{1}{2} \frac{\sigma_B}{K} \quad (3.67)$$

Учитывая, что $\rho_{max} = \frac{d}{2}$, где d – диаметр приводного конца рабочего валка, получим:

$$M_{кр} \leq \frac{2(I_x + I_y)}{d} \frac{1}{2} \frac{\sigma_B}{K} \quad (3.68)$$

Приняв пятикратный коэффициент запаса прочности, т.е. $K = 5$, запишем:

$$M_{кр} \leq \frac{2(I_x + I_y)}{d} \frac{1}{2} \frac{\sigma_B}{5} \quad (3.69)$$

Окончательно получим формулу для расчета максимально допустимого крутящего момента из условия прочности валка:

$$M_{кр}^{max} = \frac{(I_x + I_y) \sigma_B}{d} \frac{1}{5} \quad (3.70)$$

Из формулы (3.70) следует, что максимально допустимый крутящий момент зависит от геометрических характеристик приводного конца валка, а также прочностных характеристик материала валка. Результаты расчета максимально допустимого крутящего момента $M_{кр}^{max}$ в зависимости от диаметра приводного конца d , осевых моментов инерции I_x и I_y , предела прочности σ_B материала валка представлены в табл. 3.9 и на рис. 3.23. Осевые моменты инерции I_x и I_y определяли для соответствующей геометрии сечения приводного конца рабочего валка с применением CAD программы КОМПАС 3D.

Отметим, что рост относительного момента прокатки $M_{отн1} = \frac{M_{быстр}}{M_{сим}}$ на валке, вращающемся с большей скоростью, с увеличением соотношения скоростей v_1/v_2 является индикатором увеличения сдвиговой деформации в обрабатываемом материале. Степень роста относительного момента прокатки прямо пропорциональна степени увеличения сдвиговой деформации в обрабатываемом материале. Предельный рост сдвиговой деформации соответствует кинематическим условиям на контакте с валком, вращающимся с большей скоростью, при которых относительная длина зоны отставания стремится к 1, т.е. $\frac{l_{от}}{l_{d1}} \rightarrow 1$, а относительная длина зоны опережения стремится к 0, т.е. $\frac{l_{оп}}{l_{d1}} \rightarrow 0$. Максимальный теоретический рост относительного момента прокатки при этом может достигать пяти крат: $\frac{M_{быстр}}{M_{сим}} \cong 5$. Именно таким условиям соответствует предельный рост сдвиговой деформации в обрабатываемом материале при листовой прокатке со скоростной асимметрией.

Таким образом, рост относительного момента прокатки $M_{отн1} = \frac{M_{быстр}}{M_{сим}}$ на валке, вращающемся с большей скоростью, – это положительный индикатор, с которым не нужно «бороться», пытаясь его снизить. Мероприятия должны быть направлены исключительно на увеличение прочности материала валка и оптимизацию его геометрических характеристик [259].

Таблица 3.9 – Результаты расчета максимально допустимого крутящего момента в зависимости от диаметра приводного конца, осевых моментов инерции и предела прочности материала валка

$M_{кр}^{max}$, кН·м	d , мм	$0,8d$, мм	σ_B , $\frac{Н}{мм^2}$	I_x , мм ⁴	I_y , мм ⁴	$I_x + I_y$, мм ⁴
8,08	100	80	500	3317797,56	4757797,56	8075595,12
64,60	200	160	500	53084760,90	76124760,90	129209521,80
218,04	300	240	500	268741602,09	385381602,06	654123204,15
516,84	400	320	500	849356175,89	1217996174,68	2067352350,57
1009,45	500	400	500	2073623472,66	2973623472,66	5047246945,32
1744,33	600	480	500	4299865632,92	6166105632,91	10465971265,83
2769,93	700	560	500	7966031932,58	11423471932,57	19389503865,15
4134,70	800	640	500	13589698790,43	19487938790,42	33077637580,85
12,11	100	80	750	3317797,56	4757797,56	8075595,12
96,91	200	160	750	53084760,90	76124760,90	129209521,80
327,06	300	240	750	268741602,09	385381602,06	654123204,15
775,26	400	320	750	849356175,89	1217996174,68	2067352350,57
1514,17	500	400	750	2073623472,66	2973623472,66	5047246945,32
2616,49	600	480	750	4299865632,92	6166105632,91	10465971265,83
4154,89	700	560	750	7966031932,58	11423471932,57	19389503865,15
6202,06	800	640	750	13589698790,43	19487938790,42	33077637580,85
16,15	100	80	1000	3317797,56	4757797,56	8075595,12
129,21	200	160	1000	53084760,90	76124760,90	129209521,80
436,08	300	240	1000	268741602,09	385381602,06	654123204,15
1033,68	400	320	1000	849356175,89	1217996174,68	2067352350,57
2018,90	500	400	1000	2073623472,66	2973623472,66	5047246945,32
3488,66	600	480	1000	4299865632,92	6166105632,91	10465971265,83
5539,86	700	560	1000	7966031932,58	11423471932,57	19389503865,15
8269,41	800	640	1000	13589698790,43	19487938790,42	33077637580,85

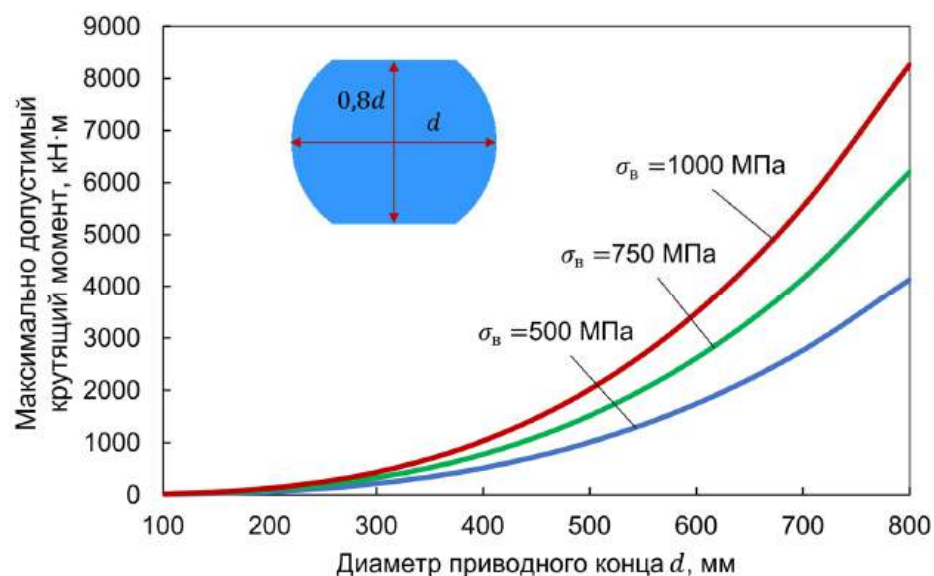


Рисунок 3.23 – Максимально допустимый крутящий момент во взаимосвязи с диаметром приводного конца d и пределом прочности σ_B материала валка

ВЫВОДЫ ПО ГЛАВЕ 3

1. Для экспериментальной реализации процесса листовой прокатки со скоростной асимметрией изготовлен и введен в эксплуатацию в лаборатории «Механика градиентных наноматериалов им. А.П. Жилиева» стан дуо листовой прокатки с индивидуальным приводом рабочих валков, имеющий статус уникальной научной установки.

2. Впервые установлено, что при листовой прокатке со скоростной асимметрией снижение усилия прокатки достигает экстремума (минимума) при минимальной (положительной) величине опережения металла относительно валка, вращающегося с большей скоростью. Численно и экспериментально показано, что усилие при листовой прокатке со скоростной асимметрией может быть снижено до 2 и более раз в сравнении с симметричной прокаткой при прочих равных условиях. Практическая значимость этого эффекта заключается в технологической возможности повышения обжимной способности прокатных клетей.

3. В общем случае, с увеличением соотношения скоростей v_1/v_2 относительный момент прокатки $M_{отн1} = \frac{M_{быстр}}{M_{сим}}$ на валке, вращающемся с большей скоростью, возрастает, что является индикатором увеличения сдвиговой деформации в обрабатываемом материале.

4. Рост относительного момента прокатки $M_{отн1} = \frac{M_{быстр}}{M_{сим}}$ на валке, вращающемся с большей скоростью, при увеличении соотношения скоростей v_1/v_2 пропорционален относительному увеличению разницы длин зон отставания и опережения на этом валке, т.е.

$$\frac{M_{быстр}}{M_{сим}} \cong \frac{\left(\frac{l_{от}}{l_{d1}} - \frac{l_{оп}}{l_{d1}}\right)_{быстр}}{\left(\frac{l_{от}}{l_d} - \frac{l_{оп}}{l_d}\right)_{сим}}.$$

5. При увеличении соотношения скоростей валков v_1/v_2 максимальный теоретический рост относительного момента прокатки $M_{отн1} = \frac{M_{быстр}}{M_{сим}}$ на валке, вращающемся с большей скоростью, может достигать пяти крат (например, при $\frac{l_{от}}{l_d} = 0,6$ и $\frac{l_{оп}}{l_d} = 0,4$; $\frac{l_{от}}{l_{d1}} = 1$ и $\frac{l_{оп}}{l_{d1}} = 0$):

$$\frac{M_{быстр}}{M_{сим}} \cong \frac{(1-0)_{быстр}}{(0,6-0,4)_{сим}} \cong 5.$$

Данный факт необходимо учитывать при выборе материала валков и расчете валков на прочность.

6. Приводной рабочий валок, вращающийся с большей скоростью, при любых соотношениях скоростей валков v_1/v_2 работает только в двигательном режиме, у которого $\cos \varphi > 0$ (для асинхронного двигателя), момент $M_1 > 0$, мощность $N_1 > 0$.

7. Приводной рабочий валок, вращающийся с меньшей скоростью, в зависимости от соотношения скоростей валков v_1/v_2 может работать в трех режимах: а) двигательный режим, при котором $\cos \varphi > 0$, момент $M_2 > 0$, мощность $N_2 > 0$; б) нейтральный режим, когда

приводной валок работает в режиме холостого (неприводного) валка, при котором $\cos \varphi = 0$, момент $M_2 = 0$, мощность $N_2 = 0$; в) генераторный режим, при котором $\cos \varphi < 0$, момент $M_2 < 0$, мощность $N_2 < 0$.

8. Соотношения скоростей валков v_1/v_2 , при которых приводной рабочий валок, вращающийся с меньшей скоростью, работает в двигательном режиме ($\cos \varphi > 0$, момент $M_2 > 0$, мощность $N_2 > 0$) соответствуют области малой скоростной асимметрии.

9. Соотношения скоростей валков v_1/v_2 , при которых приводной рабочий валок, вращающийся с меньшей скоростью, работает в генераторном режиме ($\cos \varphi < 0$, момент $M_2 < 0$, мощность $N_2 < 0$) соответствуют области большой скоростной асимметрии.

10. Численно и экспериментально показано, что минимум активной мощности в очаге деформации обеспечивается при оптимальном соотношении скоростей валков v_1/v_2 , при котором момент прокатки M_2 и мощность прокатки N_2 на приводном валке, вращающемся с меньшей скоростью v_2 , становятся равными нулю, т.е. один из двух приводных валков переходит в генераторный режим работы. При этом, относительный момент и относительная мощность прокатки на валке, вращающемся с большей скоростью, составляют, соответственно: $M_{отн1} = \frac{M_{быстр}}{M_{сим}} < 2$ и $N_{отн1} = \frac{N_{быстр}}{N_{сим}} < 2$, а суммарная относительная мощность $\frac{N_{быстр} + N_{медл}}{2N_{сим}} < 1$. Практическая значимость этого эффекта заключается в технологической возможности снижения на 10-15% расхода электрической энергии главных приводов в сравнении с симметричной листовой прокаткой при прочих равных условиях.

11. Уточнены закономерности влияния скоростной асимметрии на распределение моментов и мощности между приводными рабочими валками, позволяющие определить два оптимальных кинематических условия: для максимума сдвиговой деформации, когда разница относительных моментов максимальна ($M_{отн1} - M_{отн2} = \max$) при условии, что на валке, вращающемся с большей скоростью, сохраняется зона опережения; и для минимума энергии, затрачиваемой на прокатку, когда момент на приводном валке, вращающемся с меньшей скоростью, становится равным нулю ($M_{отн2} = 0$).

12. Предложена уточненная модель контактного трения Леванова, отличающаяся учетом влияния относительной скорости скольжения металла в очаге деформации на величину удельных сил трения при листовой прокатке со скоростной асимметрией. Уточненная модель позволила объяснить эффект повышения усилия прокатки в области малой скоростной асимметрии.

ГЛАВА 4 ДЕФОРМАЦИОННЫЕ И ТЕМПЕРАТУРНО-СКОРОСТНЫЕ УСЛОВИЯ ЛИСТОВОЙ ПРОКАТКИ СО СКОРОСТНОЙ АСИММЕТРИЕЙ, ОБЕСПЕЧИВАЮЩИЕ ИЗМЕЛЬЧЕНИЕ ЗЕРНА ПО МЕХАНИЗМУ ДИНАМИЧЕСКОЙ РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИИ

В первой главе было показано, что динамическая рекристаллизация, т.е. рекристаллизация, протекающая во время деформации, является более эффективным механизмом измельчения зерна, чем статическая. Однако для ее реализации требуются высокие единичные деформации, конкретные значения которых должны быть определены на основе предварительных испытаний, например, на основе испытаний на горячее кручение. При этом должна быть разработана модель, описывающая кинетику динамической рекристаллизации [260-262]. В данной главе под термином «динамическая рекристаллизация» понимается прерывистая динамическая рекристаллизация аустенита при температуре $T > Ar3$, которая, для краткости, обозначена как DRX или drx.

4.1 Кинетика динамической рекристаллизации

Возврат и рекристаллизация являются основными, но при этом конкурирующими структурными процессами. Переход от клубков дислокаций к формированию субзерен является отличительной чертой возврата (рис. 4.1). Если такой переход происходит во время деформации, то процесс называется динамическим возвратом (англ. Dynamic Recovery, сокр. DRV) [263].

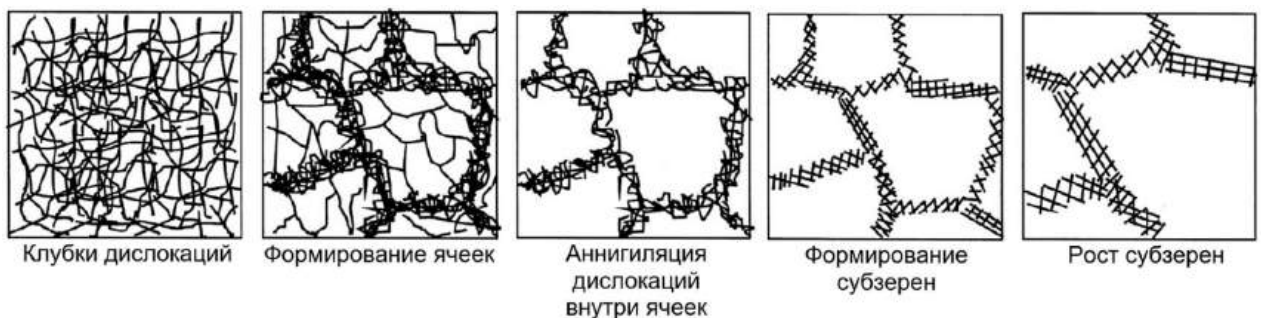


Рисунок 4.1 – Стадии возврата в деформированном материале [263]

Во время возврата микроструктурные изменения слабые. Оптическая микроскопия не выявляет большинство изменений, и по этой причине возврат выявляется косвенными методами, например, определением изменений механических свойств (твердость, предел текучести, временное сопротивление).

При динамической рекристаллизации кривая пластического течения для конкретной скорости деформации и температуры имеет характерный вид (рис. 4.2). С увеличением

деформации ε напряжение σ возрастает сначала до некоторого критического значения σ_c , а затем до пикового значения σ_p , при котором процессы упрочнения и разупрочнения (генерация и аннигиляция дислокаций) компенсируют друг друга. С дальнейшим увеличением деформации ε напряжение σ снижается от пикового значения σ_p до значения σ_{ss} , соответствующего установившейся стадии течения (полная аннигиляция дислокаций).

На рис. 4.2 схематически изображены кривые пластического течения в координатных осях $\sigma - \varepsilon$ для динамического возврата (кривая обозначена σ_{drv}) и динамической рекристаллизации (кривая обозначена σ_{drx}). Согласно схеме, критическое напряжение σ_c и критическая деформация ε_c соответствуют началу процесса динамической рекристаллизации. Напряжение σ_{ss} и деформация ε_{ss} соответствуют полному завершению процесса динамической рекристаллизации. Участок σ_{drv} на рис. 4.2 является теоретическим, и соответствует процессу динамического возврата. Если бы процесс динамической рекристаллизации отсутствовал, то в материале возникали бы напряжения σ_{drv} , соответствующие процессу динамического возврата [264, 265].

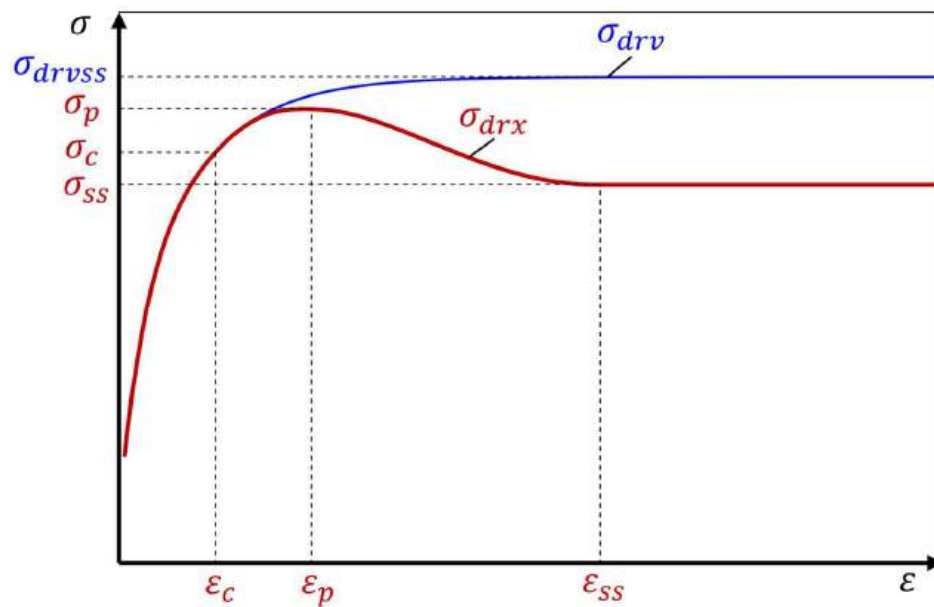


Рисунок 4.2 – Схематическое представление кривых течения при динамическом возврате и динамической рекристаллизации

Если напряжение σ_{ss} соответствует установившейся стадии течения при динамической рекристаллизации, то напряжение σ_{drvss} соответствует установившейся стадии течения при динамическом возврате. Причем напряжение σ_{drvss} соответствует максимальной (точке насыщения) плотности дислокаций ρ_{max} , которая могла бы быть достигнута в материале за счет деформации в условиях отсутствия динамической рекристаллизации [264, 265].

Для физического моделирования процесса динамической рекристаллизации проводили испытания¹ образцов на горячее кручение с использованием симулятора термомеханических процессов *Gleeble* и модуля *Torsion*. В отличие от испытаний на сжатие, кручение позволяло создавать в материале большие истинные деформации (до 3 и более единиц). Экспериментальные кривые пластического течения в координатных осях $\sigma - \varepsilon$ на примере низкоуглеродистой С-Мп стали (см. табл. 2.1 в Главе 2) определяли в интервале температур 700-1000 °С и скоростей деформации 0,03-50 с⁻¹. В экспериментах использовали цилиндрические образцы с рабочей зоной длиной $L = 20$ мм и радиусом $R = 5$ мм. В процессе эксперимента измерялся угол скручивания φ и скручивающий момент M , по которым рассчитывались напряжения $\sigma = 3,3 \frac{\sqrt{3}M}{2\pi R^3}$ и деформация $\varepsilon = \frac{R\varphi}{\sqrt{3}L}$ (см. Главу 2).

Кинетика динамической рекристаллизации характеризуется описанием изменения доли рекристаллизованного зерна в зависимости от деформации.

Для определения доли рекристаллизованного зерна X при динамической рекристаллизации DRX воспользуемся моделью Колмогорова–Джонсона–Мела–Аврами (КДМА), в основе которой лежат работы Колмогорова (1937), Джонсона и Мела (1939) и Аврами (1939):

$$X = 1 - \exp(-\beta t^n) \quad (4.1)$$

где t – время; β и n – коэффициенты материала, описывающие кинетику DRX, и зависящие от температуры и скорости деформации.

Время t в формуле (4.1) может быть представлено следующим образом:

$$t = \frac{\varepsilon - \varepsilon_c}{\dot{\varepsilon}} \quad (4.2)$$

где ε_c – критическая деформация, при которой начинается DRX, ε – истинная (эквивалентная) деформация. Причем при DRX $\varepsilon > \varepsilon_c$.

Тогда (4.1) с учетом (4.2) можно записать в следующем виде:

$$X = 1 - \exp\left(-\beta \left(\frac{\varepsilon - \varepsilon_c}{\dot{\varepsilon}}\right)^n\right) \quad (4.3)$$

В формуле (4.3) неизвестными являются критическая деформация ε_c , а также коэффициенты β и n .

Для определения коэффициентов β и n выполним следующие преобразования формулы (4.3) с помощью двойного логарифмирования:

$$1 - X = \exp(-\beta t^n) \quad (4.4)$$

¹ Испытания выполнены в лаборатории физического моделирования термомеханических процессов ФГАОУ ВО «ЮУрГУ (НИУ)» под руководством А.М. Ахмедьянова и С.П. Самойлова

$$\ln(1 - X) = -\beta t^n \quad (4.5)$$

$$-\ln(1 - X) = \beta t^n \quad (4.6)$$

$$\ln(1 - X)^{-1} = \beta t^n \quad (4.7)$$

$$\ln\left(\frac{1}{1 - X}\right) = \beta t^n \quad (4.8)$$

$$\lg\left[\ln\left(\frac{1}{1 - X}\right)\right] = \lg(\beta t^n) \quad (4.9)$$

$$\lg\left[\ln\left(\frac{1}{1 - X}\right)\right] = \lg\beta + \lg t^n \quad (4.10)$$

$$\lg\left[\ln\left(\frac{1}{1 - X}\right)\right] = n \cdot \lg t + \lg\beta \quad (4.11)$$

Полученное выражение (4.11) соответствует уравнению прямой:

$$y = n \cdot x + b \quad (4.12)$$

Тогда коэффициенты β и n для уравнения (4.3) определятся из уравнения прямой (4.11). Причем коэффициент n в уравнении (4.11) равен коэффициенту n в уравнении (4.12), а коэффициент $\beta = 10^b$, где b – коэффициент из уравнения прямой (4.12).

Для построения прямой согласно выражению (4.11) достаточно двух точек с координатами $(\lg t_1; \lg[\ln(\frac{1}{1-X_1})])$ и $(\lg t_2; \lg[\ln(\frac{1}{1-X_2})])$.

Однако для построения прямой согласно выражению (4.11) необходимо знать значения $t = \frac{\varepsilon - \varepsilon_c}{\dot{\varepsilon}}$, а именно значения критической деформации ε_c . Кроме того, необходимо знать конкретные значения доли рекристаллизованного зерна X для соответствующих значений ε , $\dot{\varepsilon}$ и T . Для решения этой задачи обычно проводят металлографические исследования.

В отличие от стандартного подхода, основанного на металлографии, в данной работе для определения доли динамически рекристаллизованных аустенитных зерен X_{DRX} в интервале деформаций от ε_c до ε_{ss} предлагается использовать механическую модель *Zahiri–Davies–Hodgson* [264], в основе которой положен принцип определения доли разупрочнения по напряжениям σ_{drv} , σ_{drx} , σ_{drvss} , σ_{ss} , полученным по экспериментальным данным из кривой

пластического течения для соответствующей стали и температурно-скоростных условий деформирования.

Рассмотрим эту модель.

Взаимосвязь между напряжением σ и плотностью дислокаций ρ в общем виде выражается следующим образом [264]:

$$\sigma = \alpha G b \rho^{1/2} \quad (4.13)$$

где α – константа ($\approx 1,2$), G – модуль сдвига (Па), b – вектор Бюргерса (м) ($\approx 0,25 \cdot 10^{-9}$ для низкоуглеродистого аустенита).

Максимальная плотность дислокаций ρ_{max} соответствует условиям динамического возврата и напряжению σ_{drvss} . Для этих условий можно записать:

$$\sigma_{drvss} = \alpha G b \rho_{max}^{1/2} \quad (4.14)$$

Тогда:

$$\rho_{max} = \frac{(\sigma_{drvss})^2}{(\alpha G b)^2} \quad (4.15)$$

Минимальная плотность дислокаций ρ_{min} соответствует условиям динамической рекристаллизации и напряжению σ_{ss} . Для этих условий можно записать [264]:

$$\sigma_{ss} = \alpha G b \rho_{min}^{1/2} \quad (4.16)$$

Тогда:

$$\rho_{min} = \frac{(\sigma_{ss})^2}{(\alpha G b)^2} \quad (4.17)$$

После полного завершения динамической рекристаллизации на стадии установившегося течения при напряжении σ_{ss} разница между максимальной ρ_{max} и минимальной ρ_{min} плотностями дислокаций составит [264]:

$$\Delta \rho_{max} = \rho_{max} - \rho_{min} \quad (4.18)$$

$$\Delta \rho_{max} = \frac{(\sigma_{drvss})^2 - (\sigma_{ss})^2}{(\alpha G b)^2} \quad (4.19)$$

Физически величина $\Delta \rho_{max}$ соответствует максимальному разупрочнению стали в результате полного прохождения динамической рекристаллизации [264].

Далее выполним аналогичные рассуждения для участка от σ_c до σ_{ss} . Взаимосвязь между напряжением σ_{drv} и плотностью дислокаций ρ_{drv} при динамическом возврате [264]:

$$\rho_{drv} = \frac{(\sigma_{drv})^2}{(\alpha G b)^2} \quad (4.20)$$

Взаимосвязь между напряжением σ_{drx} и плотностью дислокаций ρ_{drx} при динамической рекристаллизации [264]:

$$\rho_{drx} = \frac{(\sigma_{drx})^2}{(\alpha G b)^2} \quad (4.21)$$

Тогда разницу между плотностью дислокаций при динамическом возврате и динамической рекристаллизации можно записать в следующем виде:

$$\Delta\rho = \rho_{drv} - \rho_{drx} \quad (4.22)$$

$$\Delta\rho = \frac{(\sigma_{drv})^2 - (\sigma_{drx})^2}{(\alpha G b)^2} \quad (4.23)$$

Физически величина $\Delta\rho$ соответствует разупрочнению стали при прохождении динамической рекристаллизации на участке от σ_c до σ_{ss} .

Зная $\Delta\rho$ и $\Delta\rho_{max}$ можно определить долю разупрочнения стали при прохождении динамической рекристаллизации на участке от σ_c до σ_{ss} [264]:

$$X = \frac{\Delta\rho}{\Delta\rho_{max}} \quad (4.24)$$

Тогда окончательно получим [264]:

$$X_{DRX} = \frac{(\sigma_{drv})^2 - (\sigma_{drx})^2}{(\sigma_{drvss})^2 - (\sigma_{ss})^2} \quad (4.25)$$

Причем:

$$\sigma_c \leq \sigma_{drx} \leq \sigma_{ss} \quad (4.26)$$

$$\sigma_c \leq \sigma_{drv} \leq \sigma_{drvss} \quad (4.27)$$

Поскольку разупрочнение стали происходит вследствие динамической рекристаллизации, то величина X_{DRX} представляет собой долю рекристаллизованного зерна аустенита.

В формуле (4.25) значения напряжений σ_{drx} и σ_{ss} берутся напрямую из экспериментальной (аппроксимированной) кривой течения на участке $\sigma_c \leq \sigma_{drx} \leq \sigma_{ss}$. Значения напряжений σ_{drv} и σ_{drvss} необходимо предварительно вычислить.

Таким образом, кинетика динамической рекристаллизации может быть определена на основе кривой течения по напряжениям σ_{drv} , σ_{drx} , σ_{drvss} , σ_{ss} . Модель (4.25) была впервые предложена в работе [264] авторами Saden H. Zahiri, Chris H.J. Davies, Peter D. Hodgson.

Далее рассмотрим методику определения напряжений σ_{drv} и σ_{drvss} [264, 265].

По кривой течения методом дифференцирования определяется скорость деформационного упрочнения θ :

$$\theta = \frac{\partial\sigma}{\partial\varepsilon} \quad (4.28)$$

Строится график деформационного упрочнения в координатах $\theta - \sigma$ (рис. 4.3, а). Пиковое напряжение σ_p соответствует $\theta = 0$ (первый перегиб). Напряжение σ_{ss} также соответствует $\theta = 0$ (второй перегиб).

Определяется скорость изменения величины θ :

$$s = -\frac{\partial \theta}{\partial \sigma} \quad (4.29)$$

Строится график в координатах $s - \sigma$ (рис. 4.3, б). Критическое напряжение σ_c соответствует точке перегиба, для которой [264, 265]:

$$\frac{\partial}{\partial \sigma} \left(-\frac{\partial \theta}{\partial \sigma} \right) = 0 \quad (4.30)$$

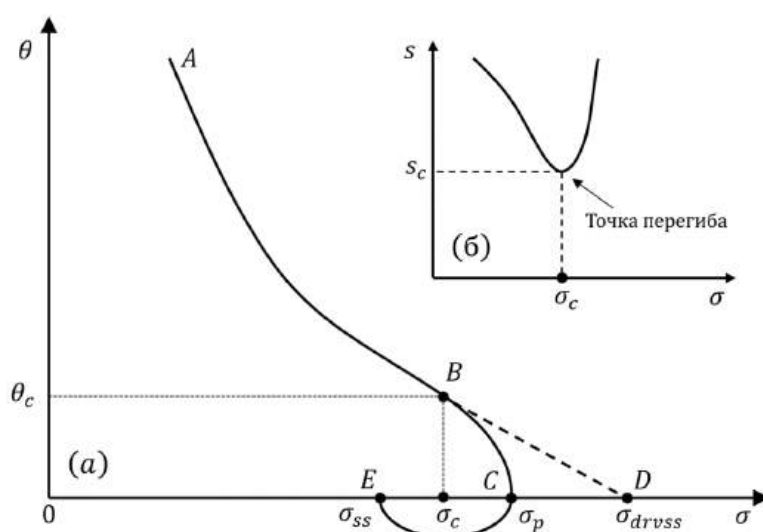


Рисунок 4.3 – (а) Схематическое представление взаимосвязи $\theta = \frac{\partial \sigma}{\partial \varepsilon}$ и σ ,

(б) схематическое представление взаимосвязи $s = -\frac{\partial \theta}{\partial \sigma}$ и σ [264]

По найденным напряжениям σ_c , σ_p , σ_{ss} определяются соответствующие им значения деформаций ε_c , ε_p , ε_{ss} .

На схеме (рис. 4.3, а) участок $B - C - E$ соответствует процессу динамической рекристаллизации. В свою очередь, прямолинейный участок $B - D$ соответствует процессу динамического возврата.

Найдем напряжения при динамическом возврате как функцию от деформации, т.е.:

$$\sigma_{drv} = f(\varepsilon) \quad (4.31)$$

Для участка $B - D$ (рис. 4.3, а) имеем:

$$\theta_{drv} = \frac{\partial \sigma_{drv}}{\partial \varepsilon} = k \cdot \sigma_{drv} + b \quad (4.32)$$

где k и b – коэффициенты уравнения прямой.

Выражение (4.32) соответствует обыкновенному дифференциальному уравнению вида:

$$y' = k \cdot y + b \quad (4.33)$$

Решим это уравнение:

$$y' - k \cdot y - b = 0 \quad (4.34)$$

$$y = C \cdot e^{k \cdot x} - \frac{b}{k} \quad (4.35)$$

От y и x перейдем к σ_{drv} и ε :

$$\sigma_{drv} = C \cdot e^{k \cdot \varepsilon} - \frac{b}{k} \quad (4.36)$$

Найдем константу C , исходя из граничных условий: $\sigma_{drv} = \sigma_c$ и $\varepsilon = \varepsilon_c$, тогда:

$$\sigma_c = C \cdot e^{k \cdot \varepsilon_c} - \frac{b}{k} \quad (4.37)$$

Выразим константу C :

$$C = \left(\sigma_c + \frac{b}{k} \right) e^{-k \cdot \varepsilon_c} \quad (4.38)$$

Тогда уравнение (4.36) запишем в следующем виде:

$$\sigma_{drv} = \left(\sigma_c + \frac{b}{k} \right) e^{-k \cdot \varepsilon_c} \cdot e^{k \cdot \varepsilon} - \frac{b}{k} \quad (4.39)$$

$$\sigma_{drv} = \left(\sigma_c + \frac{b}{k} \right) e^{k(\varepsilon - \varepsilon_c)} - \frac{b}{k} \quad (4.40)$$

При $\theta_{drv} = 0$ имеем:

$$k \cdot \sigma_{drvss} + b = 0 \quad (4.41)$$

Тогда:

$$\frac{b}{k} = -\sigma_{drvss} \quad (4.42)$$

Из геометрических соображений на рис. 4.3, коэффициенты k и b также могут быть найдены следующим образом:

$$k = -\frac{\theta_c}{\sigma_{drvss} - \sigma_c} \quad (4.43)$$

$$b = \frac{\sigma_{drvss} \cdot \theta_c}{\sigma_{drvss} - \sigma_c} \quad (4.44)$$

С учетом (4.42) функция $\sigma_{drv} = f(\varepsilon)$ запишется в следующем виде:

$$\sigma_{drv} = (\sigma_c - \sigma_{drvss}) e^{k(\varepsilon - \varepsilon_c)} + \sigma_{drvss} \quad (4.45)$$

Так как $\sigma_{drvss} > \sigma_c$, то можно окончательно записать:

$$\sigma_{drv} = \sigma_{drvss} - (\sigma_{drvss} - \sigma_c) e^{k(\varepsilon - \varepsilon_c)} \quad (4.46)$$

Рассмотрим применение данной методики на примере определения доли рекристаллизованного зерна аустенита X_{DRX} в низкоуглеродистой стали следующего химического состава 0,095C-0,57Si-1,38Mn-0,25Ni-0,18Cu при параметрах: $T = 1000\text{ }^{\circ}\text{C}$ и $\dot{\varepsilon} = 10\text{ c}^{-1}$.

Экспериментальная кривая течения, полученная из испытания на горячее кручение, и ее аппроксимация представлена на рис. 4.4. Далее методом дифференцирования определяется скорость деформационного упрочнения θ и строится график деформационного упрочнения в координатах $\theta - \sigma$ (рис. 4.5).

Далее методом дифференцирования определяется скорость изменения величины θ и строится график в координатах $s - \sigma$ (рис. 4.6).

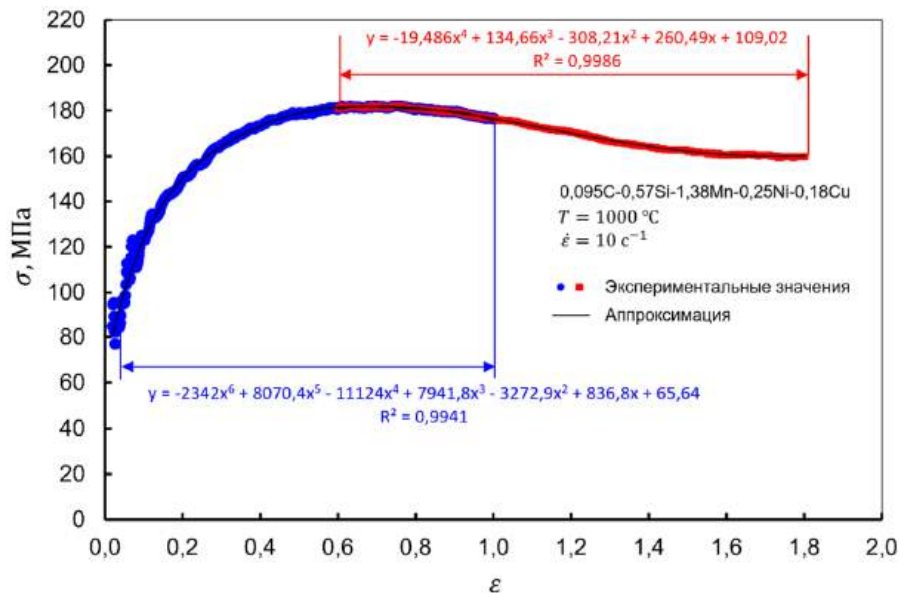


Рисунок 4.4 – Экспериментальная кривая течения и ее аппроксимация

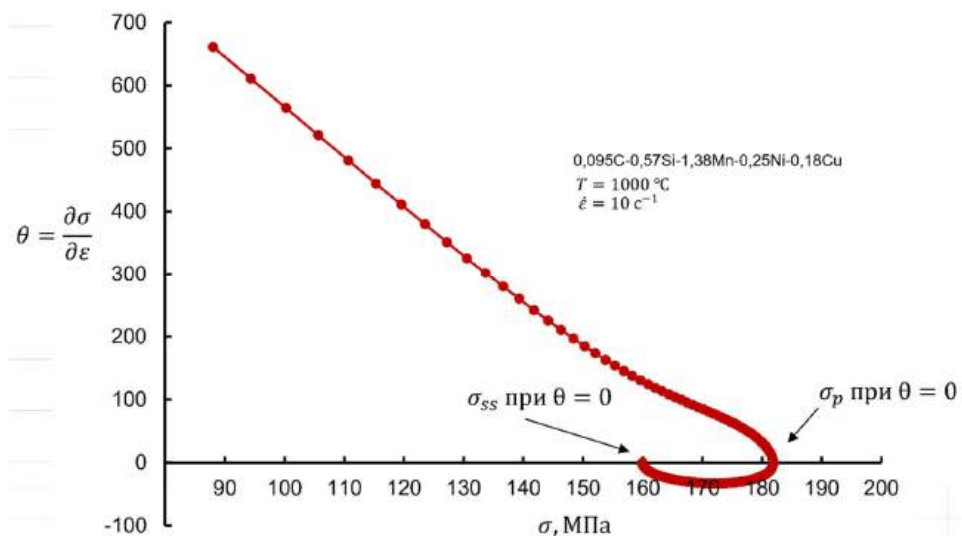


Рисунок 4.5 – Взаимосвязь $\theta = \frac{d\sigma}{d\varepsilon}$ и σ по экспериментальным данным

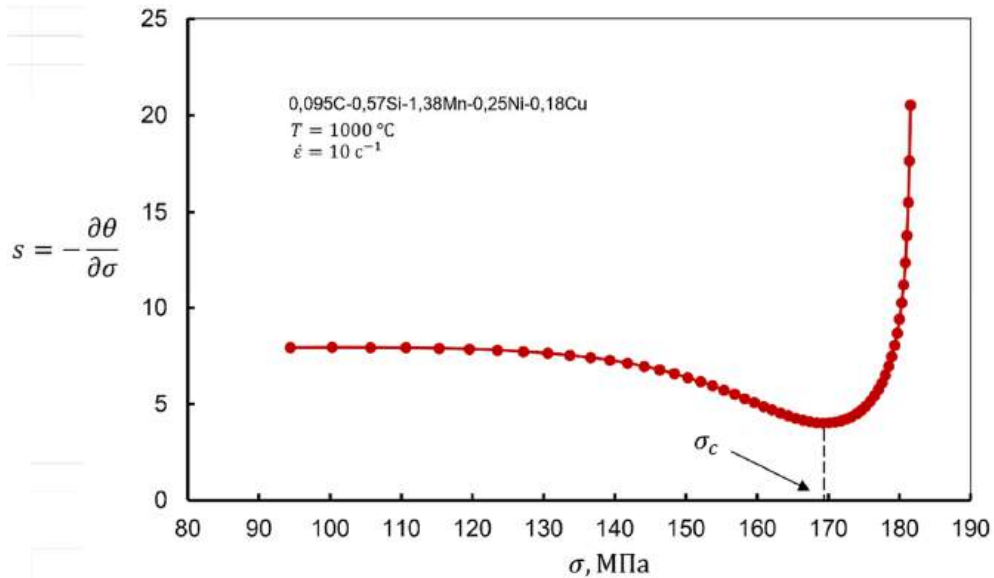


Рисунок 4.6 – Взаимосвязь $s = -\frac{\partial \theta}{\partial \sigma}$ и σ по экспериментальным данным

Определяются напряжения σ_c , σ_p , σ_{ss} , σ_{drvss} (рис. 4.7). Определяется выражение (4.33), соответствующее обыкновенному дифференциальному уравнению.

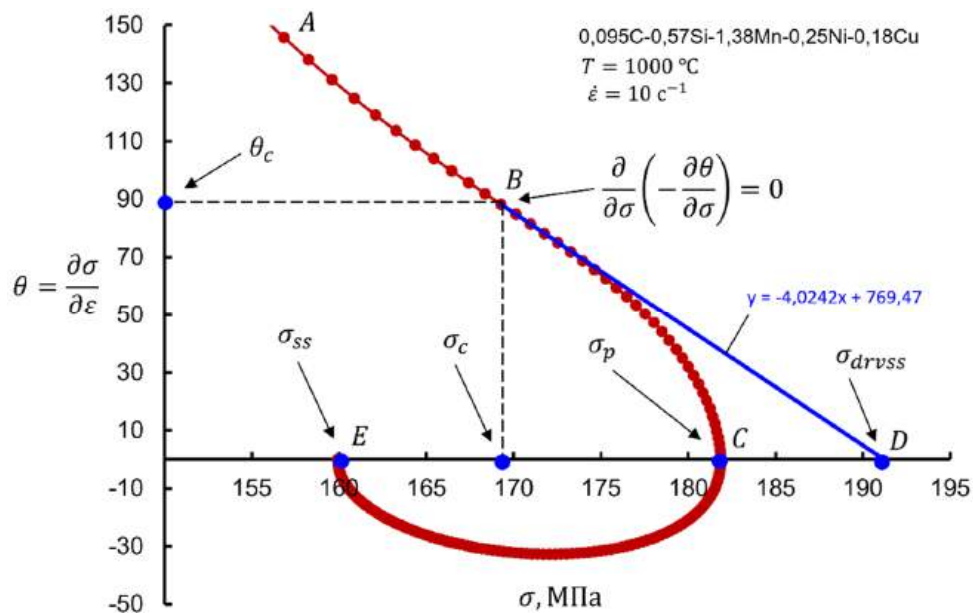


Рисунок 4.7 – К определению напряжений σ_c , σ_p , σ_{ss} , σ_{drvss} по экспериментальным данным

В результате для условий $T = 1000 \text{ }^{\circ}\text{C}$ и $\dot{\varepsilon} = 10 \text{ c}^{-1}$ найдены напряжения $\sigma_c = 169,25 \text{ МПа}$, $\sigma_p = 182,94 \text{ МПа}$, $\sigma_{ss} = 159,91 \text{ МПа}$, $\sigma_{drvss} = 191,21 \text{ МПа}$ и соответствующие им деформации $\varepsilon_c = 0,35$, $\varepsilon_p = 0,70$, $\varepsilon_{ss} = 1,75$. Коэффициенты $k = -4,0242$ и $b = 769,47$ получены из уравнения прямой (рис. 4.7). Получена формула для расчета напряжений при динамическом возврате:

$$\sigma_{drv} = 191,21 - 21,96e^{-4,0242(\varepsilon-0,35)} \quad (4.47)$$

Подставив найденные значения напряжений σ_{drvss} , σ_{ss} и σ_{drv} , а также значения σ_{drx} из экспериментальной кривой течения (рис. 4.4) в формулу (4.25) можно определить долю рекристаллизованного аустенита для соответствующей деформации ε (при $T = 1000^\circ\text{C}$ и $\dot{\varepsilon} = 10 \text{ c}^{-1}$). Полученная зависимость доли рекристаллизованного аустенита от деформации представлена на рис. 4.8.

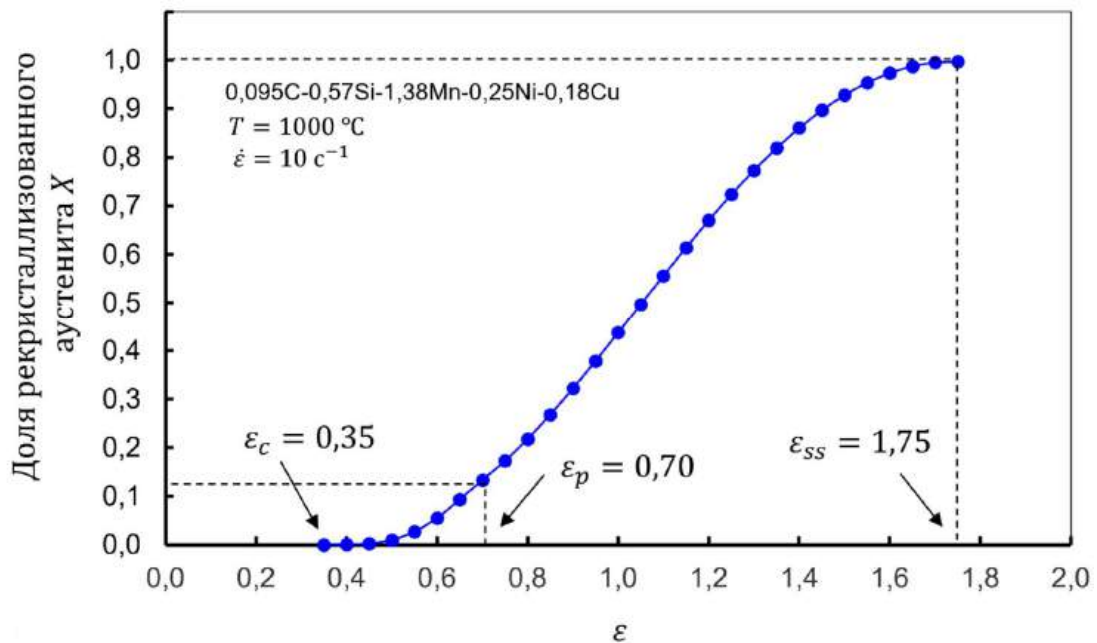


Рисунок 4.8 – Зависимость доли рекристаллизованного аустенита от деформации

Изменение доли рекристаллизованного аустенита также можно представить в зависимости от времени (рис. 4.9). Время рассчитано по формуле (4.2).

Механическая модель *Zahiri–Davies–Hodgson* по формуле (4.25) позволяет определить долю рекристаллизованного аустенита по напряжениям напрямую из кривой течения по экспериментальным данным. Однако для конечно-элементного моделирования необходимой формой описания кинетики динамической рекристаллизации является формула (4.3) по модели *Колмогорова–Джонсона–Мела–Аврами*.

Как было показано ранее, для построения прямой согласно выражению (4.11) необходимо знать координаты каких-либо двух точек: $\left(\lg t_1; \lg \left[\ln \left(\frac{1}{1-X_1} \right) \right] \right)$ и $\left(\lg t_2; \lg \left[\ln \left(\frac{1}{1-X_2} \right) \right] \right)$. Требуемые значения определим по модели *Zahiri–Davies–Hodgson* по формуле (4.25) (рис. 4.10-4.11).

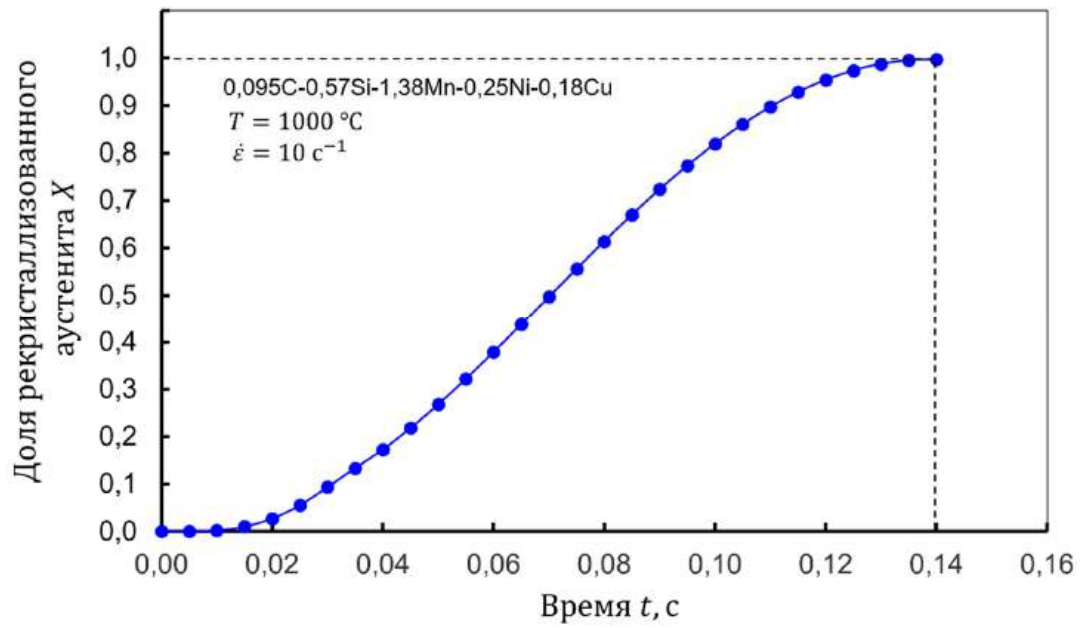


Рисунок 4.9 – Зависимость доли рекристаллизованного аустенита от времени

Таблица 4.1 – Параметры при $T = 1000\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\dot{\varepsilon} = 10\text{ c}^{-1}$, $\varepsilon_c = 0,35$, $\varepsilon_{ss} = 1,75$

Точка	ε	$t = \frac{\varepsilon - \varepsilon_c}{\dot{\varepsilon}}$	$\lg t$	X	$\lg \left[\ln \left(\frac{1}{1-X} \right) \right]$
1	1,0	0,065	-1,1871	0,4374	-0,2402
2	1,5	0,115	-0,9393	0,9280	0,4202

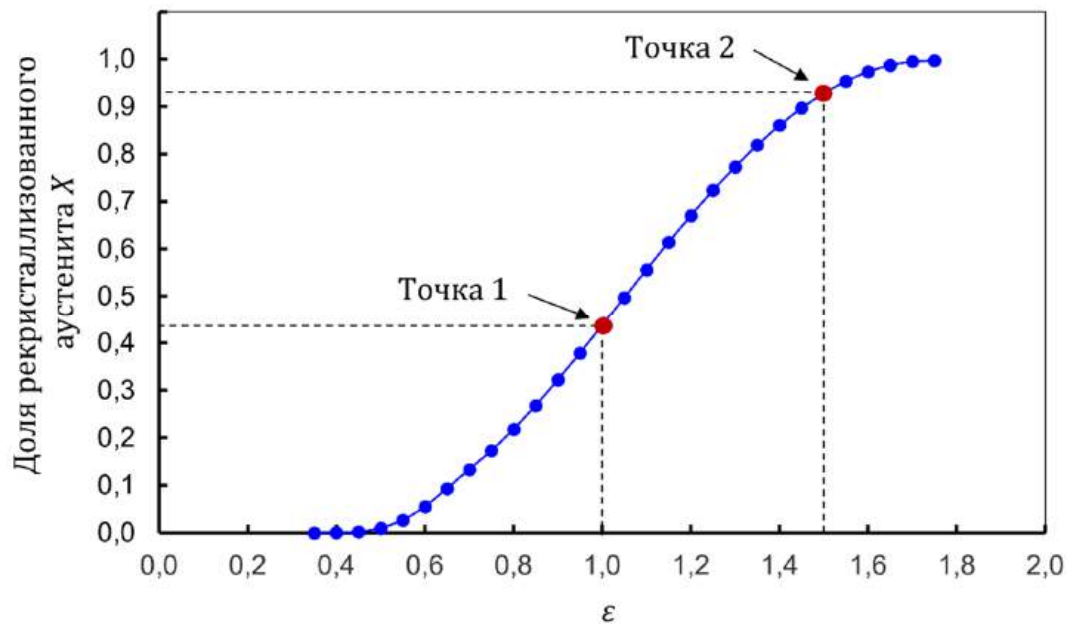
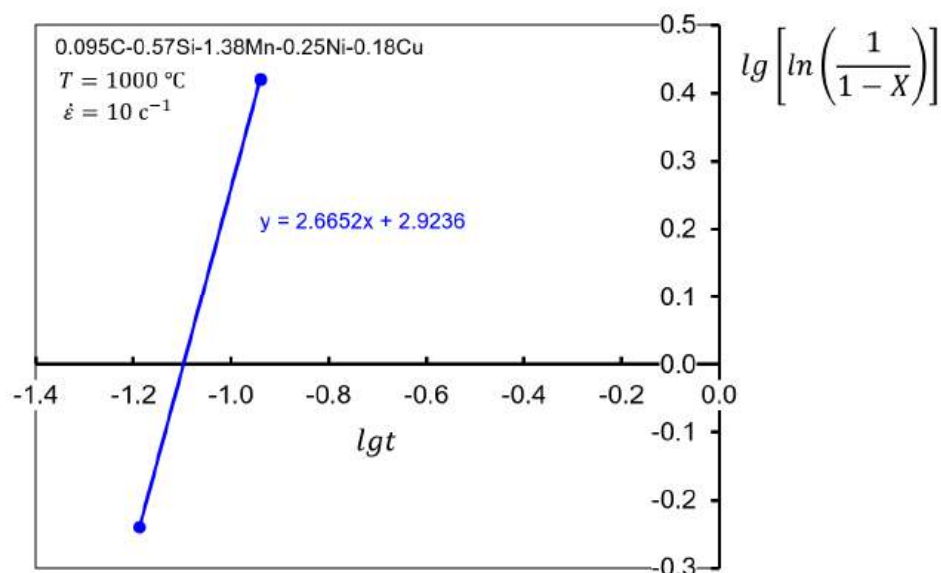


Рисунок 4.10 – К определению доли рекристаллизованного аустенита

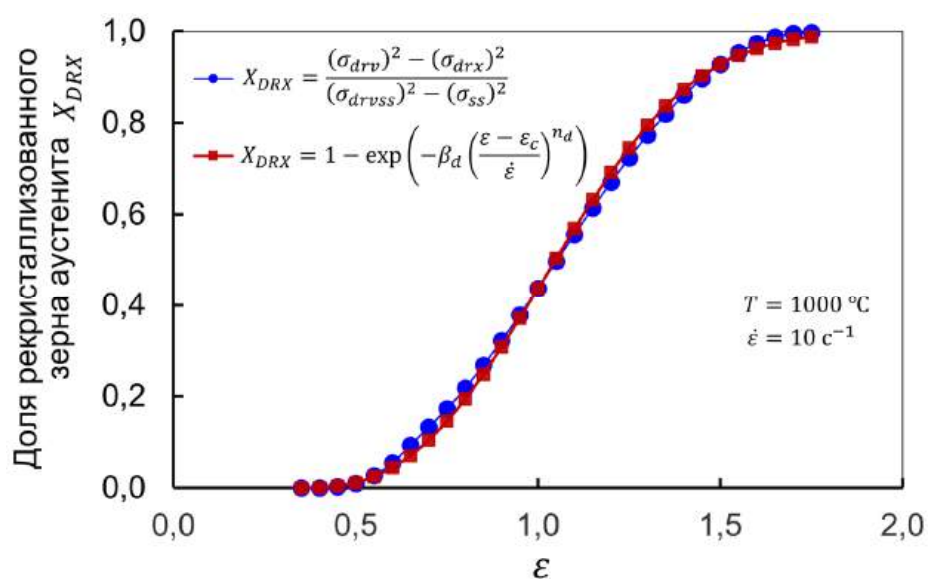
Рисунок 4.11 – К определению коэффициента β

Коэффициенты $k = 2,6652$ и $\beta = 10^{2,9236} = 838,69$ получены из уравнения прямой (рис. 4.11).

После подстановки полученных коэффициентов в формулу (4.3) окончательно запишем:

$$X = 1 - \exp\left(-838,69\left(\frac{\varepsilon - 0,35}{10}\right)^{2,6652}\right) \quad (4.48)$$

Отметим, что формула (4.48) соответствует температуре $T = 1000$ °C и скорости деформации $\dot{\varepsilon} = 10$ с⁻¹. Сравнение двух моделей расчета доли рекристаллизованного аустенита X для этих условий по моделям (4.25) и (4.3) представлено на рис. 4.12.

Рисунок 4.12 – Сравнение двух моделей расчета доли рекристаллизованного аустенита X

Из формулы (4.25) можно выразить σ_{drx} :

$$\sigma_{drx} = \sqrt{(\sigma_{drv})^2 - X \cdot [(\sigma_{drvss})^2 - (\sigma_{ss})^2]}, \quad (4.49)$$

где доля рекристаллизованного аустенита X определяется по формуле (4.3).

На рис. 4.13 показаны кривые, описывающие изменение напряжений σ_{drv} и σ_{drx} в зависимости от деформации ε . Напряжения σ_{drv} рассчитаны по формуле (4.46), а напряжения σ_{drx} по формуле (4.49) для температуры $T = 1000^\circ\text{C}$ и скорости деформации $\dot{\varepsilon} = 10 \text{ c}^{-1}$. Сравнение экспериментальной кривой течения с аппроксимацией показано на рис. 4.14.

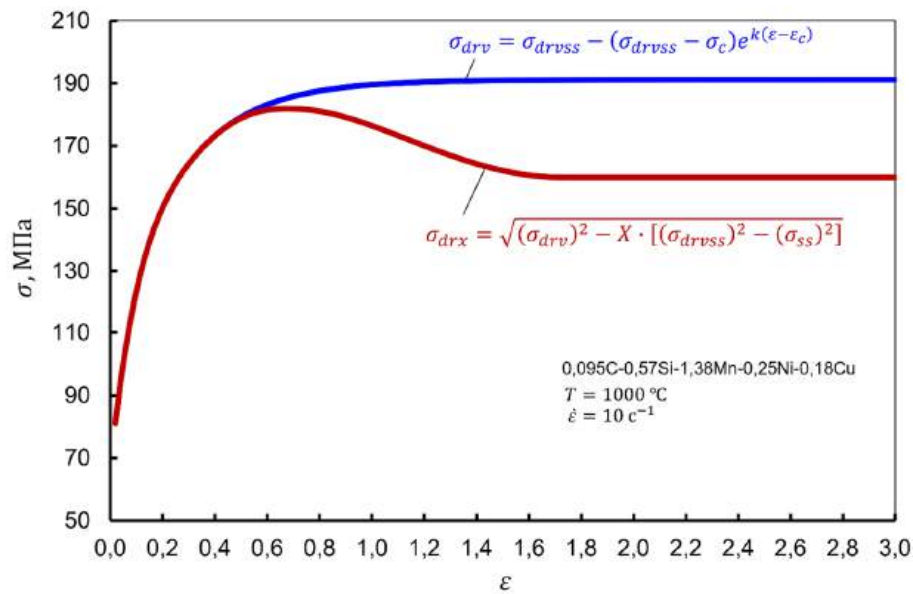


Рисунок 4.13 – Напряжения σ_{drv} и σ_{drx}

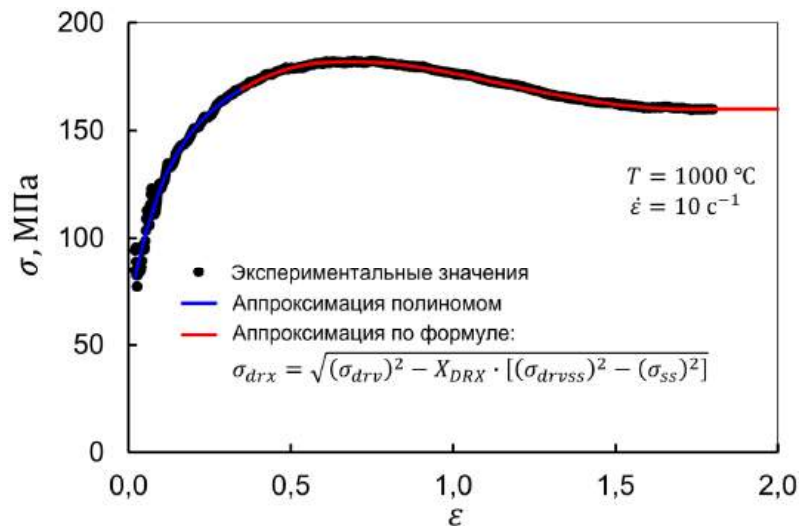


Рисунок 4.14 – Сравнение экспериментальной кривой течения с аппроксимацией

Проанализируем, чему равна удельная работа (энергия) пластической деформации при полном прохождении динамической рекристаллизации.

Из рис. 4.15 следует, что при температуре $T = 1000\text{ }^{\circ}\text{C}$ и скорости деформации $\dot{\varepsilon} = 10\text{ c}^{-1}$ удельная работа (энергия) пластической деформации с полным прохождением динамической рекристаллизации (при $\varepsilon = \varepsilon_{ss} = 1,75$) существенно больше (в 6,2 раза) удельной работы (энергии) пластической деформации без динамической рекристаллизации (при $\varepsilon < \varepsilon_c = 0,35$).

Это означает, что разрабатываемый процесс листовой прокатки с эффектом полной динамической рекристаллизации, когда деформация $\varepsilon = \varepsilon_{ss}$, должен быть существенно более энергоемким, чем обычный процесс листовой прокатки, когда деформация $\varepsilon < \varepsilon_c$.

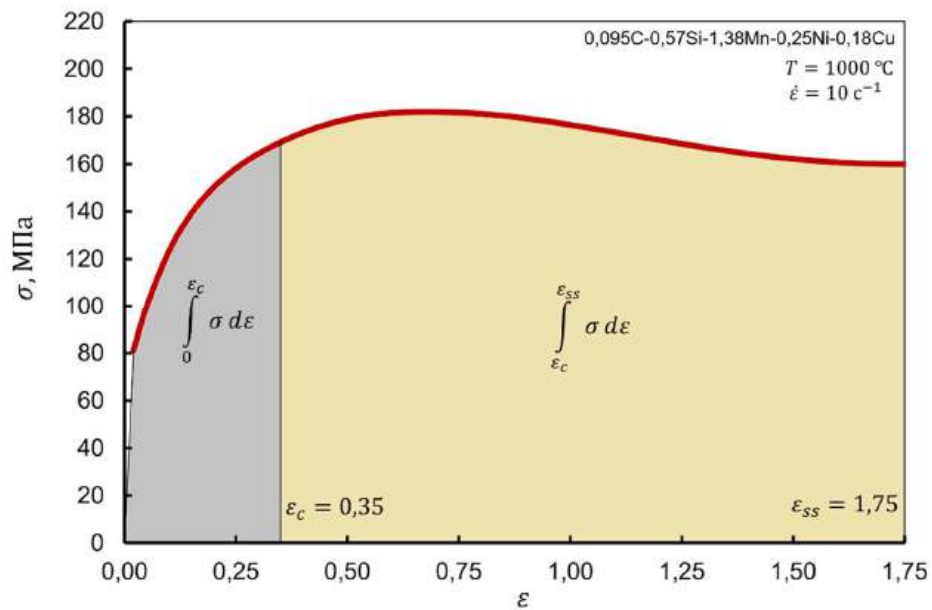


Рисунок 4.15 – Удельная работа (энергия) пластической деформации с полным прохождением динамической рекристаллизации

Поскольку симметричная листовая прокатка основана на реализации схемы плоской деформации сжатия, то деформация ε определяется по известной формуле $\varepsilon = \frac{2}{\sqrt{3}} \ln \frac{h_0}{h_1}$ и зависит только от начальной h_0 и конечной h_1 толщины заготовки. Если перейти от истинной деформации к относительной, то получится, что для создания деформации $\varepsilon = \varepsilon_{ss} = 1,75$ при симметричной листовой прокатке потребуется единичное относительное обжатие $\varepsilon = 78\%$ (рис. 4.16).

Учитывая, что с увеличением скорости деформации (рис. 4.17) и/или с понижением температуры металла требуемая деформация $\varepsilon = \varepsilon_{ss}$ смещается вправо, в сторону экстремально высоких единичных деформаций $\varepsilon > 3$, то реализация таких режимов на действующих прокатных станах, основанных на процессах симметричной листовой прокатки, представляется невозможной.

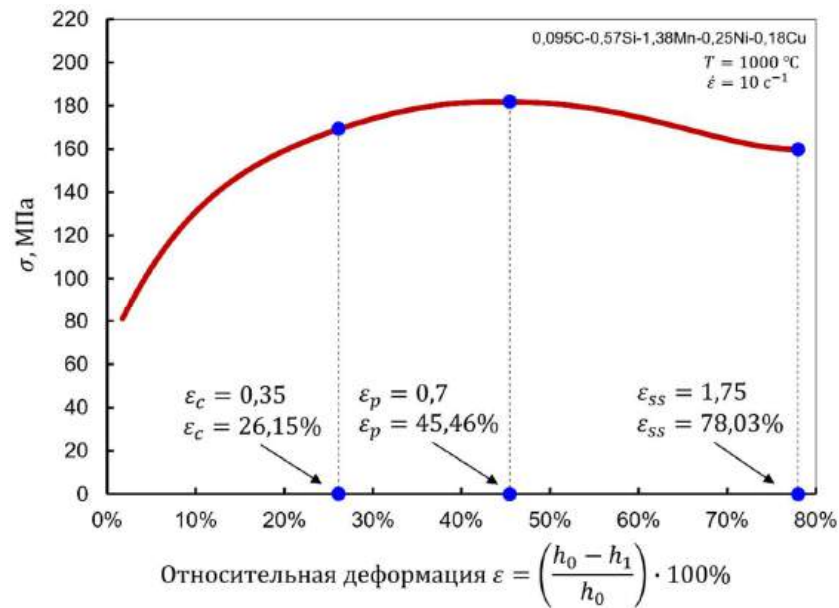


Рисунок 4.16 – Соответствие деформаций ε_c , ε_p , ε_{ss} шкале относительных обжатий по толщине при симметричной листовой прокатке

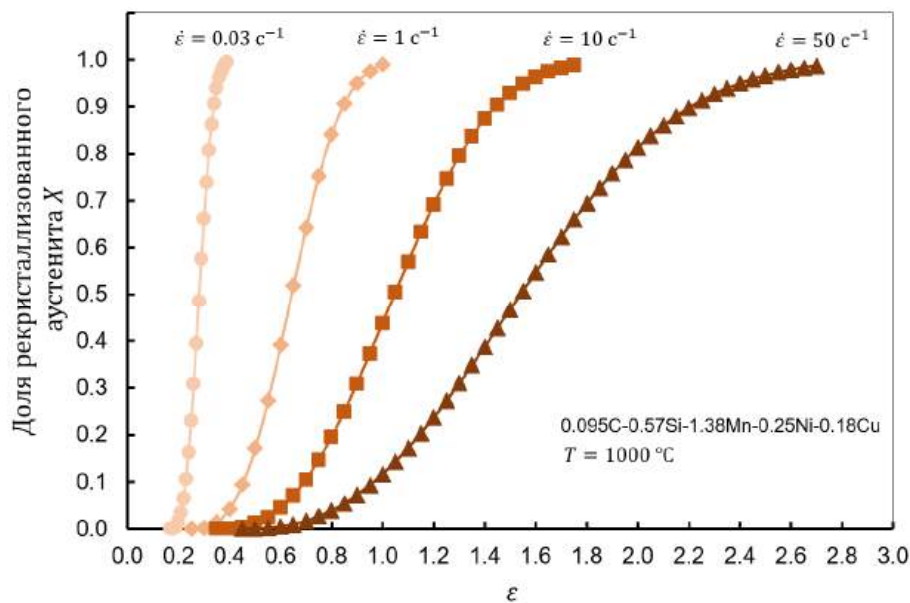


Рисунок 4.17 – Изменение доли рекристаллизованного аустенита в зависимости от деформации при температуре 1000 °C и различных скоростях деформации

В соответствии с представленной выше методикой были найдены напряжения σ_c , σ_p , σ_{ss} , σ_{drvss} и соответствующие им деформации ε_c , ε_p , ε_{ss} при температурах 800, 900 и 1000 °C и скоростях деформации 0,03; 1; 10; 50 c^{-1} . Определены коэффициенты β и n , описывающие кинетику динамической рекристаллизации – изменение доли рекристаллизованного зерна аустенита X_{DRX} в зависимости от деформации, в соответствии с моделью КДМА (4.3).

Далее требовалось описать взаимосвязь между критической деформацией ε_c и параметром Зинера–Холломона Z .

4.2 Критическая деформация и энергия активации

Параметр Зинера–Холломона Z выражается через гиперболический синус напряжений σ [262, 266]:

$$Z = A[\sinh(\alpha\sigma)]^m = \dot{\epsilon} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) \quad (4.50)$$

где R – универсальная газовая постоянная, 8,314 Дж/(моль·К); T – температура, К; Q – энергия активации, Дж/моль; $\dot{\epsilon}$ – скорость деформации, с⁻¹; α , m , A – коэффициенты.

Параметр Зинера–Холломона Z также можно выразить [262, 266]:

$$Z = A_1 \sigma^{m'} = \dot{\epsilon} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) \quad (4.51)$$

$$Z = A_2 \exp(b\sigma) = \dot{\epsilon} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) \quad (4.52)$$

Из формул (4.50), (4.51), (4.52) выразим скорость деформации [262, 266]:

$$\dot{\epsilon} = A[\sinh(\alpha\sigma)]^m \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad (4.54)$$

$$\dot{\epsilon} = A_1 \sigma^{m'} \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad (4.55)$$

$$\dot{\epsilon} = A_2 \exp(b\sigma) \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad (4.56)$$

Прологарифмировав выражения (4.54), (4.55), (4.56), получим:

$$\ln \dot{\epsilon} = \ln A + m \ln(\sinh(\alpha\sigma)) - \frac{Q}{RT} \quad (4.57)$$

$$\ln \dot{\epsilon} = \ln A_1 + m' \ln \sigma - \frac{Q}{RT} \quad (4.58)$$

$$\ln \dot{\epsilon} = \ln A_2 + b\sigma - \frac{Q}{RT} \quad (4.59)$$

Связь между коэффициентами α , b , m' выражается соотношением [262, 266]:

$$\alpha = \frac{b}{m'} \quad (4.53)$$

Коэффициенты m' , b и m можно определить через частные производные графическим построением соответствующих уравнений прямых [262, 266]:

$$m' = \left[\frac{\partial \ln \dot{\varepsilon}}{\partial \ln \sigma} \right]_T \quad (4.60)$$

$$b = \left[\frac{\partial \ln \dot{\varepsilon}}{\partial \sigma} \right]_T \quad (4.61)$$

$$m = \left[\frac{\partial \ln \dot{\varepsilon}}{\partial \ln(\sinh(\alpha\sigma))} \right]_T \quad (4.62)$$

Энергию активации Q можно определить через частные производные графическим построением соответствующих уравнений прямых [262, 266]:

$$Q \frac{1}{T} = R \ln A + Rm \ln(\sinh(\alpha\sigma)) - R \ln \dot{\varepsilon} \quad (4.63)$$

$$Q = Rm \left[\frac{\partial \{ \ln(\sinh(\alpha\sigma)) \}}{\partial \left(\frac{1}{T} \right)} \right]_{\dot{\varepsilon}} \quad (4.64)$$

$$Q \frac{1}{T} = R \ln A_1 + Rm' \ln \sigma - R \ln \dot{\varepsilon} \quad (4.65)$$

$$Q = Rm' \left[\frac{\partial (\ln \sigma)}{\partial \left(\frac{1}{T} \right)} \right]_{\dot{\varepsilon}} \quad (4.66)$$

$$Q \frac{1}{T} = R \ln A_2 + Rb\sigma - R \ln \dot{\varepsilon} \quad (4.67)$$

$$Q = Rb \left[\frac{\partial \sigma}{\partial \left(\frac{1}{T} \right)} \right]_{\dot{\varepsilon}} \quad (4.68)$$

В результате были определены коэффициенты $m = 6,0801$; $m' = 9,9090$; $b = 0,0545$; $\alpha = 0,0055$ и энергия активации $Q = 299617$ Дж/моль.

Критическую деформацию ε_c описывали степенной функцией параметра Z :

$$\varepsilon_c = A_c Z^{L_c} \quad (4.69)$$

где A_c и L_c – коэффициенты степенной функции.

На основе обработки экспериментальных данных была получена формула для определения критической деформации ε_c в зависимости от параметра Зинера–Холломона Z для низкоуглеродистой С-Mn стали:

$$\varepsilon_c = 0,008464 \cdot Z^{0,119038} \quad (4.70)$$

В программе QForm критическая деформация описывается выражением:

$$\varepsilon_c = A_c d_0^{M_c} \dot{\varepsilon}^{L_c} \exp\left(\frac{Q_c}{RT}\right) + C_c \quad (4.71)$$

Для перехода от формы (4.71) к форме (4.70) выполнен ряд преобразований.

Приняв $M_c = 0, C_c = 0$, формула (4.71) преобразуется к виду:

$$\varepsilon_c = A_c \dot{\varepsilon}^{L_c} \exp\left(\frac{Q_c}{RT}\right) \quad (4.72)$$

$$Q_c = L_c Q \quad (4.73)$$

$$A_c = 0,008464 \quad (4.74)$$

$$L_c = 0,119038 \quad (4.75)$$

$$Q_c = 35665,8 \text{ Дж/моль} \quad (4.76)$$

В программе QForm доли рекристаллизованного зерна X описывается выражением:

$$X = 1 - \exp\left(-\beta_d \left(\frac{\varepsilon - \varepsilon_c}{A_d d_0^{M_d} \varepsilon^{N_d} \dot{\varepsilon}^{L_d} \exp\left(\frac{Q_d}{RT}\right) + C_d}\right)^{n_d}\right) \quad (4.77)$$

Для перехода от формы (4.77) к форме (4.3) были приняты следующие значения коэффициентов:

$$A_d = 1, M_d = 0, N_d = 0, L_d = 1, Q_d = 0, C_d = 0$$

По результатам экспериментальных исследований определены коэффициенты n_d и β_d в виде функций от параметра Z , температуры и скорости деформации:

$$n_d = 5,117284 \cdot Z^{-0,021892} \quad (4.78)$$

$$\beta_d = \exp(-13,96834 + 0,01619 \cdot T + 1,98233 \cdot \ln \dot{\varepsilon}) \quad (4.79)$$

где T – температура, °C; $\dot{\varepsilon}$ – скорость деформации, с^{-1} .

Средний диаметр динамически рекристаллизованного зерна аустенита $d_{\gamma DRX}$ в зависимости от параметра Z определяли по известной формуле *Hodgson* для низкоуглеродистых С-Mn сталей [267]:

$$d_{\gamma DRX} = 1,6 \cdot 10^4 \cdot Z^{-0,23} \quad (4.80)$$

4.3 Условие полного прохождения динамической рекристаллизации

При симметричной листовой прокатке в силу технологических ограничений динамическая рекристаллизация может быть лишь частичной, и приводить, соответственно, к формированию нежелательной структурной неоднородности. Поэтому деформация ε при симметричной листовой прокатке должна быть меньше критической ε_c :

$$\frac{2}{\sqrt{3}} \ln \frac{h_0}{h_1} \leq \varepsilon_c \quad (4.81)$$

Из формулы (4.3) выразим деформацию:

$$\varepsilon = \varepsilon_c + \dot{\varepsilon} \left[-\frac{1}{\beta_d} \ln(1 - X_{DRX}) \right]^{\frac{1}{n_d}} \quad (4.82)$$

Здесь индекс «d» у коэффициентов n_d и β_d означает, что они относятся к уравнению, описывающему процесс динамической рекристаллизации.

Условие полного прохождения динамической рекристаллизации ($X_{DRX} \geq 0,95$) и формирования однородной структуры при листовой прокатке со скоростной асимметрией можно представить в следующем виде:

$$\frac{2}{\sqrt{3}} \sqrt{\left(\ln \frac{h_0}{h_1} \right)^2 + \left(\frac{tg\varphi}{2} \right)^2} \geq \varepsilon_c + \dot{\varepsilon} \left[-\frac{1}{\beta_d} \ln(1 - X_{DRX}) \right]^{\frac{1}{n_d}} \quad (4.83)$$

На основе разработанной модели динамической рекристаллизации выполнена оценка влияния параметра Z , температуры и скорости деформации на средний диаметр динамически рекристаллизованного зерна аустенита d_{VDRX} в низкоуглеродистой С-Mn стали (рис. 4.18).

Поскольку эксперименты проводились только при температурах 800, 900 и 1000 °С и скоростях деформации 0,03; 1; 10; 50 с⁻¹, то за пределами указанных диапазонов (при температурах до 1200 °С и скоростях деформации до 1000 с⁻¹) параметры разработанной модели динамической рекристаллизации были экстраполированы.

Установлено, что для формирования зерна аустенита со средним диаметром менее 5 мкм требуется большая деформация $\varepsilon > 3$, при этом температура деформации должна составлять, предпочтительно, 900 °С, а скорость деформации превышать 100 с⁻¹, что соответствует параметру Зинера–Холломоуна $Z > 2 \cdot 10^{15}$ с⁻¹. При более низкой температуре прокатки 800 °С для полного завершения динамической рекристаллизации требуется еще более высокая деформация $\varepsilon = 4 \dots 5$. В свою очередь, при более высокой температуре прокатки 1000 °С для полного завершения динамической рекристаллизации требуется меньшая деформация $\varepsilon > 2,5$, однако скорость деформации при этом должна быть очень высокой $\dot{\varepsilon} > 1000$ с⁻¹.

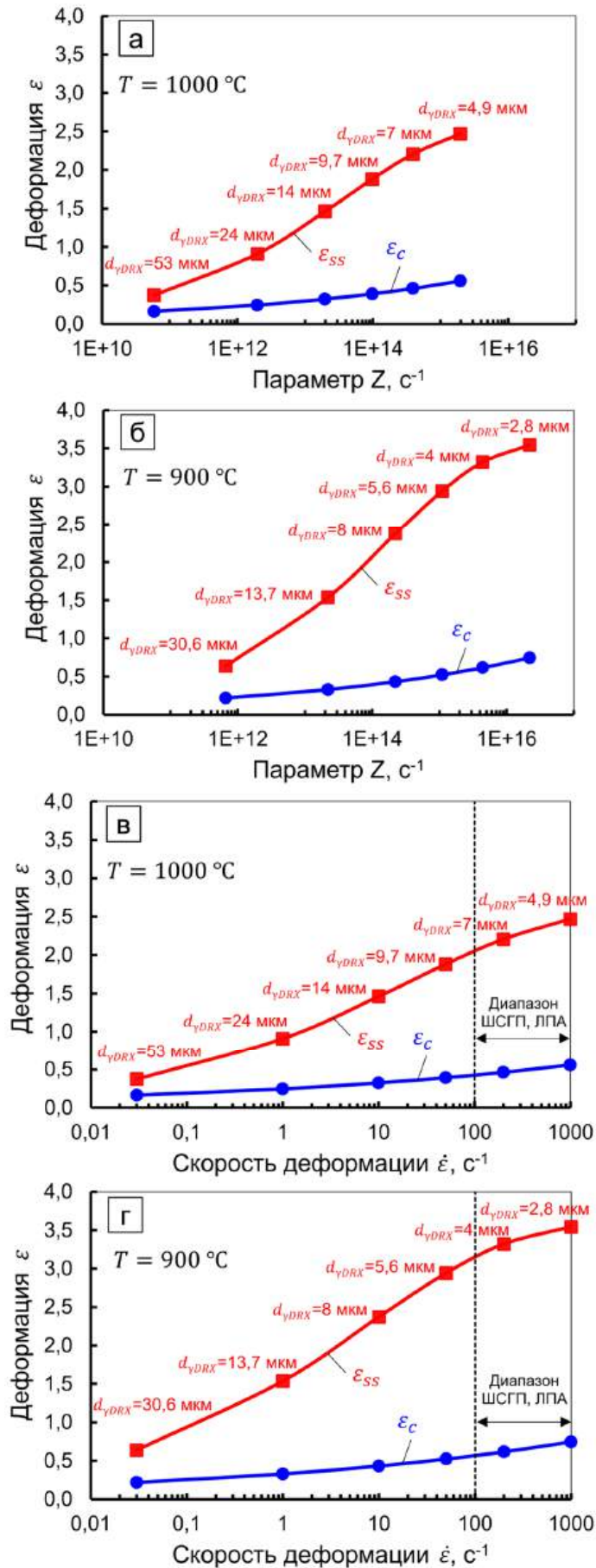


Рисунок 4.18 – Влияние параметра Z (а, б) и скорости деформации (в, г) на средний диаметр динамически рекристаллизованного зерна аустенита $d_{\gamma DRX}$

Отметим, что высокие скорости деформации $\dot{\varepsilon} > 100 \text{ с}^{-1}$ соответствуют условиям широкополосных станов горячей прокатки (ШСП), а также условиям литейно-прокатных агрегатов (ЛПА).

Создание требуемого деформированного состояния металла $\varepsilon > 3$ за один проход при соответствующих температурно-скоростных условиях методом симметричной листовой прокатки является невыполнимой задачей (рис. 4.19-4.20).

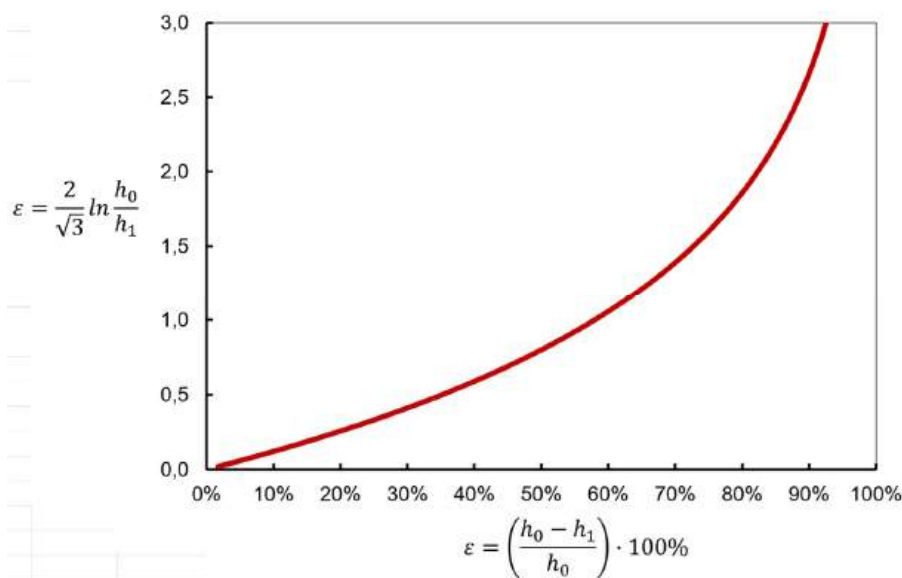


Рисунок 4.19 – Взаимосвязь истинной (логарифмической) деформации и требуемого обжатия за проход при симметричной листовой прокатке

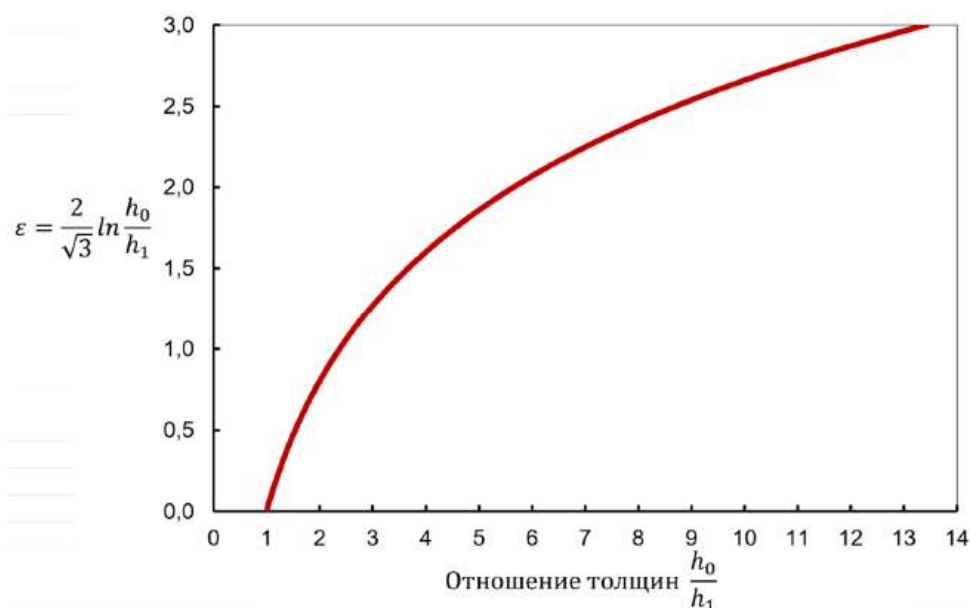


Рисунок 4.20 – Взаимосвязь истинной (логарифмической) деформации и коэффициента обжатия $\frac{h_0}{h_1}$ за проход при симметричной листовой прокатке

Даже для метода листовой прокатки со скоростной асимметрией создание большой деформации $\varepsilon > 3$ за один проход является трудновыполнимой задачей. Из анализа полученных результатов следует, что для создания требуемого деформированного состояния металла $\varepsilon > 3$ требуется более чем один проход. Однако при этом необходимо создать условия, чтобы в паузе между проходами отсутствовала статическая рекристаллизация, которая в общем виде описывается зависимостью:

$$X_{SRX} = 1 - \exp(-\beta_s t^{n_s}) \quad (4.84)$$

где t – время; n_s и β_s – коэффициенты, описывающие кинетику статической рекристаллизации. Здесь индекс «s» у коэффициентов n_s и β_s означает, что они относятся к уравнению, описывающему процесс статической рекристаллизации.

Из формулы (4.84) выразим время $t = \left[-\frac{1}{\beta_s} \ln(1 - X_{SRX}) \right]^{\frac{1}{n_s}}$, тогда условие отсутствия статической рекристаллизации ($X_{SRX} \leq 0,05$) за время паузы t_{Π} между проходами можно представить в следующем виде:

$$t_{\Pi} \leq t = \left[-\frac{1}{\beta_s} \ln(1 - X_{SRX}) \right]^{\frac{1}{n_s}} \quad (4.85)$$

На основе анализа известных моделей, описывающих кинетику статической рекристаллизации низкоуглеродистых С-Mn сталей, установлено, что время паузы между проходами должно составлять $t_{\Pi} \leq 1$ с, что в полной мере согласуется с данными работы [135].

На основе расчета деформации ε при листовой прокатке со скоростной асимметрией с учетом влияния коэффициента обжатия h_0/h_1 и угла сдвига φ , а также на основе расчета предельного угла сдвига $\varphi_{\max}$ с учетом влияния параметра формы очага деформации по высоте $l_d/h_{\text{ср}}$ установлено, что для создания требуемого деформированного состояния металла $\varepsilon > 3$ необходимо не менее трех проходов. При этом относительные обжатия ε_1 , ε_2 , ε_3 по проходам должны составлять, предпочтительно, по 50%, причем не менее 45% и не более 55%, а суммарное относительное обжатие ε_{Σ} за 3 прохода должно составлять, предпочтительно, 87,5%, причем не менее 87,5% и не более 90%. Минимальное суммарное относительное обжатие $\varepsilon_{\Sigma} \geq 87,5\%$ соответствует минимальному суммарному коэффициенту вытяжки за 3 прохода $\frac{h_0}{h_3} \geq 8$, где h_3 – конечная толщина горячекатаной полосы, причем, предпочтительно, $h_3 \leq 10$ мм. Соотношение скоростей валков в каждой из 3 клеток должно быть не менее 1,2 и не более 2, при этом, предпочтительно, чтобы скорости нижних валков v_{11} , v_{21} , v_{31} были больше скоростей верхних валков v_{12} , v_{22} , v_{32} , т.е. выполнялись следующие условия:

$$\begin{cases} 45\% \leq \varepsilon_1 \leq 55\% \\ 45\% \leq \varepsilon_2 \leq 55\% \\ 45\% \leq \varepsilon_3 \leq 55\% \\ 87,5\% \leq \varepsilon_\Sigma \leq 90\% \end{cases} \quad \begin{cases} 1,2 \leq \frac{v_{11}}{v_{12}} \leq 2 \\ 1,2 \leq \frac{v_{21}}{v_{22}} \leq 2 \\ 1,2 \leq \frac{v_{31}}{v_{32}} \leq 2 \end{cases} \quad (4.86)$$

$$v_{11} > v_{12}, \quad v_{21} > v_{22}, \quad v_{31} > v_{32} \quad (4.87)$$

При непрерывной листовой прокатке со скоростной асимметрией условие постоянства секундных объемов определяется по скоростям рабочих валков, вращающихся с большей скоростью:

$$h_0 \cdot v_{11} = h_1 \cdot v_{21} = h_2 \cdot v_{31} \quad (4.88)$$

где h_0, h_1, h_2 – толщина полосы на входе в 1, 2 и 3 клет, соответственно.

С учетом того, что время паузы между проходами должно составлять $t_n \leq 1$ с, скорость прокатки $v_{пр}$ (скорость полосы на выходе из последней клетки) должна быть не менее 20 м/с, при этом, предпочтительно, чтобы расстояние между клетями составляло 5 м. Хотя расстояние между клетями непрерывной группы на существующих ШСП и ЛПА, как правило, составляет 6 м. Схема представлена на рис. 4.21-4.22.

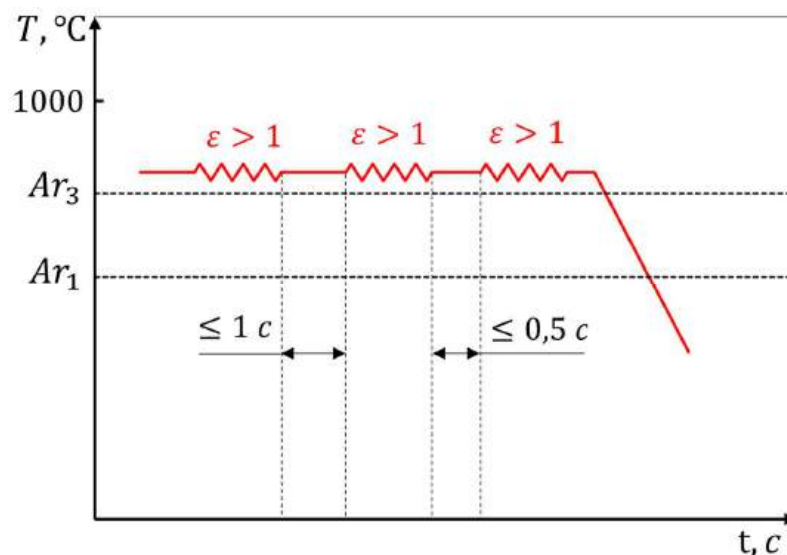


Рисунок 4.21 – Температурные и деформационные условия листовой прокатки со скоростной асимметрией с эффектом полной динамической рекристаллизации

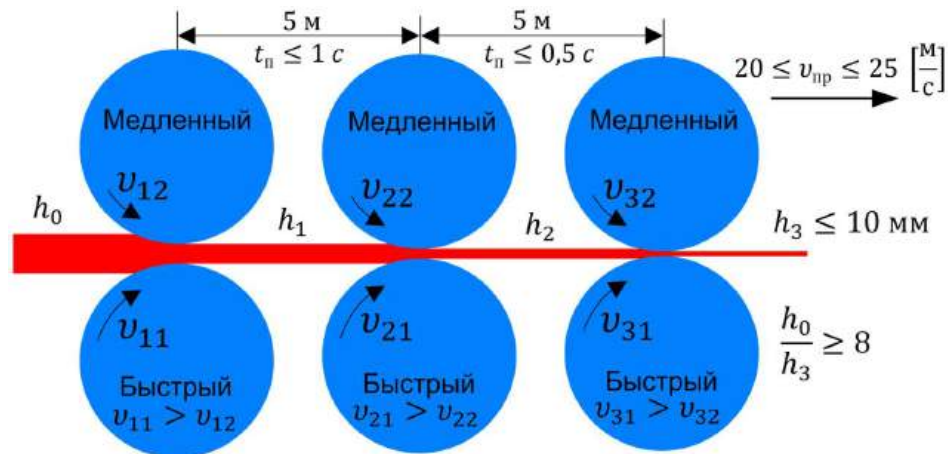


Рисунок 4.22 – Схема листовой прокатки низкоуглеродистых С-Мн сталей в последних трех клетях чистовой группы ШСГП или ЛПА с эффектом полной динамической рекристаллизации

4.4 Исследование динамической рекристаллизации при листовой прокатке со скоростной асимметрией

Результаты конечно-элементного моделирования подтвердили преимущества предложенной схемы высокоскоростной 3-проходной непрерывной листовой прокатки со скоростной асимметрией в сравнении с традиционным симметричным процессом. Однако выполнение лабораторных экспериментов для исследования процесса высокоскоростной 3-проходной непрерывной листовой прокатки со скоростной асимметрией вызывает непреодолимые трудности ввиду отсутствия соответствующего оборудования в нашей стране. В этой связи экспериментальное исследование процесса динамической рекристаллизации в данной работе выполняли с применением уникальной научной установки при 1-проходной листовой прокатке со скоростной асимметрией.

Установлено, что даже за 1 проход в условиях неполного прохождения динамической рекристаллизации ($X_{DRX} \cong 60\%$) (рис. 4.23) обеспечивается эффективное измельчение структуры (зерно феррита $d_\alpha = 2,39$ мкм) (рис. 4.24, г-е). При этом, однако, наблюдалась разнотерность феррита $G_{13}(33,8\%)$, $G_{14}(28,1\%)$, $G_{15}(13,8\%)$, $G_{12}(13,0\%)$, обусловленная, как предполагается, разнотерностью аустенита из-за частичного прохождения динамической рекристаллизации. По результатам выполненных экспериментов был обнаружен эффект полного дробления центральной ликвационной полосы (рис. 4.24).

Результаты выполненных расчетов и экспериментов позволяют говорить о том, что предлагаемая схема высокоскоростной 3-проходной непрерывной листовой прокатки со скоростной асимметрией (рис. 4.22) может быть применена для создания требуемого

деформированного состояния металла $\varepsilon > 3$ с эффектом полной динамической рекристаллизации.

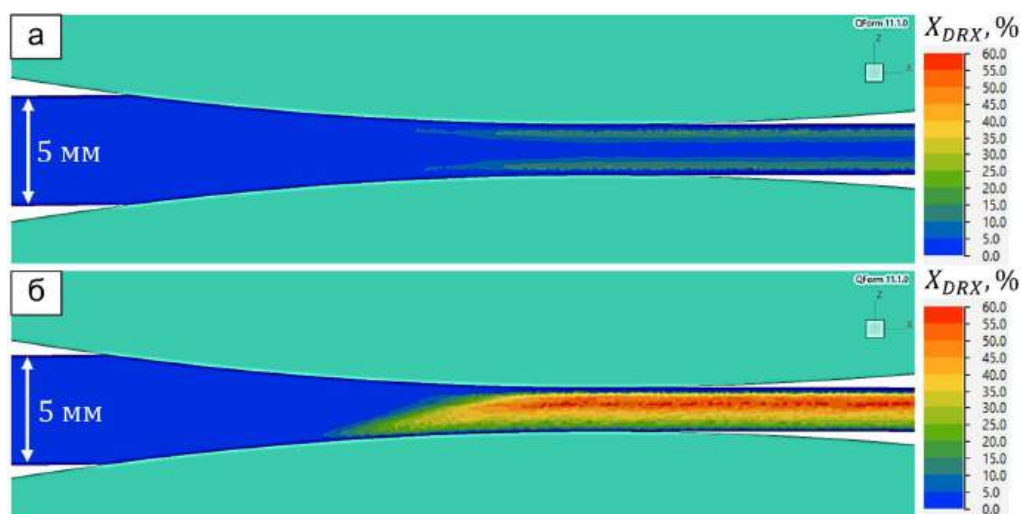


Рисунок 4.23 – Процентная доля динамически рекристаллизованных аустенитных зерен X_{DRX} (%) при симметричной листовой прокатке ($\varepsilon = 54,1\%$) (а) и листовой прокатке со скоростной асимметрией ($\varepsilon = 58,2\%$) (б)

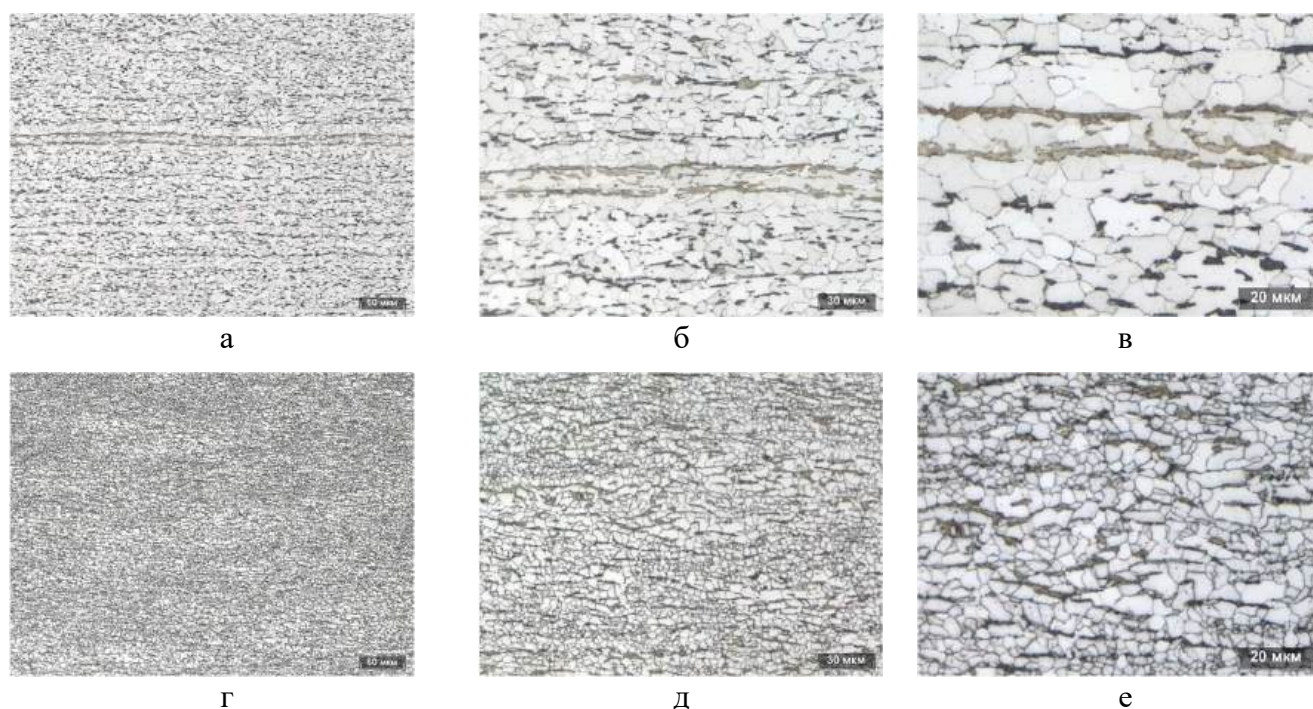


Рисунок 4.24 – Микроструктура в центре опытных образцов (сталь С-Мн) после симметричной листовой прокатки (а, б, в) и после листовой прокатки со скоростной асимметрией (г, д, е)

Предполагается, что формирование мелкозернистой структуры аустенита со средним диаметром менее 5 мкм за счет полного прохождения динамической рекристаллизации при

температуре $T > A_{r3}$ может обеспечить при последующем статическом аустенитно-ферритном ($\gamma \rightarrow \alpha$) превращении мелкозернистую структуру феррита со средним диаметром до 1 мкм с однородным распределением по толщине листового проката. Отметим, что подобная схема реализуется в чистовой группе клетей промышленного прокатного стана «Nakayama Steel Works» (Япония) [88-90].

ВЫВОДЫ ПО ГЛАВЕ 4

1. Для математического описания пластического течения использована модель, учитывающая физический механизм деформационного упрочнения, динамического возврата и динамической рекристаллизации. В отличие от стандартного подхода, основанного на металлографии, для определения доли динамически рекристаллизованных аустенитных зерен X_{DRX} в интервале деформаций от ε_c до ε_{ss} использована механическая модель *Zahiri–Davies–Hodgson*, в основе которой положен принцип определения доли разупрочнения по напряжениям σ_{drv} , σ_{drx} , σ_{drvss} , σ_{ss} , полученным по экспериментальным данным из кривой пластического течения для соответствующей стали и температурно-скоростных условий деформирования. Для компьютерного конечно-элементного моделирования процесса динамической рекристаллизации использована модель *Колмогорова–Джонсона–Мела–Аврами*.

2. На основе моделей динамической рекристаллизации выполнена оценка влияния параметра Зинера–Холломона Z , температуры и скорости деформации на средний диаметр динамически рекристаллизованного зерна аустенита $d_{\gamma DRX}$ в низкоуглеродистой С-Mn стали. Установлено, что для формирования зерна аустенита со средним диаметром менее 5 мкм требуется большая деформация $\varepsilon > 3$, при этом температура деформации должна составлять, предпочтительно, 900 °С, а скорость деформации превышать 100 с⁻¹, что соответствует параметру Зинера–Холломона $Z > 2 \cdot 10^{15}$ с⁻¹. При более низкой температуре прокатки 800 °С для полного завершения динамической рекристаллизации требуется более высокая деформация: $\varepsilon = 4 \dots 5$. В свою очередь, при более высокой температуре прокатки 1000 °С для полного завершения динамической рекристаллизации требуется меньшая деформация $\varepsilon > 2,5$, однако скорость деформации при этом должна быть очень высокой $\dot{\varepsilon} > 1000$ с⁻¹. Высокие скорости деформации $\dot{\varepsilon} > 100$ с⁻¹ соответствуют условиям широкополосных станов горячей прокатки (ШСГП), а также условиям литейно-прокатных агрегатов (ЛПА).

3. Показано, что удельная работа (энергия) пластической деформации с полным прохождением динамической рекристаллизации (при $\varepsilon = \varepsilon_{ss}$) многократно превышает удельную работу (энергию) пластической деформации без динамической рекристаллизации (при $\varepsilon < \varepsilon_c$).

Это означает, что разрабатываемый процесс листовой прокатки с эффектом полной динамической рекристаллизации, когда деформация $\varepsilon = \varepsilon_{ss}$, должен быть существенно более энергоемким, чем обычный процесс листовой прокатки, когда деформация $\varepsilon < \varepsilon_c$.

4. Учитывая, что с увеличением скорости деформации и/или с понижением температуры металла требуемая деформация $\varepsilon = \varepsilon_{ss}$ смещается в сторону экстремально высоких единичных деформаций $\varepsilon > 3$, то реализация таких режимов на действующих прокатных станах, основанных на процессах симметричной листовой прокатки, представляется невозможной.

5. На основе расчета деформации ε при листовой прокатке со скоростной асимметрией с учетом влияния коэффициента обжатия h_0/h_1 и угла сдвига φ , а также на основе расчета предельного угла сдвига φ_{max} с учетом влияния параметра формы очага деформации по высоте l_d/h_{cp} установлено, что для создания требуемого деформированного состояния металла $\varepsilon > 3$ необходимо не менее 3 проходов. При этом относительные обжатия $\varepsilon_1, \varepsilon_2, \varepsilon_3$ по проходам должны составлять, предпочтительно, по 50%, причем не менее 45% и не более 55%, а суммарное относительное обжатие ε_Σ за 3 прохода должно составлять, предпочтительно, 87,5%, причем не менее 87,5% и не более 90%.

6. При непрерывной листовой прокатке со скоростной асимметрией условие постоянства секундных объемов определяется по скоростям рабочих валков, вращающихся с большей скоростью.

7. С учетом того, что время паузы между проходами должно составлять $t_n \leq 1$ с, скорость прокатки $v_{пр}$ (скорость полосы на выходе из последней клетки) должна быть 20-25 м/с, при этом, предпочтительно, чтобы расстояние между клетями составляло 5 м.

8. Разработана схема листовой прокатки со скоростной асимметрией в последних трех клетях чистовой группы ШСП или ЛПА с эффектом полной динамической рекристаллизации.

9. С применением уникальной научной установки выполнены экспериментальные исследования эффекта динамической рекристаллизации при 1-проходной листовой прокатке со скоростной асимметрией. Установлено, что даже за 1 проход в условиях частичной динамической рекристаллизации ($X_{DRX} \cong 60\%$) обеспечивается эффективное измельчение структуры ($d_\alpha = 2,39$ мкм), при этом, однако, наблюдается разнотернистость $G_{13}(33,8\%), G_{14}(28,1\%), G_{15}(13,8\%), G_{12}(13,0\%)$.

10. По результатам выполненных экспериментов установлено, что применение скоростной асимметрии при листовой прокатке с эффектом большой сдвиговой деформации даже в условиях частичной динамической рекристаллизации ($X_{DRX} \cong 60\%$) обеспечивает полное дробление центральной ликвационной полосы.

ГЛАВА 5 ДЕФОРМАЦИОННЫЕ И ТЕМПЕРАТУРНО-СКОРОСТНЫЕ УСЛОВИЯ ЛИСТОВОЙ ПРОКАТКИ СО СКОРОСТНОЙ АСИММЕТРИЕЙ, ОБЕСПЕЧИВАЮЩИЕ ИЗМЕЛЬЧЕНИЕ ЗЕРНА ПО МЕХАНИЗМУ ДИНАМИЧЕСКОГО ФЕРРИТНОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ

Динамическое ферритное превращение – это процесс фазового (полиморфного) аустенитно-ферритного превращения во время деформации. Этот процесс, также как и процесс динамической рекристаллизации, имеет два ключевых признака: зародышеобразование и рост новых зерен. Только в отличие от динамической рекристаллизации, где исходные и новые зерна представляют собой одну и ту же γ -фазу (аустенит), при динамическом ферритном превращении исходные зерна аустенита (γ -фаза) заменяются новыми зернами феррита (α -фаза).

Глава посвящена изучению деформационных и температурно-скоростных условий листовой прокатки со скоростной асимметрией, обеспечивающих измельчение зерна по механизму динамического ферритного превращения. Термин «динамическое превращение» означает, что трансформация аустенита в феррит должна происходить в очаге деформации, а не за его пределами. Для решения этой задачи требовалось определить критические точки фазовых превращений.

5.1 Определение точек фазового превращения в низкоуглеродистой С-Mn стали на основе дилатометрических испытаний

Согласно определениям, принятым в ГОСТ 33439-2015, ГОСТ 27772-2021, для сталей, в основном, различают следующие температуры (точки) фазового превращения:

Ac_1 – температура, при которой начинается образование аустенита при нагреве;

Ac_3 – температура, при которой заканчивается превращение феррита в аустенит при нагреве;

Ar_1 – температура, при которой заканчивается превращение аустенита в перлит при охлаждении;

Ar_3 – температура, при которой начинается образование феррита при охлаждении.

Задачей исследования являлось экспериментальное определение температур начала и конца фазового превращения при нагреве (Ac_1 , Ac_3 без учета деформации) и охлаждении (Ar_1 , Ar_3 без учета деформации и с учетом деформации) в образцах из низкоуглеродистой С-Mn стали.

Испытания образцов с использованием симулятора термомеханических процессов Gleeble 3800 проводили в лаборатории физического моделирования термомеханических процессов ФГАОУ ВО «ЮУрГУ (НИУ)». Определение точек фазового превращения осуществляли на

образцах такого же типа, как и в испытаниях на сжатие (диаметр 10 мм, высота 15 мм), при этом на образцы дополнительно устанавливался датчик поперечной деформации.

Температуры фазового превращения оценивались методом касательных с использованием экспериментальных дилатограмм. Определение температурных границ фазового превращения проводили на основе определения точки отклонения экспериментальных данных от линейной функции аппроксимации монотонного участка, экстраполированного в сторону начала превращения, или в сторону окончания, в случае определения точки конца превращения.

Для определения точек начала и конца фазового превращения при нагреве (Ac_1 , Ac_3) производился нагрев со скоростью 1 °C/с до температуры 950 °C. Превращения при охлаждении исследовались после нагрева со скоростью 10 °C/с до температуры 950 °C, 10-минутной выдержки и последующего охлаждения со скоростями 1 и 20 °C/с. Для достижения максимальной скорости охлаждения образец обдувался струей аргона. Исследование влияния предварительной деформации ε на температуры фазового превращения осуществлено путем добавления логарифмических деформаций $\varepsilon = \ln \frac{h_0}{h_1}$ сжатием 0,1; 0,42; 0,63 сразу после 10-минутной выдержки. Программа дилатометрических испытаний на *Gleeble* представлена в табл. 5.1. Схема проведения испытаний – на рис. 5.1.

На рис. 5.2 показана полученная дилатометрическая кривая и температуры начала $Ac_1 = 730$ °C и конца $Ac_3 = 870$ °C фазового превращения при нагреве со скоростью 1 °C/с.

Таблица 5.1 – Программа дилатометрических испытаний на *Gleeble*

Номер образца	Определяемые критические температуры	Скорость охлаждения, °C/с	Предварительная логарифмическая деформация	Температура приложения деформации, °C	Скорость деформации, с ⁻¹
13	Ac_1, Ac_3	1	0	-	0
14	Ar_1, Ar_3 без деформации	1	0	-	0
15		20	0	-	0
16		1	0,10	950	10
17	Ar_1, Ar_3 с деформацией	1	0,42	950	10
18		1	0,63	950	10
19		1	0,10	950	50
20		1	0,42	950	50
21		1	0,63	950	50
22		20	0,10	950	10
23		20	0,42	950	10
24		20	0,63	950	10
25		20	0,10	950	50
26		20	0,42	950	50
27		20	0,63	950	50

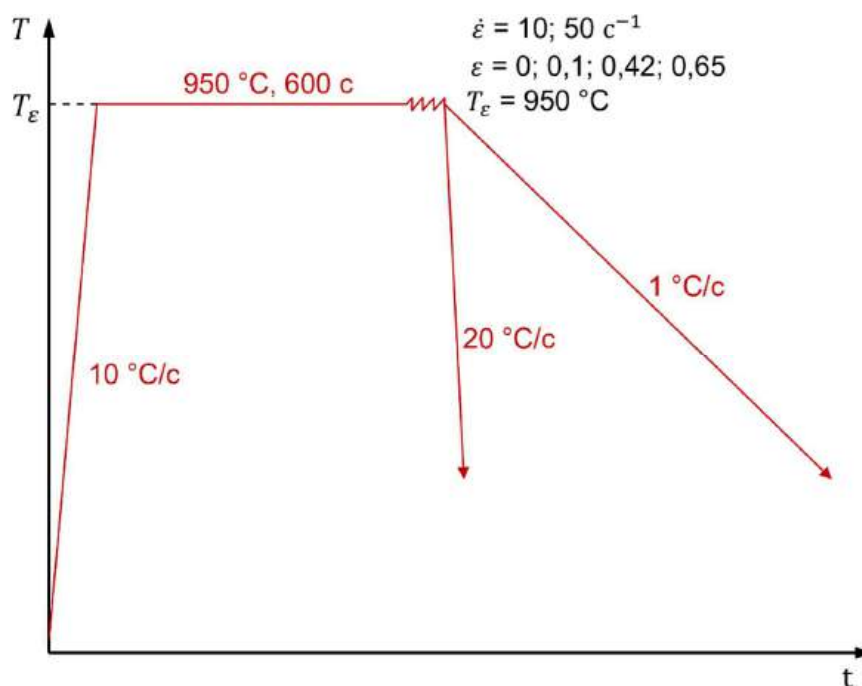


Рисунок 5.1 – Схема проведения дилатометрических испытаний на *Gleeble*

На рис. 5.3 показана полученная дилатометрическая кривая и температуры начала $Ar_3 = 780\text{ °C}$ и конца $Ar_1 = 575\text{ °C}$ фазового превращения при охлаждении со скоростью 1 °C/c без предварительной деформации.

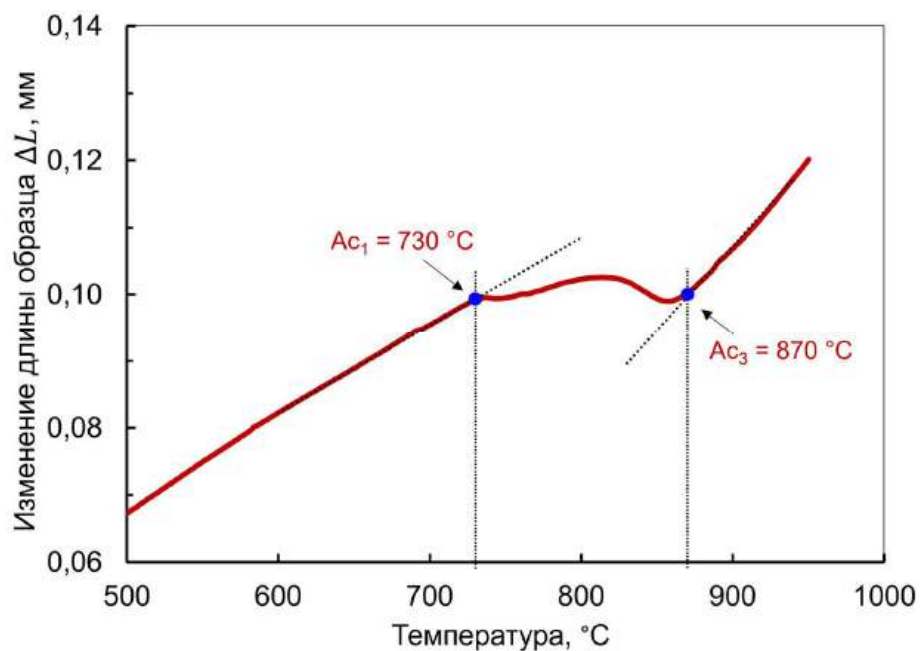


Рисунок 5.2 – Дилатометрическая кривая и температуры начала и конца фазовых превращений при нагреве со скоростью $\dot{T} = 1\text{ °C/c}$

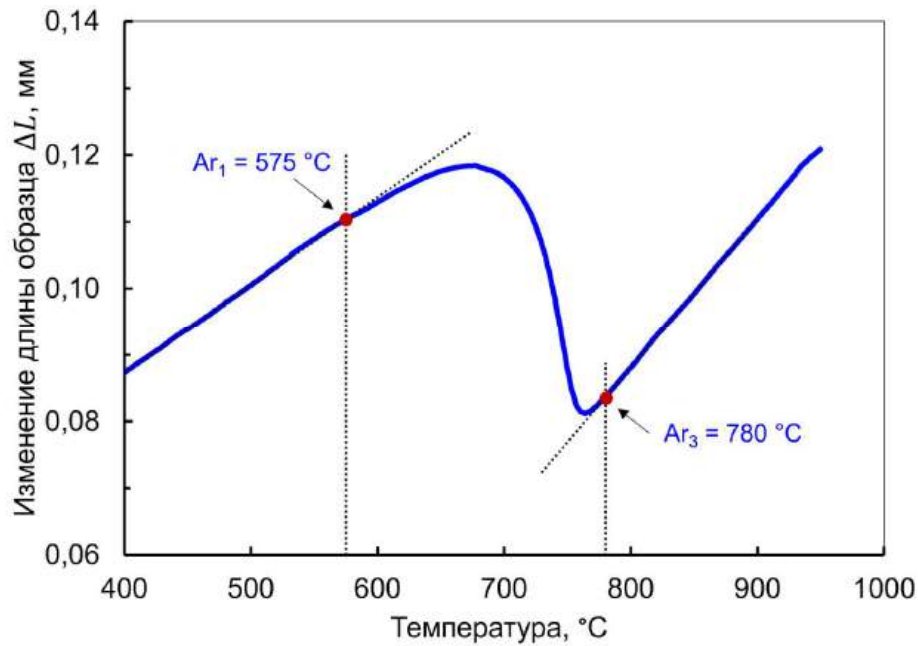


Рисунок 5.3 – Дилатометрическая кривая и температуры начала и конца фазовых превращений при охлаждении со скоростью $\dot{T} = 1 \text{ } ^\circ\text{C}/\text{c}$

Для исследования кинетики превращения аустенита в межкуритическом интервале температур от Ar_3 до Ar_1 при непрерывном охлаждении использовали методику анализа дилатограмм по правилу рычага. Известно, что в межкуритическом интервале температур структура стали является двухфазной, т.е. одновременно состоит из γ - и α -фаз, следовательно, линейное удлинение образца (ΔL) в этой области является результирующей дилатометрических эффектов от каждой фазы и пропорционально их количеству [268-270]:

$$\Delta L = \Delta L_\alpha X_\alpha + \Delta L_\gamma (1 - X_\alpha), \quad (5.1)$$

где ΔL – абсолютное удлинение образца, состоящего из γ - и α -фазы, мкм; ΔL_γ – абсолютное удлинение образца, состоящего на 100% из γ -фазы, мкм; ΔL_α – абсолютное удлинение образца, состоящего на 100% из α -фазы, мкм; X_α – доля α -фазы (доля превращенного аустенита).

Из выражения (5.1) можно выразить долю α -фазы (X_α) для любого значения температуры в межкуритическом интервале от Ar_3 до Ar_1 :

$$X_\alpha = \frac{\Delta L - \Delta L_\gamma}{\Delta L_\alpha - \Delta L_\gamma} \quad (5.2)$$

Применение правила рычага для анализа кинетики образования α -фазы при непрерывном охлаждении образца из низкоуглеродистой C-Mn стали представлено на рис. 5.4.

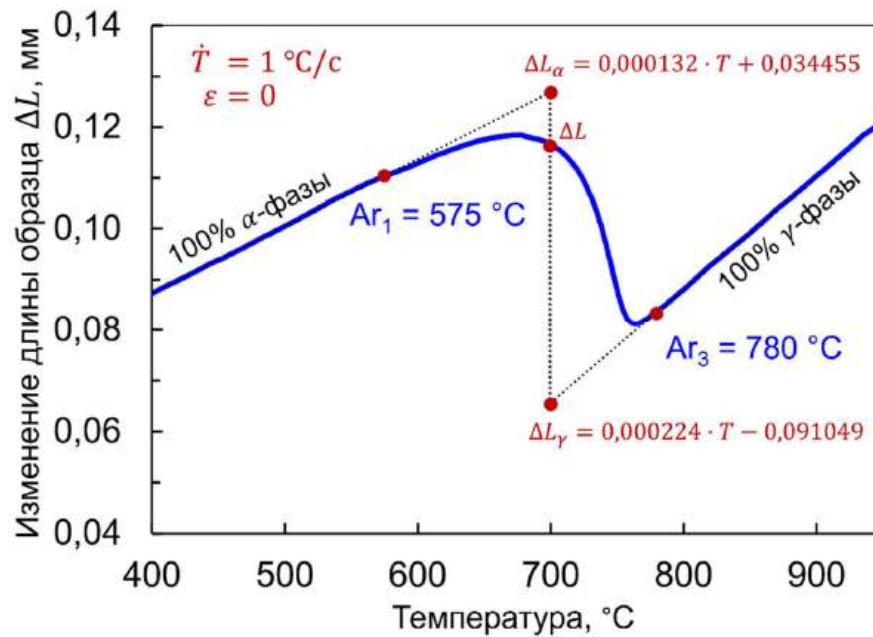


Рисунок 5.4 – Дилатометрическая кривая и температуры начала и конца фазового превращения при охлаждении со скоростью $\dot{T} = 1 \text{ °C/s}$

Согласно рис. 5.4, точка ΔL_α соответствует абсолютному удлинению образца, состоящего из 100 % α -фазы при данной температуре T , а точка ΔL_γ – абсолютному удлинению образца, состоящего из 100 % γ -фазы. Точке ΔL в межкуритическом интервале температур от Ar_3 до Ar_1 соответствует абсолютное удлинение ΔL образца, состоящего из γ - и α -фаз. В соответствии со схемой на рис. 5.4 долю α -фазы X_α в можно выразить через соотношение длин отрезков по формуле (5.2).

Для количественного определения доли α -фазы нужно реализовать следующие этапы анализа дилатометрической кривой [268-270]:

- 1) методом касательных с использованием экспериментальных дилатограмм определить температурный интервал превращения ($Ar_3 - Ar_1$);
- 2) аппроксимировать линейными функциями участки дилатометрической кривой в температурных областях до и после превращения;
- 3) экстраполировать линейные функции в межкуритическом интервале температур ($Ar_3 - Ar_1$);
- 4) для каждой температуры T из межкуритического интервала ($Ar_3 - Ar_1$) определить значения абсолютного удлинения образца (ΔL), значения аппроксимирующей линейной

функции абсолютного удлинения образца из α -фазы (ΔL_α), значения аппроксимирующей линейной функции абсолютного удлинения образца из γ -фазы (ΔL_γ);

5) рассчитать по формуле (5.2) долю α -фазы (X_α).

Таким образом, можно определить количество феррита при любой температуре T в межкуритическом интервале ($Ar_3 - Ar_1$), по значениям абсолютного удлинения образца (ΔL) и аппроксимирующих линейных функций абсолютного удлинения α -фазы (ΔL_α) и γ -фазы (ΔL_γ).

На основе экспериментальной дилатограммы (рис. 5.4) с использованием формулы (5.2) описывали кинетику $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения в виде функции $X_\alpha = f(T)$ при непрерывном охлаждении образца со скоростью $\dot{T} = 1^\circ\text{C}/\text{c}$ из низкоуглеродистой стали С-Мн (рис. 5.5).

Кинетика $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения и, соответственно, функция $X_\alpha = f(T)$, описывает изменение доли превращенного аустенита при понижении температуры от Ar_3 до Ar_1 . Отметим, что если конечный фазовый состав стали представляет собой ферритно-перлитную структуру, то при $\gamma \rightarrow \alpha$ превращении происходит 2 трансформации: $A \rightarrow \Phi$ и $A \rightarrow \Pi$ (где A – аустенит, Φ – феррит, Π – перлит) [271].

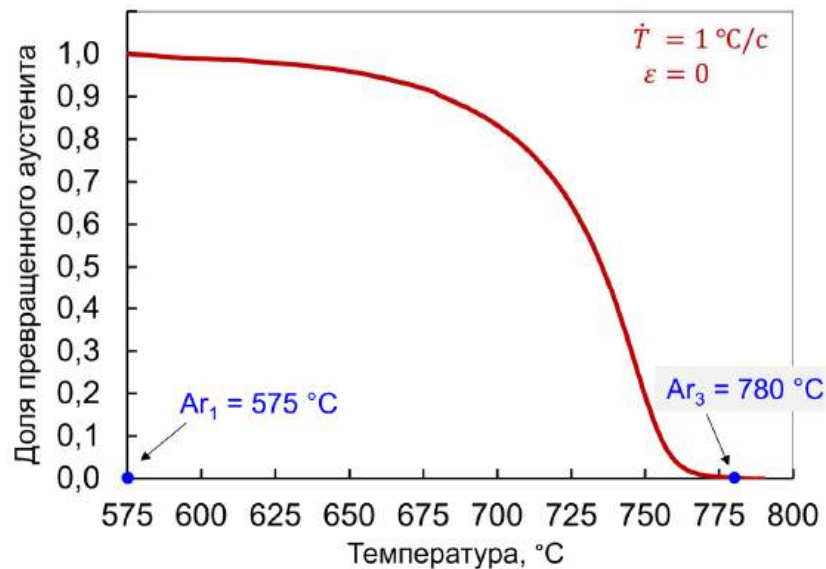


Рисунок 5.5 – Термокинетическая кривая, описывающая кинетику $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения при охлаждении со скоростью $\dot{T} = 1^\circ\text{C}/\text{c}$

На рис. 5.6 показана полученная дилатометрическая кривая и температуры начала $Ar_3 = 680^\circ\text{C}$ и конца $Ar_1 = 580^\circ\text{C}$ фазового превращения при охлаждении со скоростью $\dot{T} = 20^\circ\text{C}/\text{c}$. Кинетика образования α -фазы при непрерывном охлаждении образца со скоростью $\dot{T} = 20^\circ\text{C}/\text{c}$ из низкоуглеродистой С-Мн стали представлена на рис. 5.7.

Таким образом, на основе дилатометрических исследований установлено, что увеличение скорости предварительного охлаждения с $\dot{T} = 1$ °C/с до $\dot{T} = 20$ °C/с позволяет существенно ускорить кинетику $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения.

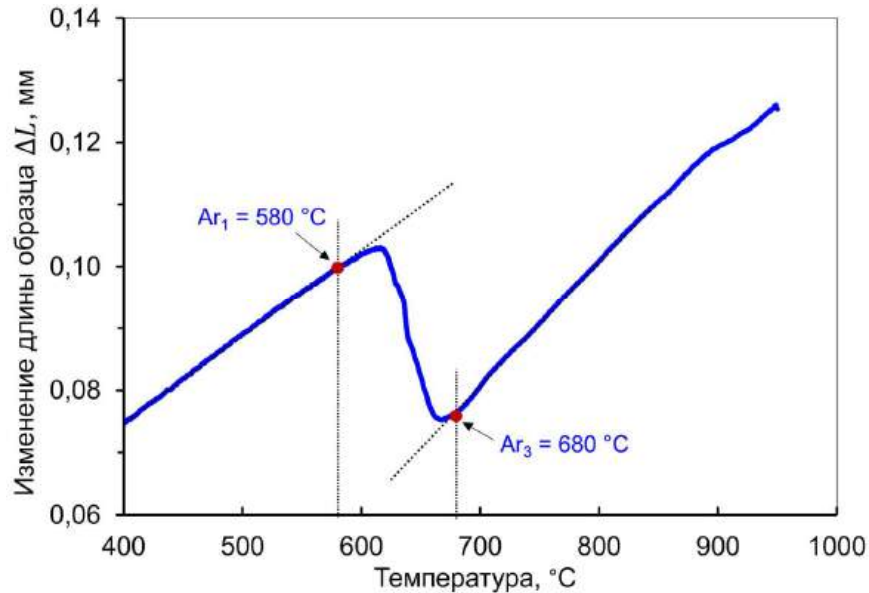


Рисунок 5.6 – Дилатометрическая кривая и температуры начала и конца фазового превращения при охлаждении со скоростью $\dot{T} = 20$ °C/с

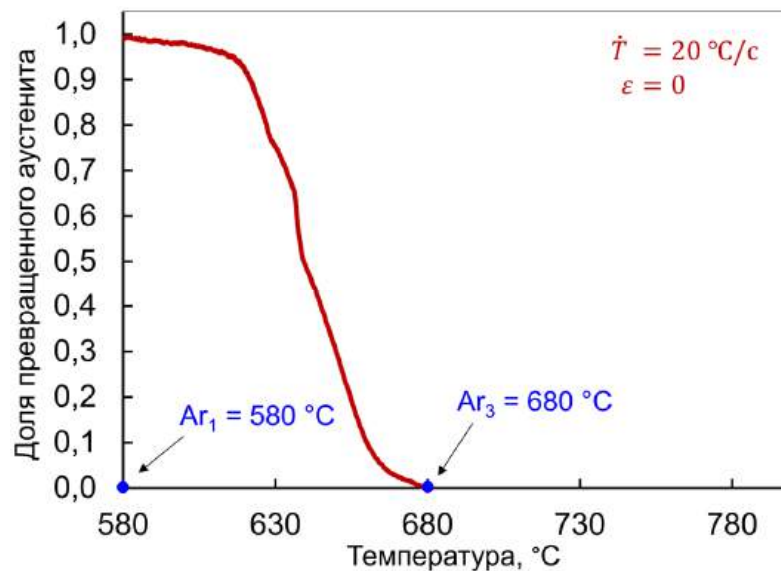


Рисунок 5.7 – Термокинетическая кривая, описывающая кинетику $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения при охлаждении со скоростью $\dot{T} = 20$ °C/с

Далее, исследовали влияние предварительной деформации на возможное смещение температурных точек начала Ar_3 и конца Ar_1 фазового превращения при охлаждении.

Установлено, что наличие предварительной деформации при скорости охлаждения $\dot{T} = 1\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$ слабо влияет на смещение критических точек фазового превращения (рис. 5.8).

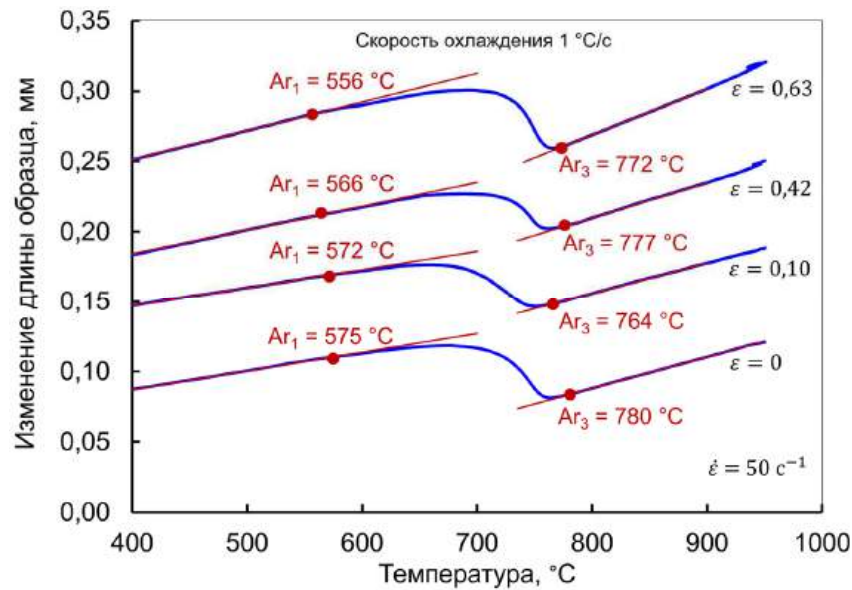


Рисунок 5.8 – Влияние предварительной деформации на точки фазового превращения при скорости охлаждения $\dot{T} = 1\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$

В свою очередь, наличие предварительной деформации при высокой скорости охлаждения $\dot{T} = 20\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$ приводит к смещению критической точки начала фазового превращения Ar_3 в сторону более высоких температур (рис. 5.9).

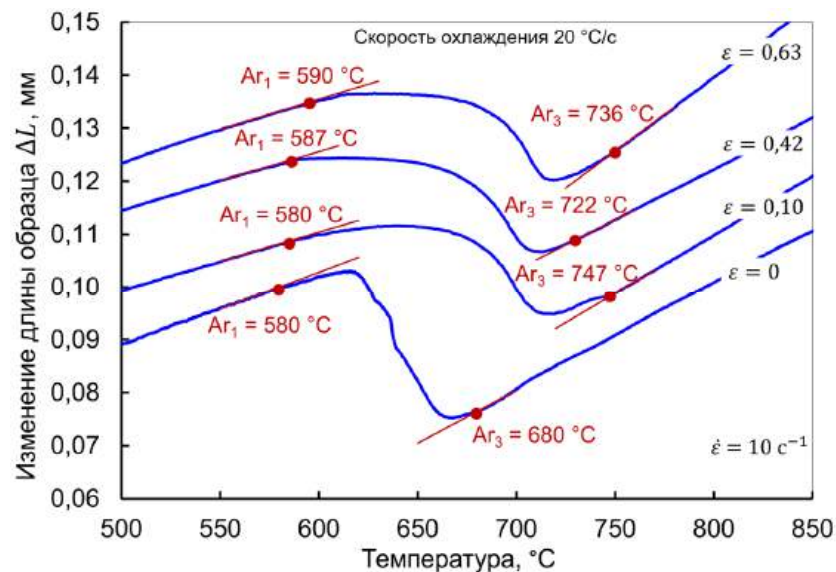


Рисунок 5.9 – Влияние предварительной деформации на точки фазового превращения при скорости охлаждения $\dot{T} = 20\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$

Далее, исследовали влияние температуры приложения предварительной деформации на смещение точек фазового превращения в соответствии со схемой (рис. 5.10) и программой дилатометрических испытаний (табл. 5.2).

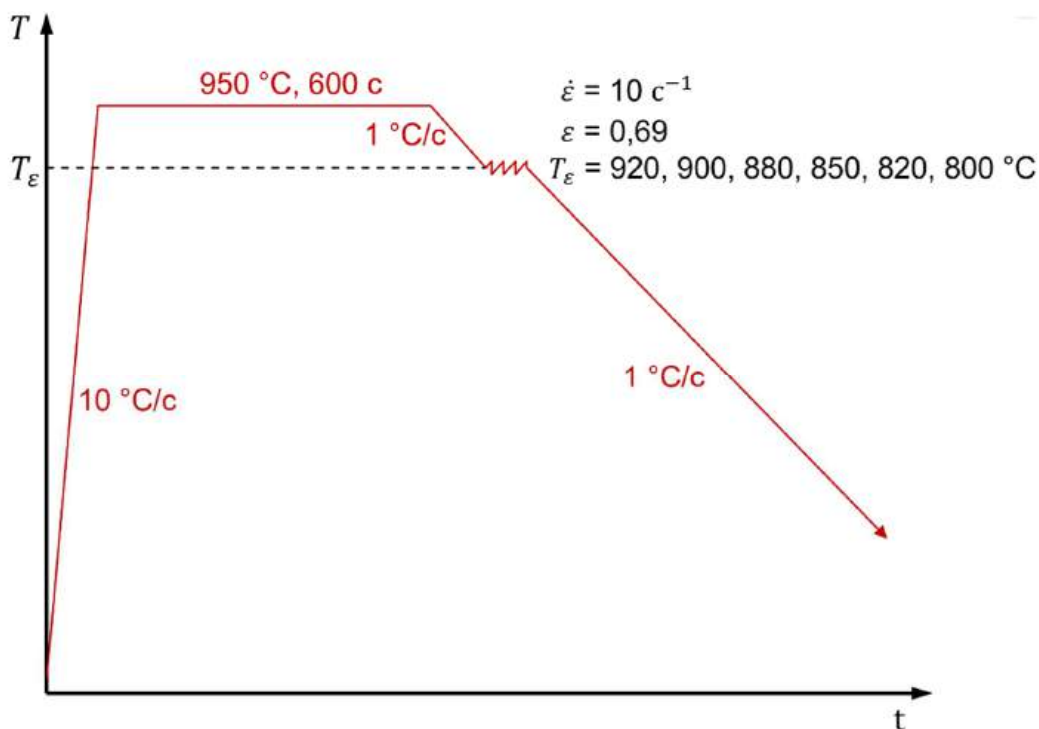


Рисунок 5.10 – Схема проведения дилатометрических испытаний на *Gleeble*

Таблица 5.2 – Программа дилатометрических испытаний на *Gleeble*

Номер образца	Предварительная логарифмическая деформация	Скорость деформации, с^{-1}	Температура приложения деформации, $^{\circ}\text{C}$	Скорость охлаждения, $^{\circ}\text{C}/\text{c}$
920	0,69	10	920	1
900	0,69	10	900	1
880	0,69	10	880	1
850	0,69	50	850	1
820	0,69	50	820	1
800	0,69	50	800	1

Установлено, что снижение температуры приложения предварительной деформации приводит к повышению температуры конца фазовых превращений Ar_1 при скорости охлаждения $\dot{T} = 1^{\circ}\text{C}/\text{c}$ (рис. 5.11).

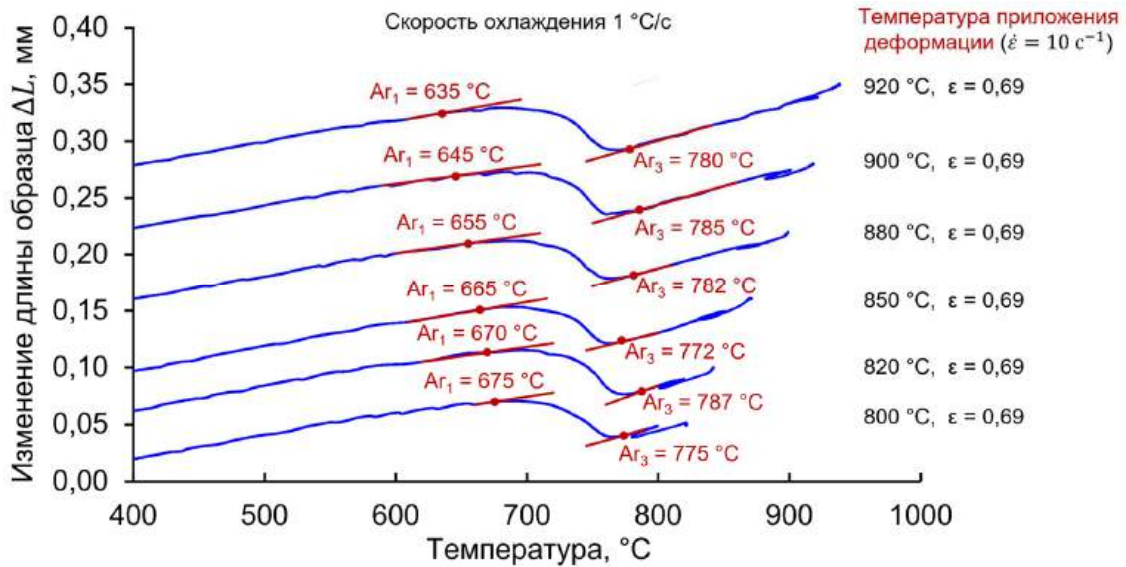


Рисунок 5.11 – Влияние температуры приложения предварительной деформации на точки фазового превращения

В первой главе было отмечено, что при деформационно-стимулированном ферритном превращении (DIFT) деформация должна прикладываться на начальной стадии фазового превращения и обеспечивать значительное уменьшение размера зерна феррита. В этой связи, интерес представляет экспериментальное исследование влияния деформации, прикладываемой в межкуритическом интервале температур ($Ar_3 - Ar_1$), на эффективность измельчения зерна феррита в низкоуглеродистой C-Mn стали.

5.2 Физическое моделирование влияния деформации в межкуритическом интервале температур на измельчение зерна в низкоуглеродистой C-Mn стали с применением симулятора Gleeble

График, представленный на рис. 5.5, описывает кинетику $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения в виде функции $X_\alpha = f(T)$ при непрерывном охлаждении образца со скоростью $\dot{T} = 1 \text{ °C/c}$. Функция $X_\alpha = f(T)$, описывает изменение доли превращенного аустенита при понижении температуры от Ar_3 до Ar_1 . Найдём скорость изменения доли превращенного аустенита при понижении температуры от Ar_3 до Ar_1 .

Известно, что производная определяет скорость изменения функции, описывающей какой-либо процесс во времени или в пространстве. Предел отношения изменения в точке функции к изменению переменной при стремлении изменения переменной к нулю называется производной непрерывной функции. Если функция дискретная (табличная), то приближенное значение ее производной в точке находят с помощью конечных разностей.

Значение производной можно принять приближенно равным:

$$\frac{dX_\alpha}{dT} \approx \frac{\Delta X_\alpha}{\Delta T} \quad (5.3)$$

Это соотношение представляет собой аппроксимацию производной функции с помощью отношения конечных разностей (ΔX_α и ΔT – конечные, в отличие от бесконечно малых в определении производной).

Первая производная:

– левые разности:

$$y'_i \approx \frac{y_i - y_{i-1}}{x_i - x_{i-1}} \quad (5.4)$$

– центральные разности:

$$y'_i \approx \frac{y_{i+1} - y_{i-1}}{x_{i+1} - x_{i-1}} \quad (5.5)$$

– правые разности:

$$y'_i \approx \frac{y_{i+1} - y_i}{x_{i+1} - x_i} \quad (5.6)$$

Вторая производная:

– левые разности:

$$y''_i \approx \frac{y_i - 2y_{i-1} + y_{i-2}}{(x_i - x_{i-1})^2} \quad (5.7)$$

– центральные разности:

$$y''_i \approx \frac{y_{i+1} - 2y_i + y_{i-1}}{(x_i - x_{i-1})^2} \quad (5.8)$$

– правые разности:

$$y''_i \approx \frac{y_{i+2} - 2y_{i+1} + y_i}{(x_i - x_{i-1})^2} \quad (5.9)$$

Центрально-разностные формулы дают, как правило, более точные результаты, но часто их нельзя применить на краях диапазонов значений. Для этих случаев применяются приближения левыми и правыми конечными разностями.

Таким образом, поскольку функция $X_\alpha = f(T)$ являлась дискретной, то находили приближенное значение ее производной с помощью конечных разностей.

1-ая производная функции $X_\alpha = f(T)$ по температуре T :

$$\vartheta = -\frac{dX_\alpha}{dT} \approx -\frac{(X_\alpha)_{i+1} - (X_\alpha)_{i-1}}{T_{i+1} - T_{i-1}} \quad (5.10)$$

ϑ – это скорость изменения доли превращенного аустенита при понижении температуры от Ar_3 до Ar_1 .

Знак минус в формуле (5.10) означает, что изменение функции происходит при уменьшении температуры.

2-ая производная функции $X_\alpha = f(T)$ по температуре T :

$$\Omega = -\frac{d^2}{dT^2} \approx -\frac{\vartheta_{i+1} - \vartheta_{i-1}}{T_{i+1} - T_{i-1}} \quad (5.11)$$

Ω – это ускорение изменения доли превращенного аустенита при понижении температуры от Ar_3 до Ar_1 .

Знак минус в формуле (5.11) означает, что изменение функции происходит при уменьшении температуры.

Кривая, описывающая изменение скорости $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения, представлена на рис. 5.12. Кривая, описывающая изменение ускорения $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения, представлена на рис. 5.13.

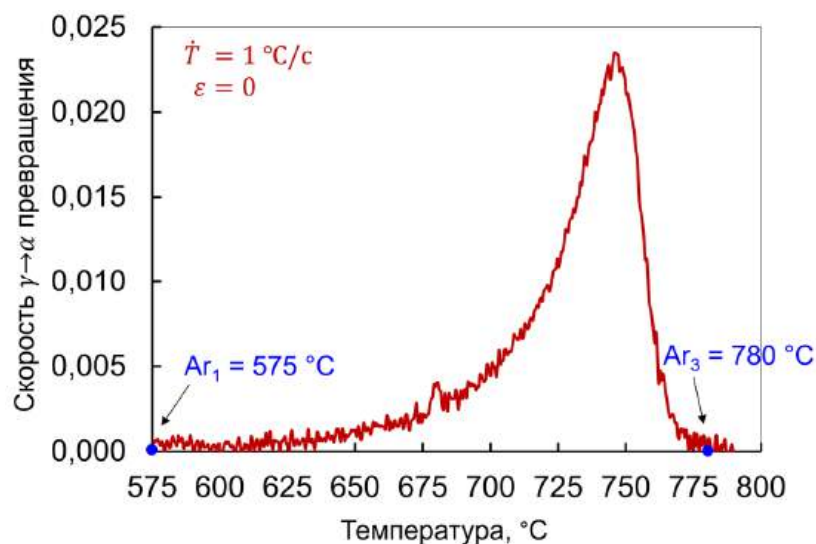


Рисунок 5.12 – Кривая, описывающая изменение скорости $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения

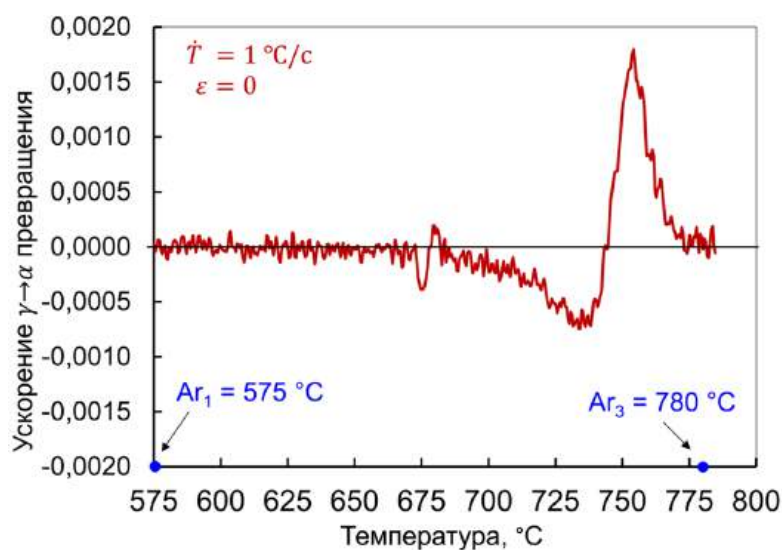


Рисунок 5.13 – Кривая, описывающая изменение ускорения $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения

Из графика на рис. 5.15 следует, что максимальная скорость ϑ_{max} $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения в межкуритическом интервале ($Ar_3 - Ar_1$) соответствует характерному пику при температуре 745 °С, когда доля превращенного аустенита составляет $X_\alpha = 0,3$ (рис. 5.14).

Максимальное ускорение Ω_{max} $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения в межкуритическом интервале ($Ar_3 - Ar_1$) соответствует первому характерному пику при температуре 755 °С, когда доля превращенного аустенита составляет $X_\alpha = 0,1$ (рис. 5.14).

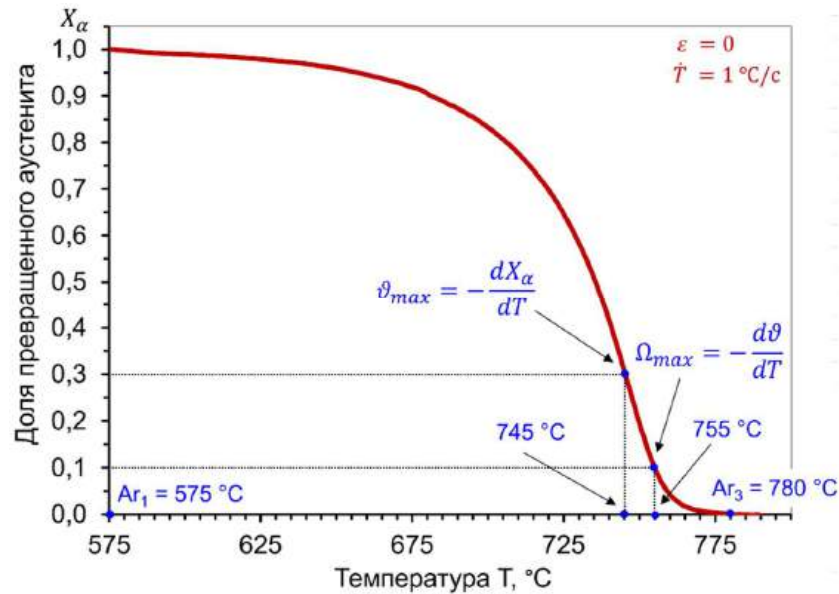


Рисунок 5.14 – Термокинетическая кривая $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения при охлаждении со скоростью 1 °C/c

В соответствии с найденными значениями температур для максимальной скорости ϑ_{max} и максимального ускорения Ω_{max} $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения были проведены эксперименты по исследованию влияния температуры приложения пластической деформации в межкуритическом интервале фазового превращения на микроструктуру. Сжатие образцов выполняли с использованием модуля *Hydrawedge* (рис. 5.15).

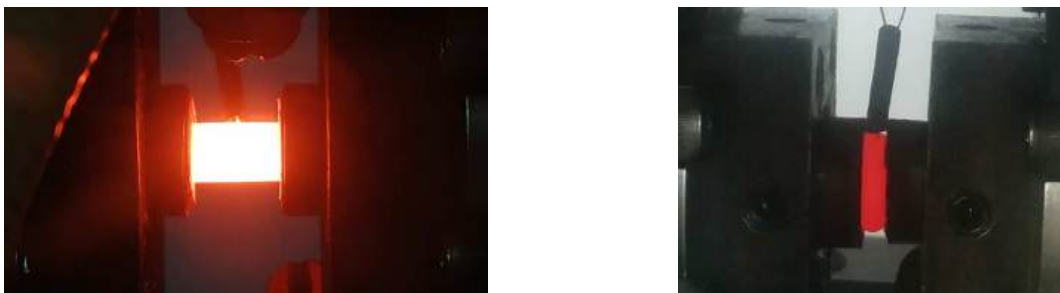


Рисунок 5.15 – Образец в камере модуля *Hydrawedge* в процессе выдержки и в момент приложения деформации одноосным сжатием

Схема проведения эксперимента представлена на рис. 5.15.

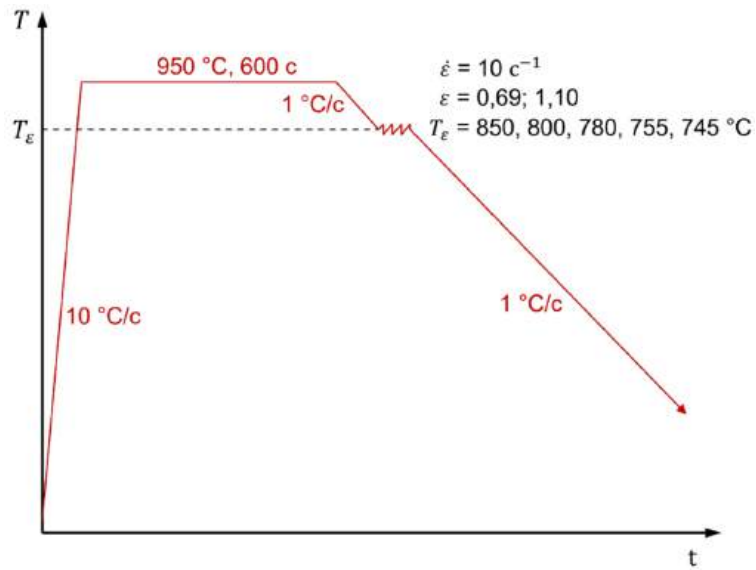


Рисунок 5.16 – Схема проведения эксперимента

Программа испытаний представлена в табл. 5.3. Фото образцов после испытаний представлено на рис. 5.17. Плоскость для анализа микроструктуры показана на рис. 5.18.

Таблица 5.3 – Программа испытаний

Номер образца	Предполагаемое структурное состояние в момент приложения деформации (А – аустенит, Ф – феррит)	Логарифмическая деформация	Скорость деформации, с^{-1}	Температура приложения деформации, $^{\circ}\text{C}$	Скорость охлаждения, $^{\circ}\text{C/c}$
850	А=100%	0,69	10	850 ($> Ar_3$)	1
800	А=100%	0,69	10	800 ($> Ar_3$)	1
780	А=100%	0,69	10	780 ($= Ar_3$)	1
755	А=90%, Ф=10%	0,69	10	755 ($< Ar_3$)	1
745	А=70%, Ф=30%	0,69	10	745 ($< Ar_3$)	1
850	А=100%	1,10	10	850 ($> Ar_3$)	1
800	А=100%	1,10	10	800 ($> Ar_3$)	1
780	А=100%	1,10	10	780 ($= Ar_3$)	1
755	А=90%, Ф=10%	1,10	10	755 ($< Ar_3$)	1
745	А=70%, Ф=30%	1,10	10	745 ($< Ar_3$)	1



Рисунок 5.17 – Фото образцов после испытаний на сжатие на *Gleeble* (предварительная логарифмическая деформация $\varepsilon = 0,69$ и $\varepsilon = 1,10$ при температурах 850, 800, 780, 755, 745 °C)

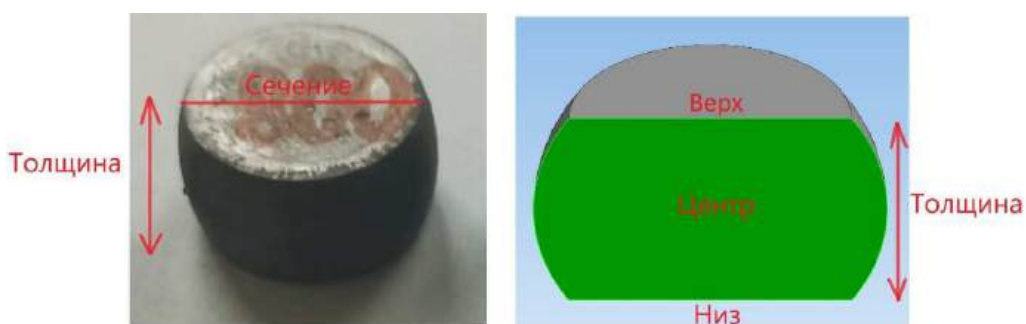


Рисунок 5.18 – Плоскость для анализа микроструктуры

На рис. 5.19 показано панорамное изображение образцов в разрезе после испытаний на сжатие с логарифмической деформацией $\varepsilon = 1,1$ при температурах 850, 800, 780, 755, 745 °C. Микроструктура образцов характеризуется существенной неравномерностью. Результаты металлографического анализа микроструктуры опытных образцов в различных точках (верх, центр, низ) представлены в табл. 5.4.

По результатам эксперимента определяли размер ферритного зерна (в мкм и баллах по ГОСТ 5639, ASTM E1382, E112, DIN 50601, ISO 643), а также доли ферритной и перлитной фаз. Измеряли твердость HV. Кроме того, поскольку деформация прикладывалась после начала ферритного превращения, то определяли также долю деформированных зерен феррита (с линиями деформации).

Из анализа полученных результатов следует, что наименьший диаметр ферритного зерна $d_\alpha = 2,76$ мкм (14 балл) и $d_\alpha = 3,08$ мкм (13 балл) был получен в центре образцов, и соответствовал температурам деформации 745 °C и 755 °C. Микроструктура образцов показана на рис. 5.20 и 5.21.

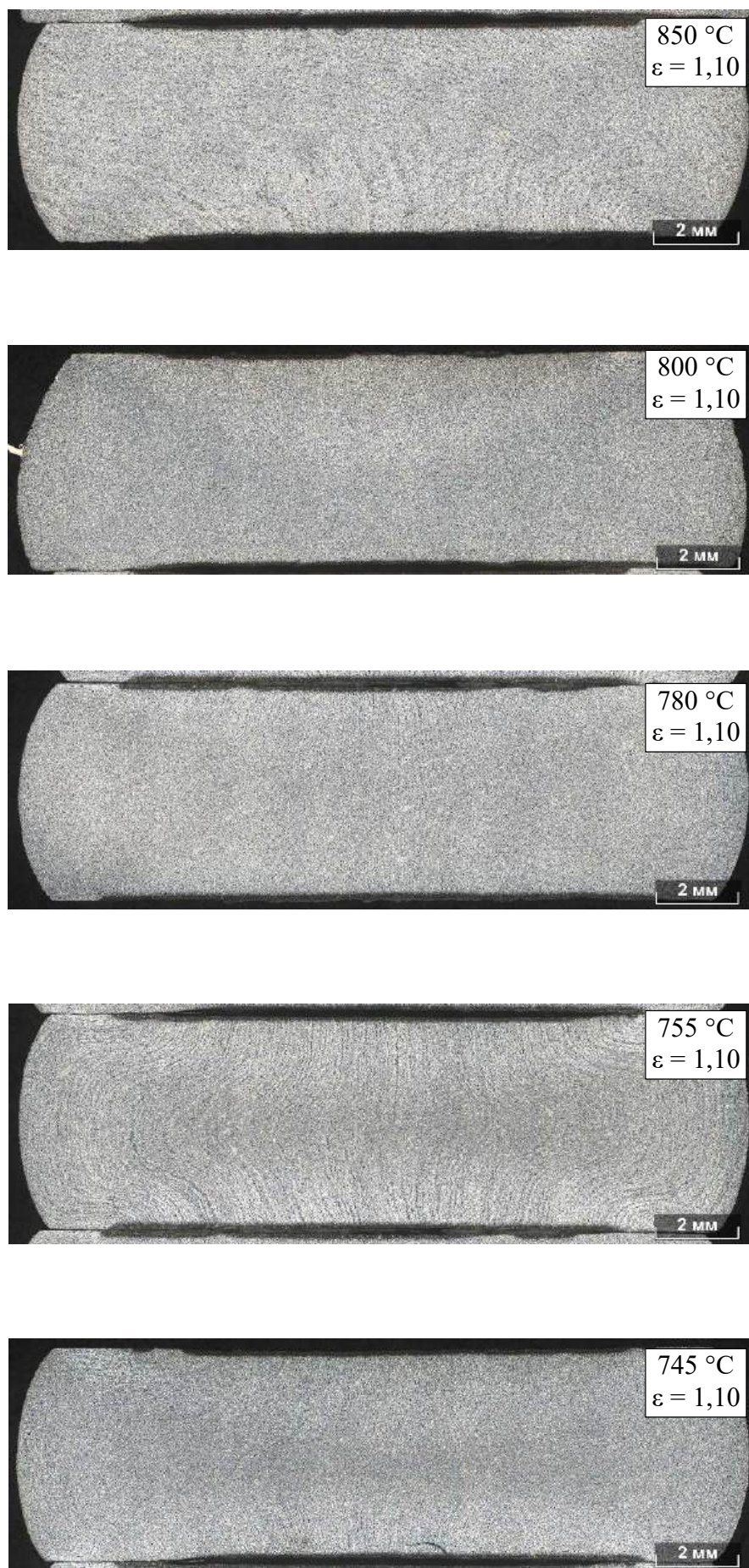


Рисунок 5.19 – Панорамное изображение образцов в разрезе

Таблица 5.4 – Результаты металлографического анализа микроструктуры опытных образцов

ε	Т, °С	Деформированные зерна феррита (с линиями деформации), %	Позиция	Доля феррита, %	Размер ферритного зерна						Доля второй фазы (перлит), %	Средняя площадь колоний второй фазы, мкм²	Средний размер колоний второй фазы, мкм	Твердость, НV
					ASTM E1382, E112		DIN 50601, ISO 643		ГОСТ 5639					
					мкм	балл	мкм	балл	мкм	балл				
0,69	745	48	Верх	90	5,3	11,83	5,3	12	4,89	12	10	26	4,54	169
		13	Центр	90	3,51	13,02	3,51	13	3,44	13	10	19	3,91	162
		57	Низ	90	4,92	12,05	4,92	12	4,82	12	10	27	4,59	180
	755	22	Верх	90	3,2	13,29	3,2	13	3,9	13	10	27	4,62	166
		3	Центр	90	3,59	12,95	3,59	13	3,52	13	10	20	4,00	169
		36	Низ	89	5,3	11,83	5,3	12	5,19	12	11	26	4,57	169
	780	-	Верх	77	4,3	12,43	4,3	12	4,21	12	23	35	5,25	157
			Центр	85	3,75	12,83	3,75	13	3,68	13	15	24	4,33	164
			Низ	87	4,96	12,02	4,96	12	4,64	12	13	25	4,42	163
	800		Верх	88	4,77	12,14	4,77	12	4,67	12	12	30	4,86	157
			Центр	89	4,28	12,45	4,28	12	4,2	12	11	23	4,23	162
			Низ	88	5,01	11,99	5,01	12	4,91	12	12	27	4,65	161
	850		Верх	89	8,93	10,33	8,93	10	8,75	10	11	30	4,87	154
			Центр	90	7,23	10,94	7,23	11	7,08	11	10	28	4,68	159
			Низ	89	7,79	10,72	7,79	11	6,74	11	11	28	4,74	156
1,1	745	38	Верх	89	3,27	13,22	3,27	13	3,21	13	11	27	4,62	169
		2	Центр	91	2,93	13,54	2,93	14	2,76	14	9	16	3,58	171
		18	Низ	89	3,82	12,78	3,82	13	3,5	13	11	22	4,15	166
	755	14	Верх	90	4,49	12,31	4,49	12	4,4	12	10	24	4,32	158
		0	Центр	88	3,21	13,28	3,21	13	3,08	13	12	17	3,69	169
		11	Низ	89	4,52	12,29	4,52	12	4,28	12	11	23	4,27	164
	780	-	Верх	90	4,19	12,51	4,19	13	4,11	13	10	22	4,15	162
			Центр	90	3,89	12,72	3,89	13	3,48	13	10	18	3,80	171
			Низ	88	4,48	12,32	4,48	12	4,03	13	12	20	4,03	165
	800		Верх	89	4,2	12,5	4,20	13	4,12	13	11	28	4,69	165
			Центр	90	4,22	12,49	4,22	12	4,14	12	10	22	4,18	164
			Низ	89	4,39	12,37	4,39	12	4,3	12	11	18	3,82	164
	850		Верх	90	5,56	11,7	5,56	12	5,45	12	10	23	4,30	158
			Центр	90	5,51	11,72	5,51	12	5,4	12	10	21	4,07	155
			Низ	88	6,78	11,12	6,78	11	6,65	11	12	29	4,82	152

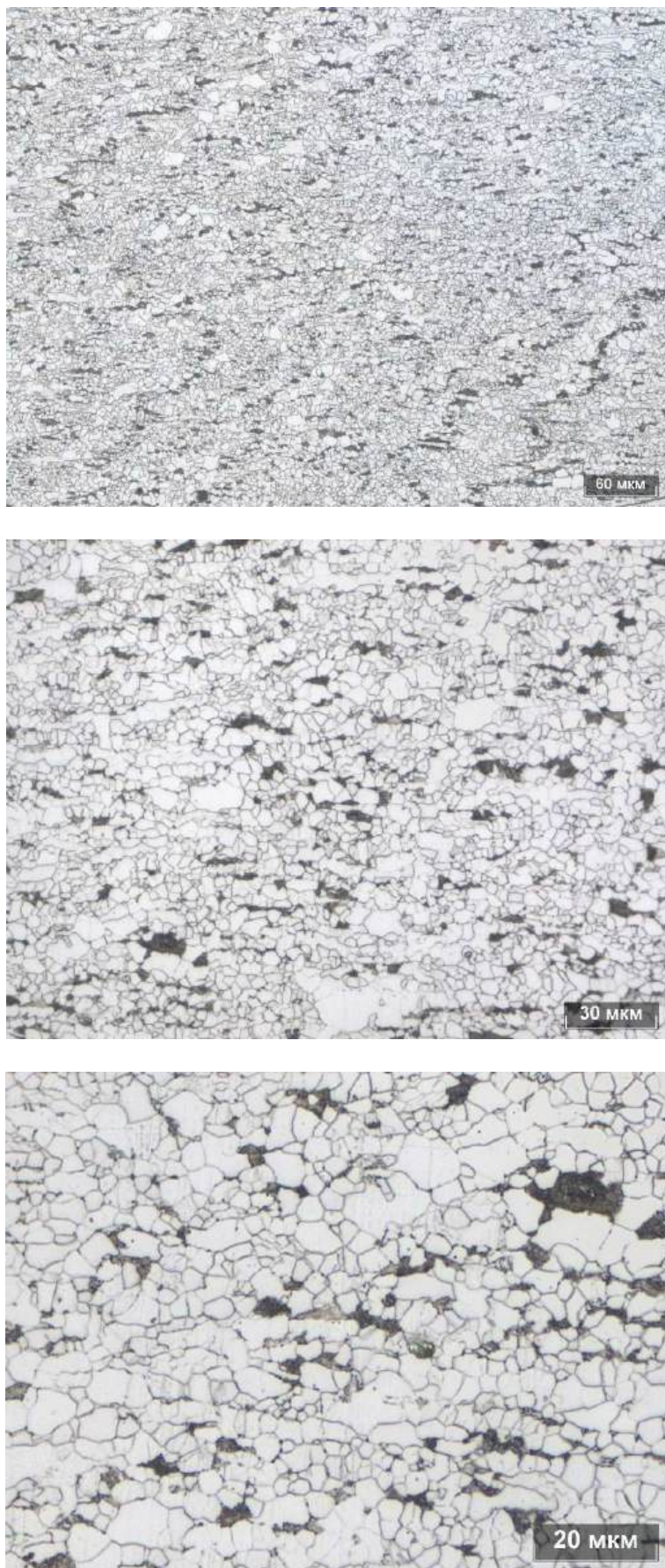


Рисунок 5.20 – Микроструктура в центре образца после испытаний на сжатие на *Gleeble* с деформацией $\varepsilon = 1,1$ при температуре 745 °C (при различных увеличениях)

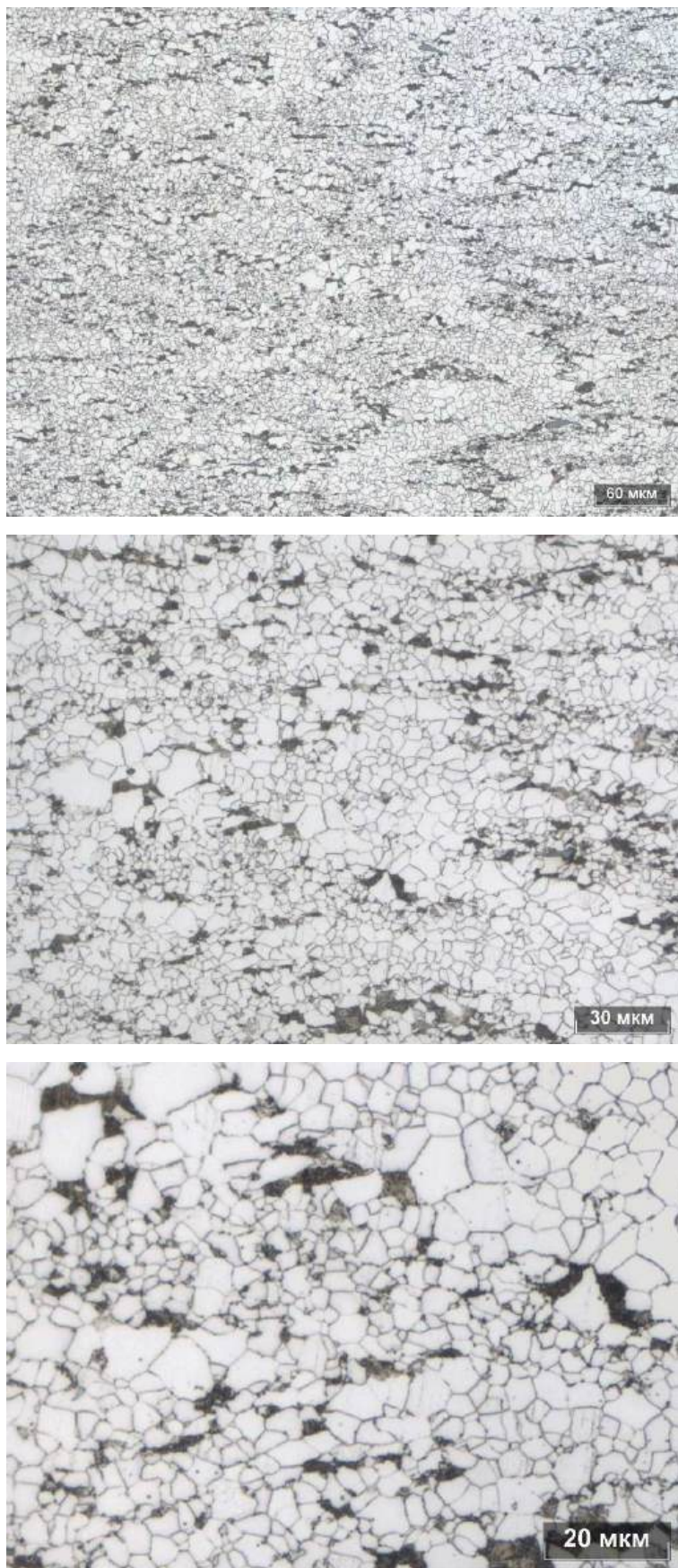


Рисунок 5.21 – Микроструктура в центре образца после испытаний на сжатие на *Gleeble* с деформацией $\varepsilon = 1,1$ при температуре 755 °C (при различных увеличениях)

Результаты эксперимента показали, что даже приложение большой деформации $\varepsilon = 1,1$ в испытаниях на одноосное сжатие приводит к существенной неоднородности микроструктуры. Результаты конечно-элементного моделирования в программе QForm показали, что неоднородность микроструктуры обусловлена сильной неравномерностью деформации (рис. 5.22). Наименьший диаметр ферритного зерна $d_\alpha = 2,76$ мкм был получен при 745 °С и $\varepsilon = 1,1$ в центре образца (табл. 5.4). При этом результаты моделирования показали, что деформация в центре была выше и составляла $\varepsilon = 1,5$ (рис. 5.22).

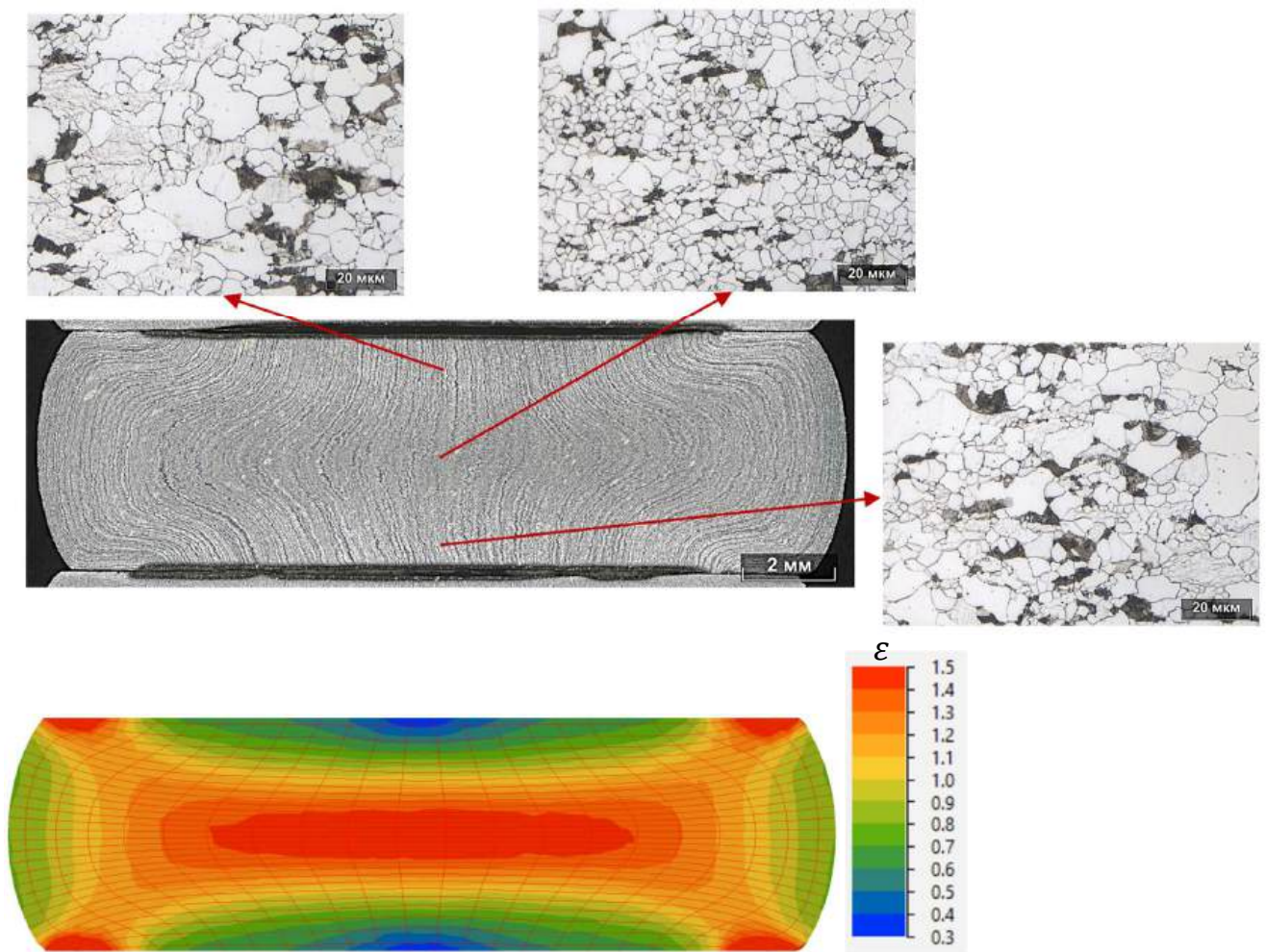


Рисунок 5.22 – Неоднородность микроструктуры во взаимосвязи с неравномерностью деформации при испытании на сжатие

Сдвиговая деформация может обеспечить более равномерное распределение деформации по толщине. Поэтому интерес представляет исследование влияния скоростной асимметрии на измельчение зерна в низкоуглеродистой С-Mn стали при листовой прокатке в межкритическом интервале температур.

5.3 Экспериментальное исследование влияния скоростной асимметрии на измельчение зерна в низкоуглеродистой С-Mn стали при листовой прокатке в межкритическом интервале температур

При проведении экспериментов из листа размерами $5 \times 1500 \times 6000$ мм (промышленного изготовления) методом лазерной резки были вырезаны плоские прямоугольные образцы размерами $5 \times 100 \times 250$ мм с точностью $\pm 0,1$ мм. Горячую прокатку образцов осуществляли за 1 проход без натяжений и без использования смазки в соответствии со схемой (рис. 5.23) с различными обжатиями [272]:

- 1) симметричная прокатка с малым относительным обжатием ($10\% \leq \varepsilon \leq 15\%$);
- 2) симметричная прокатка с большим относительным обжатием ($50\% \leq \varepsilon \leq 60\%$);
- 3) асимметричная прокатка с большим относительным обжатием ($50\% \leq \varepsilon \leq 60\%$).

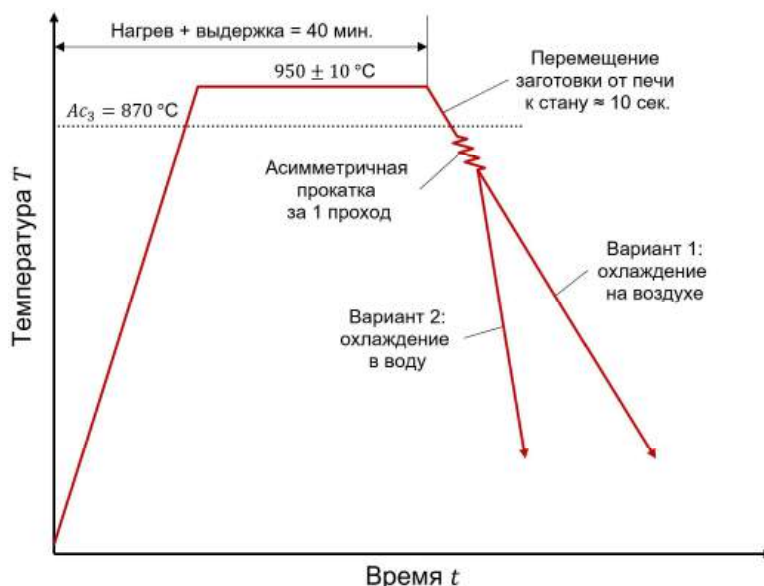


Рисунок 5.23 – Схема проведения эксперимента

Симметричную и асимметричную прокатку осуществляли в двух валках одинакового диаметра (340 мм). При симметричной прокатке частота вращения верхнего и нижнего валков была одинаковой и равной 10 об/мин. При асимметричной прокатке эффект асимметрии создавался за счет снижения частоты вращения одного из валков с 10 об/мин до 6,6 об/мин; 6,2 об/мин; 5,8 об/мин.

Симметричная и асимметричная прокатка с большим относительным обжатием во всех вариантах проводились при одинаковом установленном начальном межвалковом зазоре 1,0 мм.

Микршлифы изготавливались по стандартной методике. Для выявления микроструктуры проводилось химическое травление в 4% спиртовом растворе азотной кислоты. Микроструктуру

оценивали по толщине (верх, центр, низ) опытных образцов. Для металлографии была выбрана продольная плоскость, соответствующая направлению прокатки (рис. 5.24). Для условий асимметричной прокатки «верх» образца соответствовал контакту с быстрым валком (10 об/мин), а «низ» – контакту с медленным валком (6,6 об/мин; 6,2 об/мин; 5,8 об/мин).

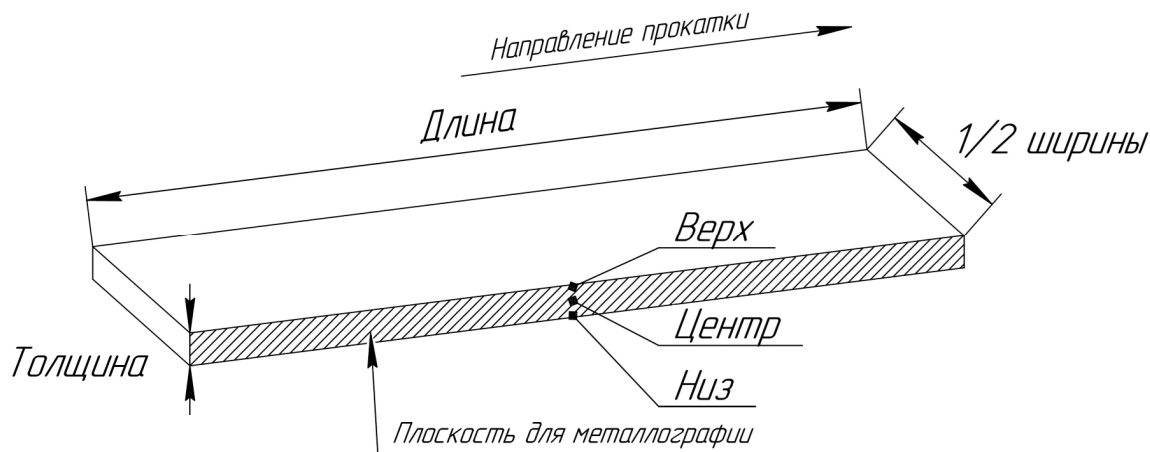


Рисунок 5.24 – Плоскость для анализа микроструктуры

Оценка микроструктуры проводилась с помощью оптического металлографического микроскопа Zeiss Axiovert 200 MAT. Увеличение микроскопа выбиралось таким образом, чтобы в область анализа попадало не менее 500 зерен, при этом качество изображения имело достаточное разрешение для распознавания границ зерен.

Согласно ГОСТ 5639-82 номер (балл) G зерна определяется из соотношения:

$$G = \frac{\lg m}{\lg 2} - 3 \quad (5.12)$$

где m – количество зерен на 1 мм^2 площади шлифа.

Оценка микроструктуры проводилась автоматическим анализатором изображений Thixomet PRO методом подсчета количества зерен m с определением среднего диаметра $d_m = \frac{1}{\sqrt{m}}$ и средней площади зерна. Гистограммы распределения по количеству строили как отношение числа зерен соответствующего номера (балла) G к общему числу зерен. Объекты, размер которых составлял менее 1 мкм, исключались из оптического металлографического анализа. Исследование микроструктуры при увеличениях свыше 1000 крат осуществлялось с помощью растрового (сканирующего) электронного микроскопа (РЭМ, SEM) SUPRA 55VP фирмы Carl Zeiss.

В соответствии с ГОСТ 5639-82 разнотернистой считали структуру, в которой имелись зерна, отличающиеся от основного (преобладающего) номера (балла) G более чем на 1 номер

(балл) и занимающую на шлифе площадь более 10%. Такая структура оценивалась двумя или более номерами, которые записывались в порядке уменьшения занимаемых ими площадей. Твёрдость определяли по ГОСТ 2999-75 методом Виккерса при нагрузке 1000 г (10 с).

Результаты эксперимента представлены в табл. 5.5.

Таблица 5.5 – Характеристика микроструктуры опытных образцов из низкоуглеродистой С-Мп стали после горячей прокатки по различным режимам

Позиция по толщине листа	Общее количество измеренных зерен, n	Количество зерен на 1 мм ² , m	Средний диаметр зерна, d_m , мкм	Номер (балл) зерна, G	Разнозернистость	Твердость HV (1000 г, 10 с)
Симметричная листовая прокатка ($\varepsilon = 13,8\%$)						
Верх	1281	14895	8,19	11	G ₉ (35,1%), G ₁₀ (24,3%), G ₁₁ (14,7%), G ₈ (13,8%)	171
Центр	1094	12828	8,83	11	G ₉ (32,3%), G ₈ (23,5%), G ₁₀ (22,2%), G ₁₁ (10,7%)	182
Низ	1253	14104	8,42	11	отсутствует	165
Симметричная листовая прокатка ($\varepsilon = 54,1\%$)						
Верх	3285	124367	2,84	14	G ₁₃ (33,9%), G ₁₄ (27,1%), G ₁₂ (17,6%), G ₁₅ (13,6%)	188
Центр	1253	42338	4,86	12	G ₁₁ (33,1%), G ₁₂ (29,4%), G ₁₃ (14,6%), G ₁₀ (12,7%)	185
Низ	3177	117984	2,91	14	G ₁₃ (31,2%), G ₁₄ (25,2%), G ₁₂ (23,4%), G ₁₅ (11,9%)	182
Листовая прокатка со скоростной асимметрией ($\varepsilon = 56,4\%$, $\frac{v_1}{v_2} = 1,5$)						
Верх	2311	326491	1,75	15	отсутствует	223
Центр	698	100985	3,15	14	отсутствует	183
Низ	1346	198139	2,25	15	G ₁₄ (33,1%), G ₁₅ (24,9%), G ₁₃ (22,6%), G ₁₆ (12,5%)	187
Листовая прокатка со скоростной асимметрией ($\varepsilon = 57,1\%$, $\frac{v_1}{v_2} = 1,6$)						
Верх	2789	378022	1,63	16	отсутствует	232
Центр	719	108348	3,04	14	G ₁₃ (31,7%), G ₁₄ (22,7%), G ₁₂ (22,6%), G ₁₅ (10,9%)	183
Низ	1161	163436	2,47	14	отсутствует	193
Листовая прокатка со скоростной асимметрией ($\varepsilon = 58,2\%$, $\frac{v_1}{v_2} = 1,7$)						
Верх	2714	376517	1,63	16	отсутствует	229
Центр	886	133417	2,74	14	G ₁₃ (33,8%), G ₁₄ (28,1%), G ₁₅ (13,8%), G ₁₂ (13,0%)	190
Низ	1223	178499	2,37	14	отсутствует	193

Установлено, что при симметричной листовой прокатке с малым относительным обжатием ($\varepsilon = 13,8\%$) формируется ферритно-перлитная структура (доля феррита: верх – 83%, центр – 83%, низ – 84%) с мелким размером ферритного зерна ($G = 11$ балл) по всей толщине листа (табл. 5.5). Однако при этом наблюдается разнотернистость в верхней части: $G_9(35,1\%)$, $G_{10}(24,3\%)$, $G_{11}(14,7\%)$, $G_8(13,8\%)$, и в центре листа: $G_9(32,3\%)$, $G_8(23,5\%)$, $G_{10}(22,2\%)$, $G_{11}(10,7\%)$. Средний диаметр ферритного зерна составил: верх – 8,19 мкм, центр – 8,83 мкм, низ – 8,42 мкм. В центре листа слабо проявляется ликвационная полоса в виде полосчатости с присутствием закалочных структур (бейнит/мартенсит) (рис. 5.25, а).

При симметричной листовой прокатке с большим относительным обжатием ($\varepsilon = 54,1\%$) ферритно-перлитная структура (доля феррита: верх – 88%, центр – 84%, низ – 86%) приобретает полосчатость. При этом в центре листа проявляется ярко выраженная ликвационная полоса в виде закалочных структур (бейнит/мартенсит) (рис. 5.25, б). Микроструктура по толщине сильно неоднородна (табл. 5.5). Разница между поверхностью ($G = 14$ балл) и центром ($G = 12$ балл) составляет 2 балла. Кроме того, по всей толщине наблюдается разнотернистость: верх – $G_{13}(33,9\%)$, $G_{14}(27,1\%)$, $G_{12}(17,6\%)$, $G_{15}(13,6\%)$, центр – $G_{11}(33,1\%)$, $G_{12}(29,4\%)$, $G_{13}(14,6\%)$, $G_{10}(12,7\%)$, низ – $G_{13}(31,2\%)$, $G_{14}(25,2\%)$, $G_{12}(23,4\%)$, $G_{15}(11,9\%)$. Средний диаметр ферритного зерна составил: верх – 2,84 мкм, центр – 4,86 мкм, низ – 2,91 мкм.

Согласно условиям эксперимента симметричная листовая прокатка, а также листовая прокатка со скоростной асимметрией, во всех вариантах с большим относительным обжатием ($50\% \leq \varepsilon \leq 60\%$) проводились при одинаковом установленном начальном межвалковом зазоре 1,0 мм. Более высокие при прочих равных условиях фактические значения относительных обжатий при листовой прокатке со скоростной асимметрией ($\varepsilon = 56,4\%$ при $\frac{v_1}{v_2} = 1,5$; $\varepsilon = 57,1\%$ при $\frac{v_1}{v_2} = 1,6$; $\varepsilon = 58,2\%$ при $\frac{v_1}{v_2} = 1,7$) в сравнении с симметричной прокаткой ($\varepsilon = 54,1\%$) были обусловлены снижением усилий и, соответственно, уменьшением влияния на межвалковый зазор упругой деформации клетки.

При листовой прокатке со скоростной асимметрией ($\varepsilon = 56,4\%$, $\frac{v_1}{v_2} = 1,5$) формируется дисперсная ферритно-перлитно-бейнитная микроструктура с присутствием свободного цементита. Доля феррита: верх – 86%, центр – 86%, низ – 85%. Ликвационная полоса очень слабо выраженная, проявляется в виде зерен закалочных структур (бейнит/мартенсит) (рис. 5.25, в). Микроструктура по толщине становится существенно более однородной (табл. 5.5). Разница между поверхностью ($G = 15$ балл) и центром ($G = 14$ балл) составляет 1 балл. Средний диаметр ферритного зерна составил: верх – 1,75 мкм, центр – 3,15 мкм, низ – 2,25 мкм. Разнотернистость наблюдается только в нижнем слое со стороны нижнего (медленного) вала: $G_{14}(33,1\%)$, $G_{15}(24,9\%)$, $G_{13}(22,6\%)$, $G_{16}(12,5\%)$. Отметим, что формально данная разнотернистость

обусловлена тем, что доля ферритных зерен 16 балла $G_{16}(12,5\%)$ превысила допустимый порог в 10%.

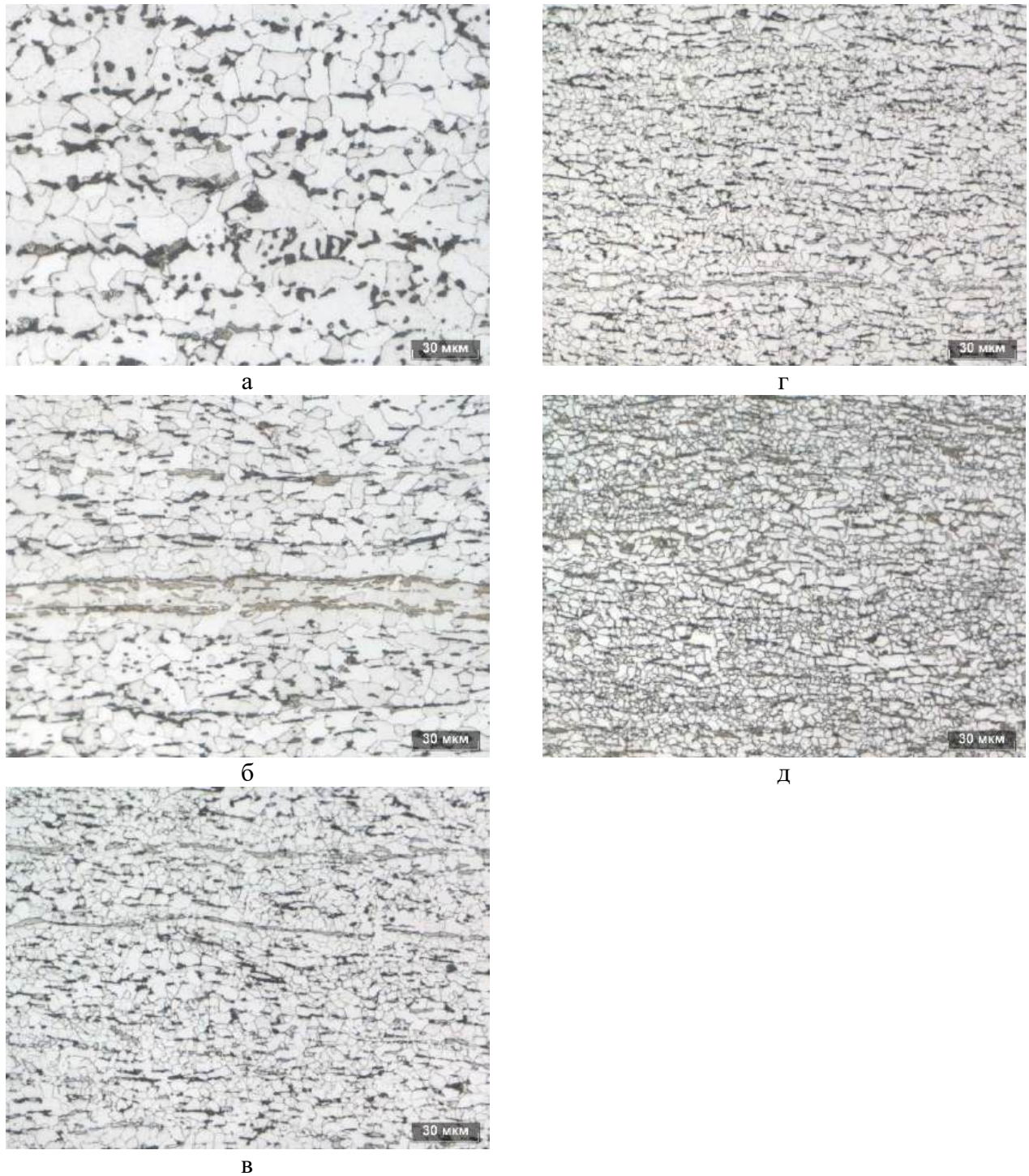


Рисунок 5.25 – Микроструктура в центре опытных образцов: а – симметричная листовая прокатка ($\varepsilon = 13,8\%$); б – симметричная листовая прокатка ($\varepsilon = 54,1\%$); в – листовая прокатка со скоростной асимметрией ($\varepsilon = 56,4\%$, $\frac{v_1}{v_2} = 1,5$); г – листовая прокатка со скоростной асимметрией ($\varepsilon = 57,1\%$, $\frac{v_1}{v_2} = 1,6$); д – листовая прокатка со скоростной асимметрией ($\varepsilon = 58,2\%$, $\frac{v_1}{v_2} = 1,7$)

С увеличением соотношения скоростей валков от $\frac{v_1}{v_2} = 1,5$ до $\frac{v_1}{v_2} = 1,6$ ликвационная полоса в центре листа проявлялась в виде отдельных зерен закалочных структур (бейнит/мартенсит), т.е. практически отсутствовала (рис. 5.25, г). А при увеличении соотношения скоростей валков до $\frac{v_1}{v_2} = 1,7$ ликвационная полоса полностью отсутствовала. При этом наблюдались отдельные зерна закалочных структур (бейнит/мартенсит) (рис. 5.25, д). Определение причины и механизма формирования ликвационной полосы с закалочными структурами в центре листов требует отдельного исследования, выходящего за рамки данной работы. Тем не менее, результаты настоящих экспериментов подтверждают возможность деформационного воздействия сдвигом на ликвационную полосу методом листовой прокатки со скоростной асимметрией.

Отметим, что в условиях плоской деформации сжатия (при симметричной листовой прокатке) деформация определяется по формуле:

$$\varepsilon = \frac{2}{\sqrt{3}} \ln \frac{h_0}{h_1} \quad (5.13)$$

где h_0 и h_1 – толщина листа до и после деформации, соответственно.

Однако в более общем случае плоской деформации, сочетающей сжатие и сдвиг, деформация ε определяется по формуле:

$$\varepsilon = \frac{2}{\sqrt{3}} \sqrt{\left(\ln \frac{h_0}{h_1} \right)^2 + \left(\frac{\operatorname{tg} \varphi}{2} \right)^2} \quad (5.14)$$

где φ – угол сдвига, рад.

При симметричной горячей прокатке в условиях высокого контактного трения в приповерхностных слоях листа кроме деформации сжатия возникает дополнительная сдвиговая деформация. Однако, ввиду симметрии, сдвиг верхних и нижних слоев происходит относительно центрального слоя прокатываемого листа. Поэтому при симметричной прокатке сдвиговая деформация в центре листа полностью отсутствует. Таким образом, при симметричной прокатке деформированное состояние металла в центре листа описывается формулой (5.13), а в поверхностных слоях при наличии дополнительной сдвиговой деформации – формулой (5.14).

При листовой прокатке со скоростной асимметрией в условиях высокого контактного трения кроме деформации сжатия также возникает дополнительная сдвиговая деформация. Однако сдвиг верхних слоев происходит относительно нижних. В результате сдвиговая деформация прорабатывает всю толщину листа, включая центр. Поэтому при листовой прокатке со скоростной асимметрией деформированное состояние металла по всей толщине листа описывается формулой (5.14). Характер распределения деформации по толщине листа при симметричной и асимметричной прокатке схематически представлен на рис. 5.26.

Панорамное изображение микроструктуры опытных образцов показано на рис. 5.27. Деформационное воздействие на центр листа при асимметричной прокатке объясняется эффектом дополнительном сдвиговой деформации.

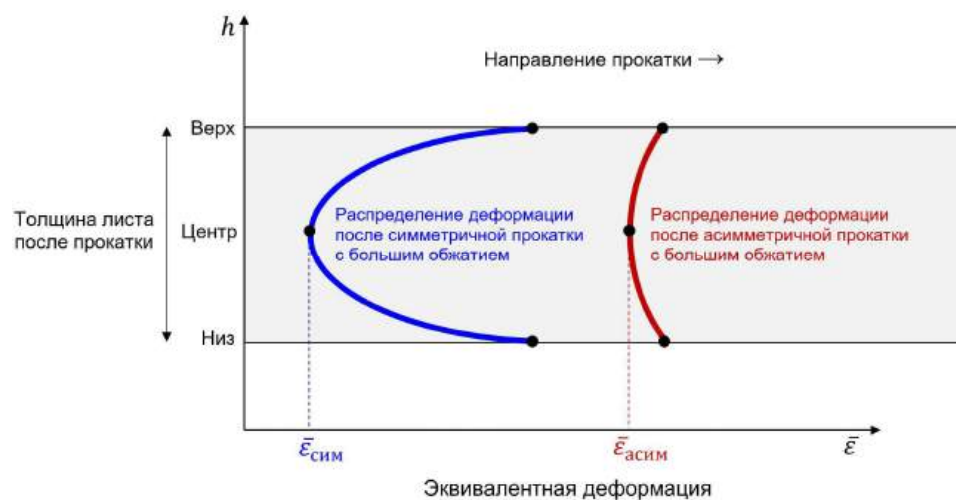


Рисунок 5.26 – Схематическое представление характера распределения деформации по толщине листа при симметричной и асимметричной прокатке

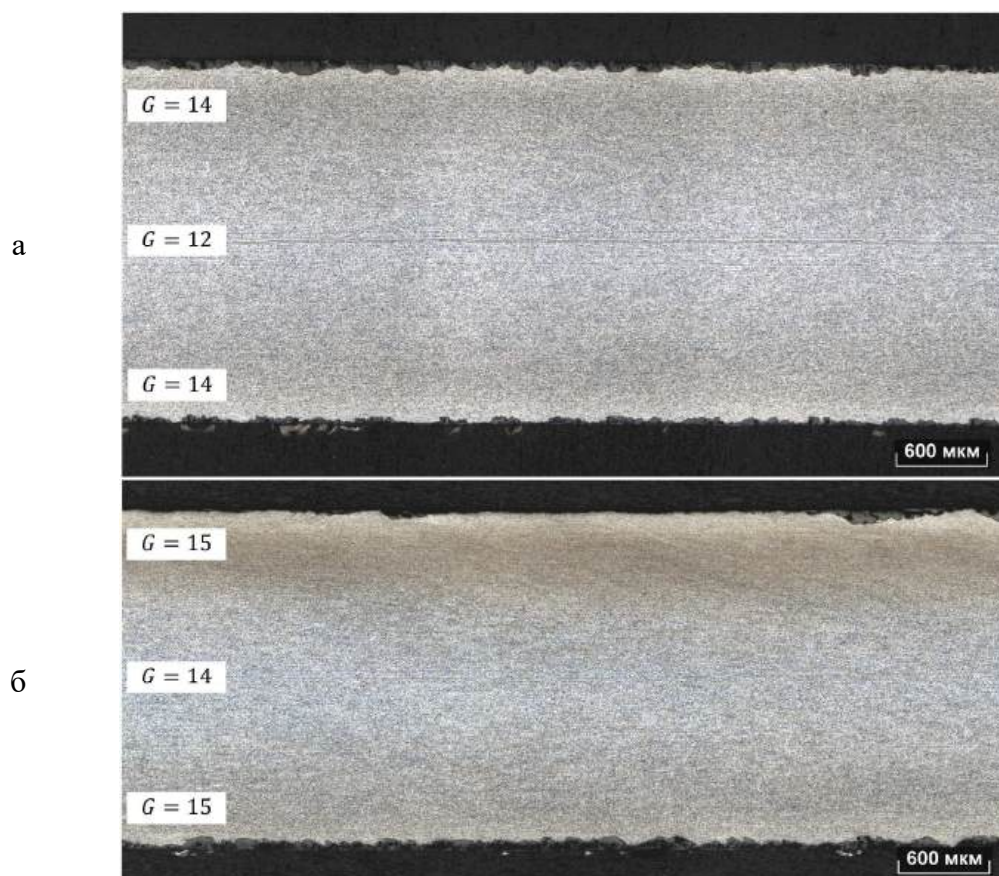
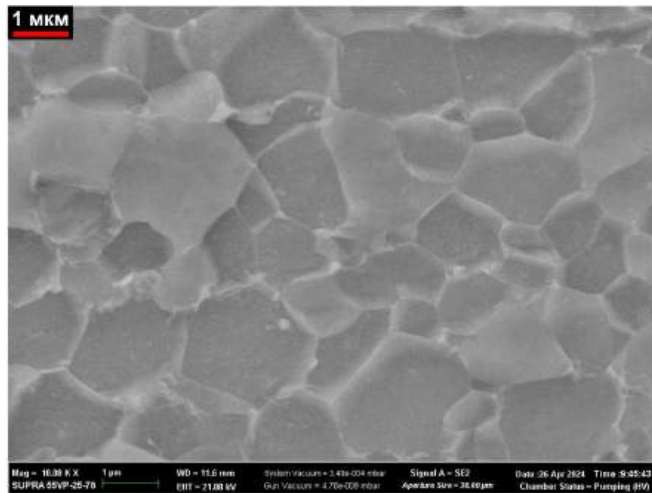
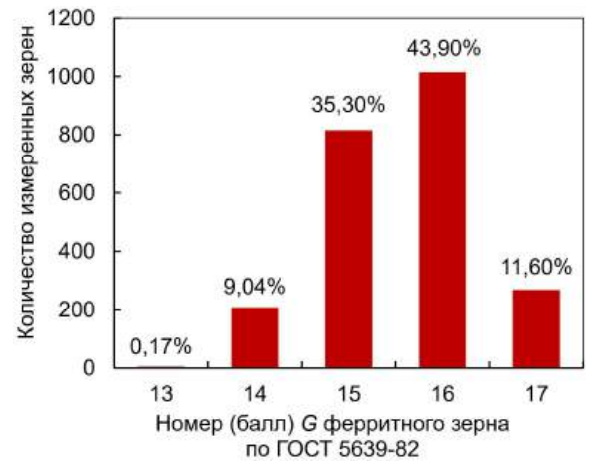


Рисунок 5.27 – Панорамное изображение и соответствующие номера (баллы) G по толщине листов после симметричной ($\varepsilon = 54,1\%$) (а) и асимметричной ($\varepsilon = 56,4\%$, $k_v = 1,5$) (б) прокатки

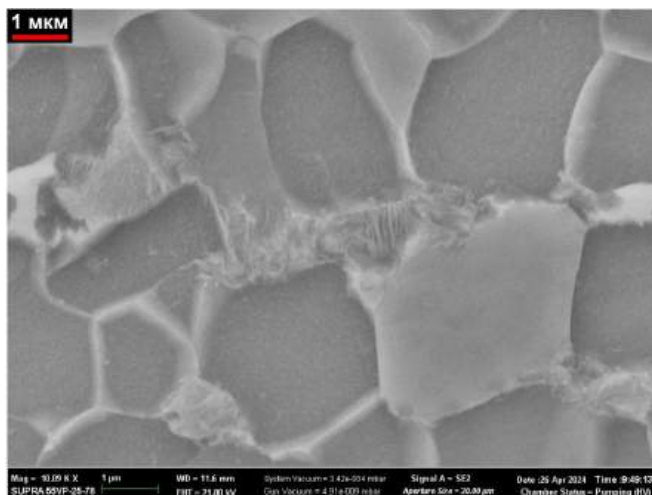
Эффект сдвиговой деформации при листовой прокатке со скоростной асимметрией подтверждается металлографически наличием более мелкого ферритного зерна (рис. 5.28).



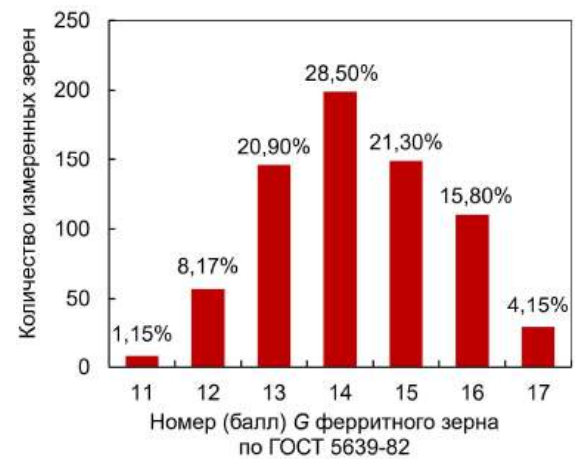
а



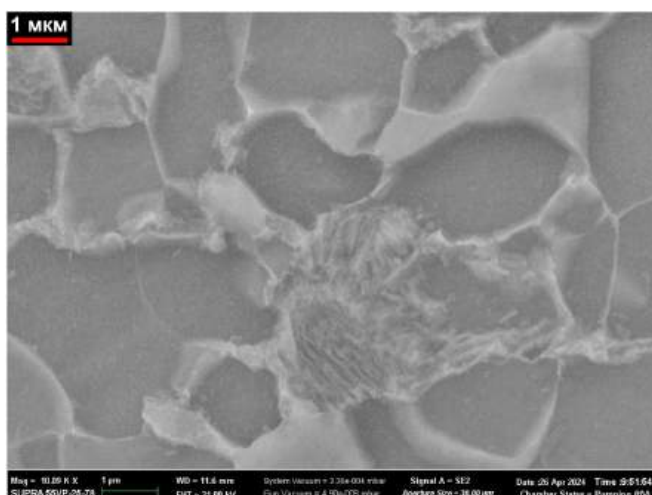
г



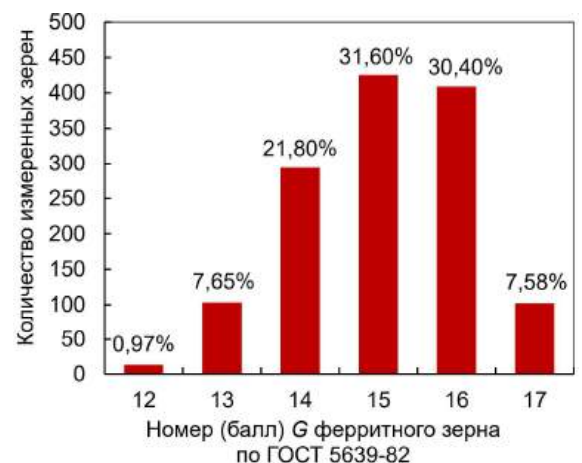
б



д



в



е

Рисунок 5.28 – РЭМ (SEM) изображения (а – верх, б – центр, в – низ) и соответствующие им гистограммы распределения (г, д, е) зерен после листовой прокатки со скоростной асимметрией

$$(\varepsilon = 56,4\%, \frac{v_1}{v_2} = 1,5)$$

При листовой прокатке со скоростной асимметрией была получена микроструктура с $G = 16$ баллом (1,63 мкм) ферритного зерна. Количество зерен на 1 мм^2 составило: $m = 378022$ при $\frac{v_1}{v_2} = 1,6$ и $m = 376517$ при $\frac{v_1}{v_2} = 1,7$ (табл. 5.5). Полученные экспериментальные результаты подтверждают принципиальную возможность формирования ферритного зерна $G = 16$ балла при листовой горячей прокатке низкоуглеродистых С-Mn сталей со скоростной асимметрией.

При горячей прокатке листов со скоростной асимметрией в сочетании с последующим охлаждением листов на воздухе в них формировалась дисперсная ферритно-перлитная микроструктура с присутствием бейнита и свободного цементита (табл. 5.6). В свою очередь, при охлаждении листов водой в них формировалась дисперсная ферритно-бейнитная микроструктура (табл. 5.6).

Таблица 5.6 – Характеристика фазового состава опытных образцов

№	Режим обработки	Позиция по толщине листа	Фазовый состав			Средний размер колоний второй фазы, мкм	Твердость HV (1000 г, 10 с)
			Доля феррита, %	Вторая фаза*	Доля второй фазы, %		
Промышленный лист в состоянии поставки							
0	Исходное состояние	Верх	89	П	11	1,58	183
		Центр	89	П	11	1,81	167
		Низ	88	П	12	1,79	179
Листовая прокатка со скоростной асимметрией (последеформационное охлаждение на воздухе)							
1	$\frac{v_1}{v_2} = 1,5$ $\varepsilon = 56,4\%$	Верх	86	П+Б(Ц)	14	1,28	223
		Центр	86	П+Б(Ц)	14	1,61	183
		Низ	85	П+Б(Ц)	15	1,59	187
2	$\frac{v_1}{v_2} = 1,6$ $\varepsilon = 57,1\%$	Верх	88	П+Б(Ц)	12	1,21	232
		Центр	84	П+Б(Ц)	16	1,57	183
		Низ	88	П+Б(Ц)	12	1,48	193
3	$\frac{v_1}{v_2} = 1,7$ $\varepsilon = 59,3\%$	Верх	87	П+Б	13	1,27	229
		Центр	83	П+Б	17	1,49	190
		Низ	86	П+Б	14	1,53	193
Листовая прокатка со скоростной асимметрией (последеформационное охлаждение в воде)							
4	$\frac{v_1}{v_2} = 1,5$ $\varepsilon = 54,5\%$	Верх	88	Б	12	2,41	247
		Центр	80	Б	20	3,84	239
		Низ	82	Б	18	2,18	228
5	$\frac{v_1}{v_2} = 1,6$ $\varepsilon = 57,3\%$	Верх	79	Б	21	1,71	234
		Центр	75	Б	25	3,89	242
		Низ	86	Б	14	1,88	229
6	$\frac{v_1}{v_2} = 1,7$ $\varepsilon = 59,3\%$	Верх	79	Б(Ц)	21	2,07	233
		Центр	79	Б(Ц)	21	2,69	219
		Низ	85	Б(Ц)	15	1,81	231

*Ф – феррит, П – перлит, Б – бейнит, Ц – цементит

Сравнение гистограмм распределения зерен после листовой прокатки со скоростной асимметрией ($\frac{v_1}{v_2} = 1,5$) в сочетании с последующим охлаждением листов на воздухе и в воде представлено на рис. 5.29.

Количественный металлографический анализ показал (табл. 5.7), что при листовой горячей прокатке со скоростной асимметрией наиболее дисперсная микроструктура формируется в приповерхностном слое листа, соответствующем контакту с валком, вращающимся с большей скоростью. Наибольшее количество зерен на 1 мм^2 составило: $m = 378022$ ($d_m = 1,63 \text{ мкм}$) при $\frac{v_1}{v_2} = 1,6$ и охлаждении на воздухе; $m = 475239$ ($d_m = 1,45 \text{ мкм}$) при $\frac{v_1}{v_2} = 1,5$ и охлаждении водой. Этому слою также соответствовала и наибольшая твердость HV. В сравнении с исходным состоянием (промышленным листом в состоянии поставки) твердость HV возросла с 183 до 232 (+27%) при охлаждении на воздухе, и с 183 до 247 (+35%) при охлаждении водой.

При листовой прокатке со скоростной асимметрией в условиях высокого контактного трения кроме деформации сжатия возникает дополнительная сдвиговая деформация, которая является ключевым фактором, определяющим дисперсность микроструктуры. Наибольшее количество зерен на 1 мм^2 , наименьший средний размер ферритного зерна, наименьший средний размер колоний второй фазы, отсутствие разнотерности, а также наибольшая твердость HV подтверждают тот факт, что при листовой горячей прокатке со скоростной асимметрией наиболее высокая сдвиговая деформация соответствует контакту с валком, вращающимся с большей скоростью. Некоторая неоднородность микроструктуры по толщине листа, возможно, является следствием неравномерности изменения температуры по толщине листа и, соответственно, неполного прохождения динамического ферритного превращения. Для получения однородной микроструктуры, например, с $G = 16$ баллом ферритного зерна по всей толщине листа требуется оптимизация температурных, деформационных и скоростных условий листовой горячей прокатки со скоростной асимметрией, а также оптимизация условий последеформационного охлаждения.

Оптические изображения микроструктуры опытных образцов (0,09C-1,6Mn) после листовой прокатки со скоростной асимметрией ($\frac{v_1}{v_2} = 1,5$) с охлаждением на воздухе и водой представлены на рис. 5.30-5.31.

Предполагается, что разнотерность в центре опытных образцов в представленных выше экспериментах могла быть обусловлена тем, что процесс динамического ферритного превращения проходил частично и был не полным. Поэтому далее требовалось определить

условия, обеспечивающие полное прохождение динамического ферритного превращения при листовой прокатке со скоростной асимметрией.

Таблица 5.7 – Характеристика микроструктуры опытных образцов

№	Режим обработки	Позиция по толщине листа	Количество измеренных зерен	Количество зерен на 1 мм ² , <i>m</i>	Разнозернистость	Средний диаметр зерна феррита <i>d_m</i> , мкм	Номер (балл) зерна феррита <i>G</i>
Листовая прокатка со скоростной асимметрией (последедеформационное охлаждение на воздухе)							
1	$\frac{v_1}{v_2} = 1,5$ $\varepsilon = 56,4\%$	Верх	2311	326491	отсутствует	1,75	15
		Центр	698	100985	отсутствует	3,15	14
		Низ	1346	198139	G ₁₄ (33,1%), G ₁₅ (24,9%), G ₁₃ (22,6%), G ₁₆ (12,5%)	2,25	15
2	$\frac{v_1}{v_2} = 1,6$ $\varepsilon = 57,1\%$	Верх	2789	378022	отсутствует	1,63	16
		Центр	719	108348	G ₁₃ (31,7%), G ₁₄ (22,7%), G ₁₂ (22,6%), G ₁₅ (10,9%)	3,04	14
		Низ	1161	163436	отсутствует	2,47	14
3	$\frac{v_1}{v_2} = 1,7$ $\varepsilon = 59,3\%$	Верх	2714	376517	отсутствует	1,63	16
		Центр	886	133417	G ₁₃ (33,8%), G ₁₄ (28,1%), G ₁₅ (13,8%), G ₁₂ (13,0%)	2,74	14
		Низ	1223	178499	отсутствует	2,37	14
Листовая прокатка со скоростной асимметрией (последедеформационное охлаждение водой)							
4	$\frac{v_1}{v_2} = 1,5$ $\varepsilon = 54,5\%$	Верх	2687	475239	отсутствует	1,45	16
		Центр	405	82573	G ₁₂ (33,1%), G ₁₃ (29,9%), G ₁₄ (17,3%), G ₁₁ (11,3%)	3,48	13
		Низ	1158	214189	G ₁₄ (35,5%), G ₁₅ (28,5%), G ₁₃ (20,0%), G ₁₆ (12,5%)	2,16	15
5	$\frac{v_1}{v_2} = 1,6$ $\varepsilon = 57,3\%$	Верх	1943	349964	отсутствует	1,69	15
		Центр	440	85120	G ₁₂ (36,9%), G ₁₃ (33,8%), G ₁₄ (15,2%)	3,43	13
		Низ	1068	174715	G ₁₃ (26,4%), G ₁₄ (25,9%), G ₁₅ (17,6%), G ₁₂ (12,5%), G ₁₆ (10,5%)	2,39	14
6	$\frac{v_1}{v_2} = 1,7$ $\varepsilon = 59,3\%$	Верх	943	150821	G ₁₃ (39,0%), G ₁₄ (28,5%), G ₁₅ (12,1%), G ₁₂ (10,6%)	2,57	14
		Центр	578	109307	отсутствует	3,02	14
		Низ	920	149254	G ₁₃ (33,8%), G ₁₄ (27,5%), G ₁₅ (16,1%), G ₁₂ (13,8%)	2,59	14

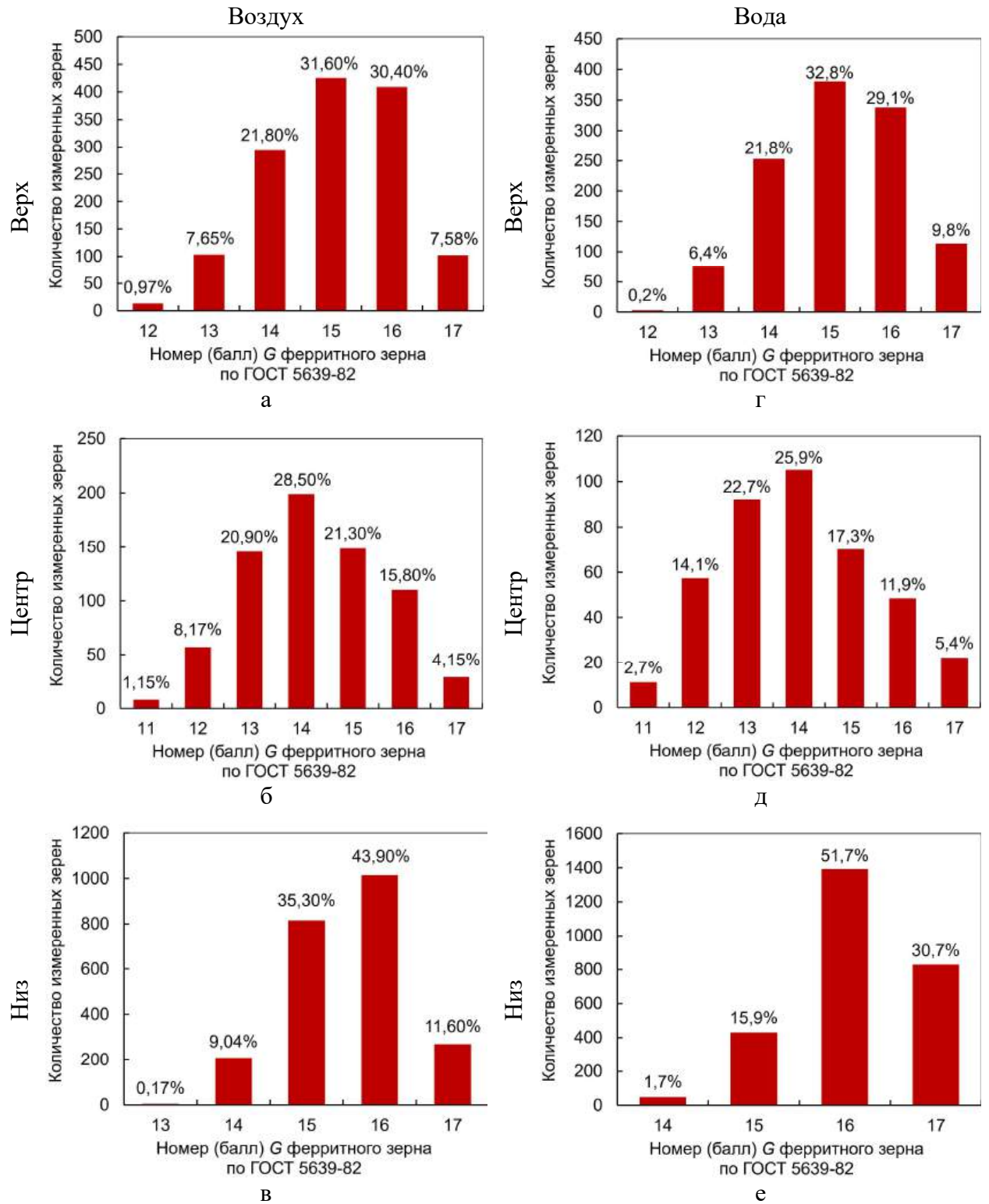


Рисунок 5.29 – Гистограммы распределения зерен после асимметричной прокатки

($\frac{v_1}{v_2} = 1,5$) с охлаждением на воздухе (а, б, в) и с охлаждением в воду (г, д, е)

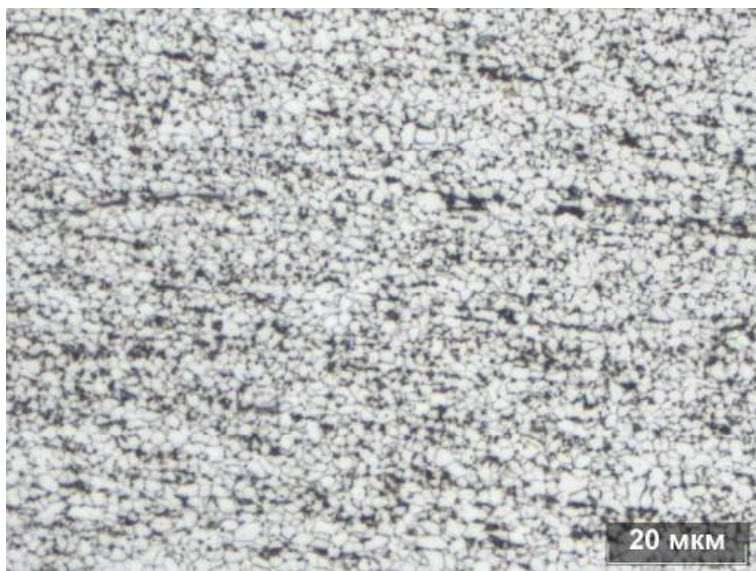


Рисунок 5.30 – Оптическое изображение микроструктуры (0,09C-1,6Mn) после листовой прокатки со скоростной асимметрией ($\frac{v_1}{v_2} = 1,5$) с охлаждением на воздухе



Рисунок 5.31 – Оптическое изображение микроструктуры (0,09C-1,6Mn) после листовой прокатки со скоростной асимметрией ($\frac{v_1}{v_2} = 1,5$) с охлаждением с охлаждением водой

5.4 Экспериментальное исследование листовой прокатки со скоростной асимметрией с эффектом полного динамического ферритного превращения

Процесс динамического ферритного превращения, также как и процесс динамической рекристаллизации, может быть частичным или полным. Если процесс динамического ферритного превращения будет проходить частично, то формирующаяся, в итоге,

микроструктура будет разнотермической и включать долю нагартованных ферритных зерен. Такая микроструктура, как правило, считается нежелательной.

По результатам выполненных исследований сформулировано температурное условие полного динамического ферритного превращения и предложена схема процесса (рис. 5.32):

$$\Delta T_{\varepsilon} = Ar_3 - T_{A \rightarrow \Phi}^K \quad (5.15)$$

где ΔT_{ε} – величина понижения температуры металла в очаге деформации, необходимая для реализации механизма динамического ферритного полного превращения.

В отличие от известных схем при однопроходной листовой горячей прокатке со скоростной асимметрией в очаге одновременно с созданием деформации $\varepsilon > 1$ должно осуществляться понижение температуры металла от точки начала ферритного превращения Ar_3 (на входе в очаг) до точки конца ферритного превращения $T_{A \rightarrow \Phi}^K$ (на выходе из очага) (рис. 5.32-5.33).

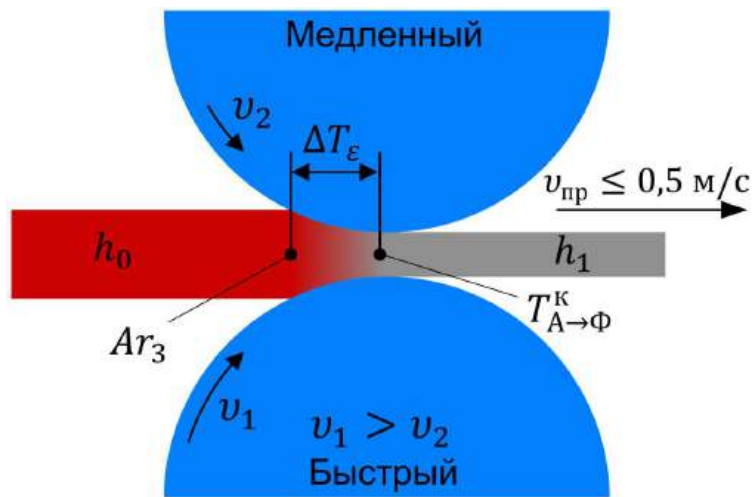


Рисунок 5.32 – Схема листовой прокатки со скоростной асимметрией с эффектом полного динамического ферритного превращения

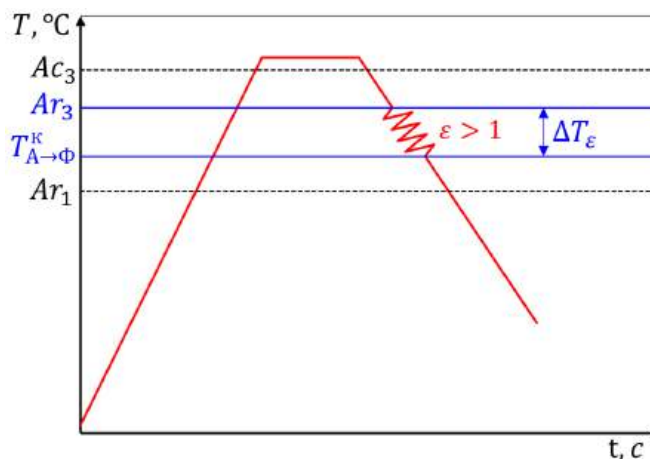


Рисунок 5.33 – К представлению деформационных и температурных условий листовой прокатки со скоростной асимметрией

Фазовую точку конца ферритного превращения $T_{A \rightarrow \Phi}^K$ (рис. 5.34-5.36) в первом приближении можно определить по температуре, при которой ускорение $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения становится максимально близким к нулю (рис. 5.35).

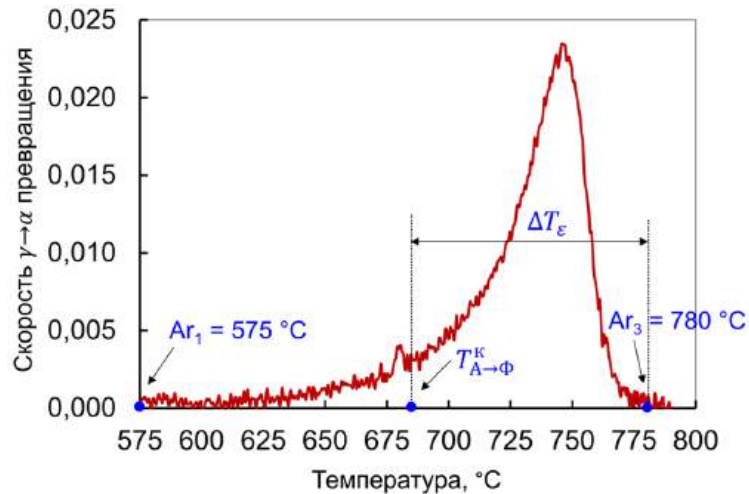


Рисунок 5.34 – К представлению температурного интервала ΔT_ε на графике, описывающем скорость $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения

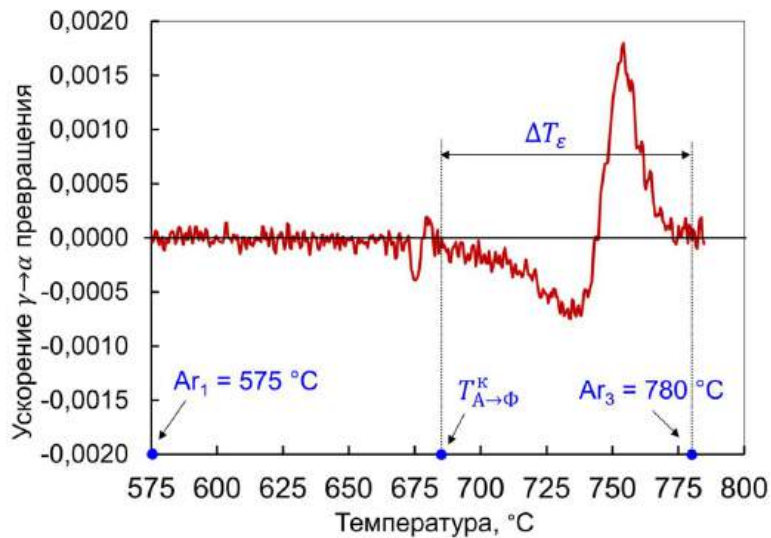


Рисунок 5.35 – К определению температуры $T_{A \rightarrow \Phi}^K$

Для понижения температуры металла в очаге деформации листовую прокатку со скоростной асимметрией необходимо проводить на низкой скорости при величине параметра формы очага деформации по высоте $l_d/h_{cp} > 5$ (геометрический фактор).

На основе дилатометрических исследований показано (рис. 5.37), что увеличение скорости предварительного охлаждения с $\dot{T} = 1$ °C/с до $\dot{T} = 20$ °C/с позволяет существенно уменьшить величину ΔT_ε (со 100 °C до 50 °C). Наличие предварительной деформации при этом увеличивает ΔT_ε (рис. 5.38).

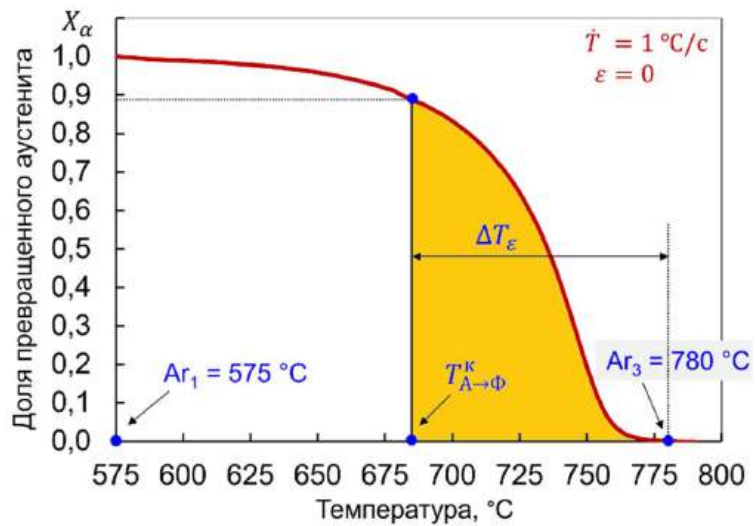


Рисунок 5.36 – К представлению температурного интервала ΔT_ε на графике, описывающем кинетику $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения

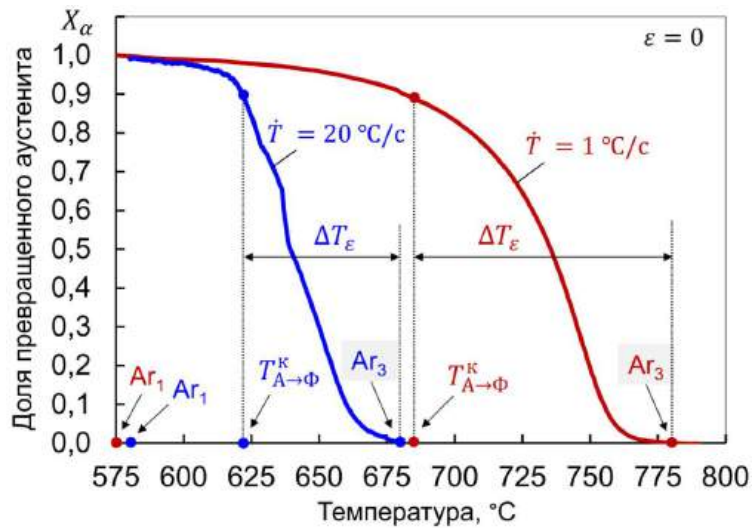


Рисунок 5.37 – Влияние скорости предварительного охлаждения $\dot{T}$ на кинетику $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения

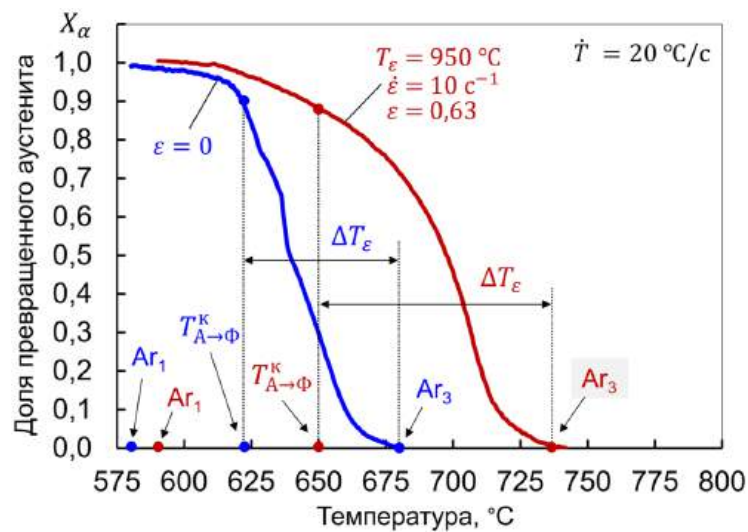


Рисунок 5.38 – Влияние предварительной деформации ε на кинетику $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения

Теплоотвод в очаге деформации через контактную поверхность рабочих валков должен также компенсировать повышение температуры металла вследствие деформационного разогрева [144, 273-275], определяемого по формуле:

$$\Delta T = \frac{\beta}{\rho c_p} \int_0^\varepsilon \sigma d\varepsilon \quad (5.16)$$

где β – коэффициент преобразования работы деформации в тепло; ρ – плотность; σ – напряжение; ε – деформация; c_p – удельная теплоемкость.

Фазовые переходы, не связанные с поглощением или выделением теплоты и изменением объема, называются фазовыми переходами II рода. Эти переходы характеризуются постоянством объема и энтропии, но скачкообразным изменением теплоемкости. Рост удельной теплоемкости c_p при понижении температуры (при $\gamma \rightarrow \alpha$) (рис. 5.39), с учетом того, что $\int_0^\varepsilon \sigma d\varepsilon$ слабо меняется (рис. 5.40), приводит к тому, что деформационный разогрев согласно формуле (5.16) в двухфазной γ/α -области существенно ниже, чем деформационный разогрев в однофазной γ -области, что является дополнительным фактором, обеспечивающим заданное ΔT_ε .

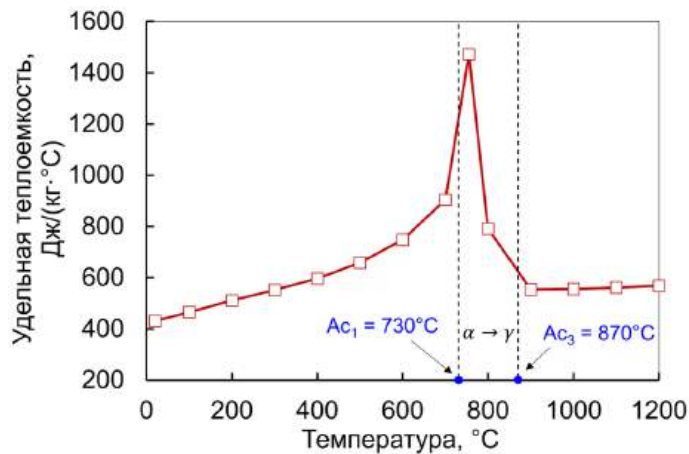


Рисунок 5.39 – Рост удельной теплоемкости в двухфазной γ/α -области

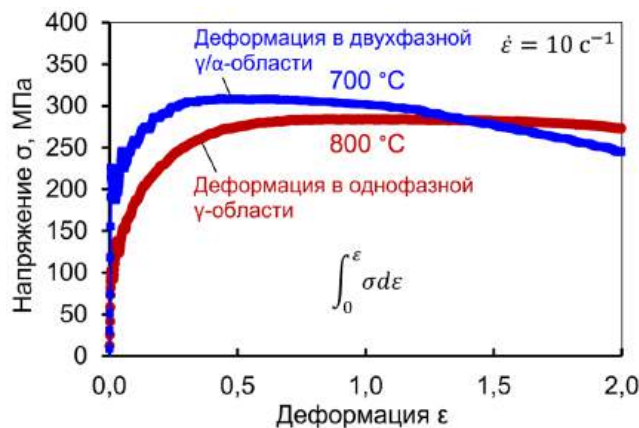


Рисунок 5.40 – К сравнению интегралов $\int_0^\varepsilon \sigma d\varepsilon$ при деформации в однофазной (γ) и двухфазной (γ/α) области

Расчетное поле деформаций и температурное поле при листовой прокатке со скоростной асимметрией с понижением температуры металла в очаге деформации ΔT_ϵ представлено на рис. 5.41-5.42.

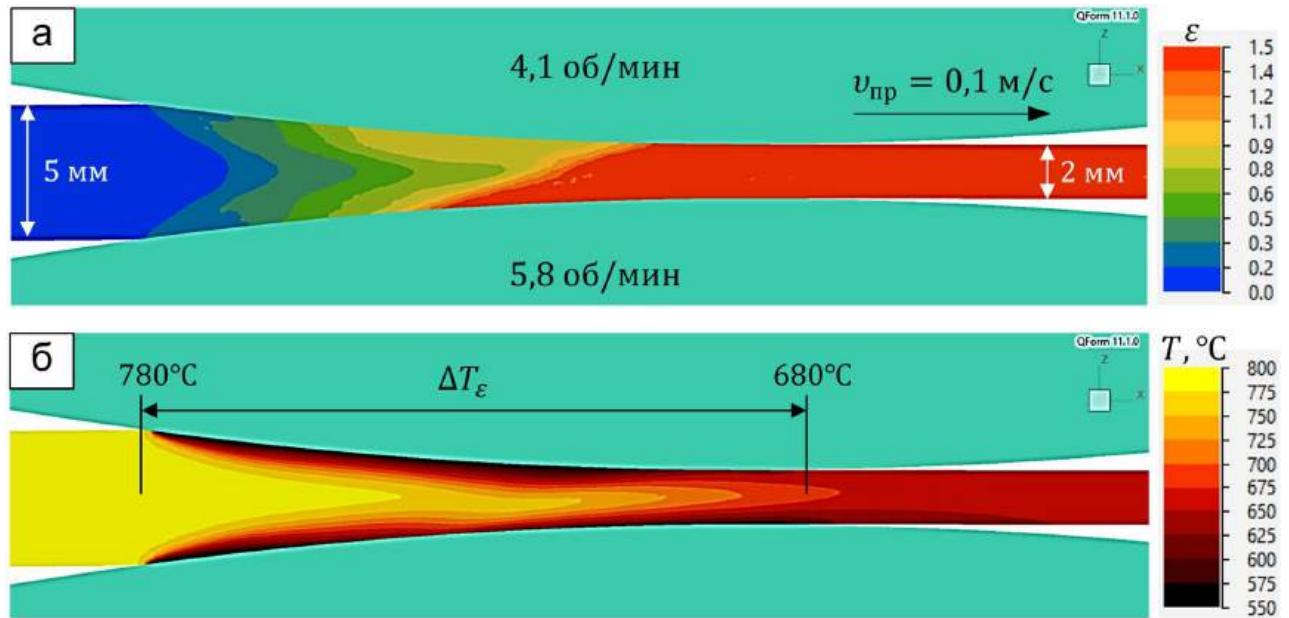


Рисунок 5.41 – Поле деформаций (а) и температурное поле (б) при листовой прокатке со скоростной асимметрией

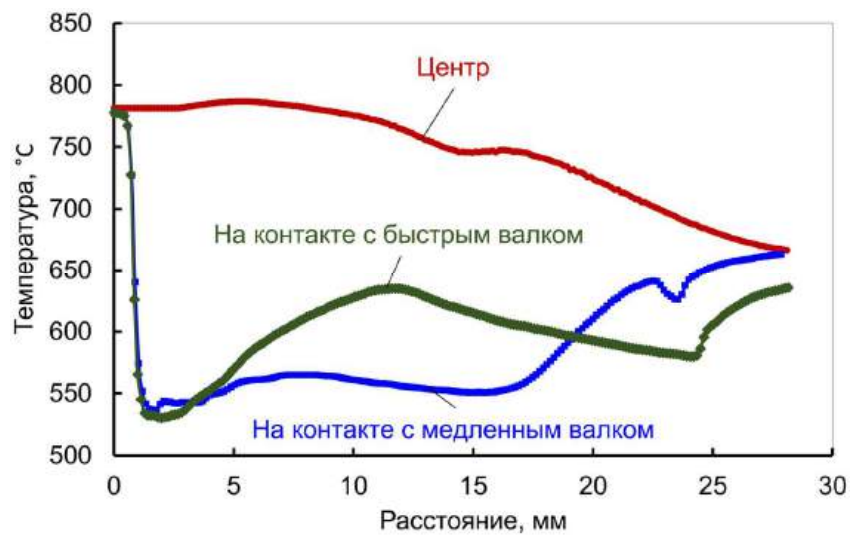


Рисунок 5.42 – Понижение температуры металла ΔT_ϵ в центре листа и на контакте с рабочими валками (результаты расчета, см. рис. 5.41, б)

На рис. 5.43 в качестве примера представлен деформируемый лист (вид сбоку) при прокатке со скоростной асимметрией с понижением температуры металла в очаге деформации ΔT_ϵ .



Рисунок 5.43 – Фото деформируемого листа при прокатке со скоростной асимметрией с понижением температуры металла в очаге деформации ΔT_ϵ

В практике прокатного производства хорошо известно наличие изгиба листа вверх или вниз при неравенстве скоростей рабочих валков. Вследствие разницы скоростей, выходящий передний конец прокатываемого листа стремится идти не в горизонтальном направлении, а изогнуться в сторону одного из валков [276-278]. Многочисленными теоретическими и экспериментальными исследованиями установлено, что при прочих равных условиях прокатки кривизна и направление вертикального изгиба зависят от относительного обжатия и толщины прокатываемого листа, в частности, от параметра формы очага деформации $\frac{l_d}{h_{cp}}$. При малых обжатиях лист стремится изогнуться в сторону валка, вращающегося с меньшей окружной скоростью, а при больших обжатиях – в сторону валка, вращающегося с большей окружной скоростью. Существуют и такие условия, когда лист при прокатке в валках с различными скоростями выходит из валков без вертикального изгиба. Лист не изгибается, если $\frac{l_d}{h_{cp}} \cong 1,8 \dots 2,2$ и $\frac{l_d}{h_{cp}} \cong 5 \dots 6$. Приложение переднего натяжения позволяет решить проблему вертикального изгиба для любых соотношений $\frac{l_d}{h_{cp}}$. В данной работе для предотвращения вертикального изгиба листовую прокатку со скоростной асимметрией проводили при $\frac{l_d}{h_{cp}} \cong 5 \dots 6$.

Проведены исследования микроструктуры опытных образцов, полученных методом листовой прокатки со скоростной асимметрией с эффектом полного динамического ферритного превращения. Металлографические исследования выполнялись в НИИ Наносталей (г. Магнитогорск), в лаборатории ООО «Тиксомет» (г. Санкт-Петербург), в лаборатории прецизионной микроскопии (г. Тольятти). На примере низкоуглеродистой С-Mn стали (табл. 5.9) экспериментально установлено, что применение скоростной асимметрии позволяет сформировать мелкозернистую структуру (рис. 5.44-5.45).

Таблица 5.9 – Химический состав низкоуглеродистой С-Mn стали

C	Mn	Si	P	S	Примечание
мас. %					
0,085	1,58	0,64	0,016	0,015	Другие элементы в виде примесей: Cr = 0,019%, Ni = 0,032%, Cu = 0,055%, Al = 0,045%, V = 0,0035%, Ti = 0,013%, Mo < 0,002%, Nb = 0

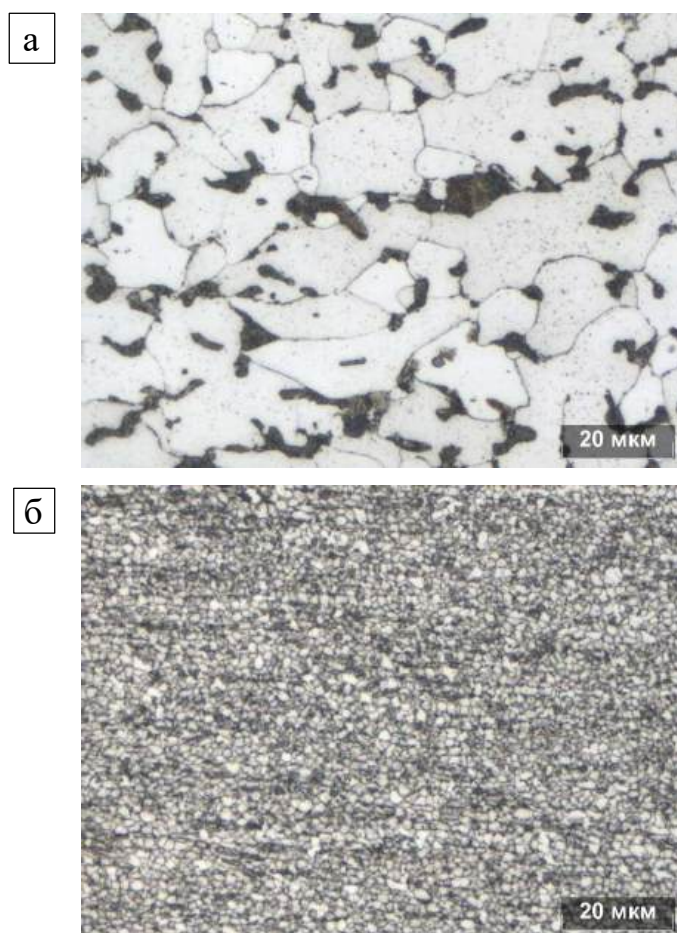


Рисунок 5.44 – Оптическое изображение ($\times 1000$) микроструктуры (0,09C-1,6Mn):

а – после симметричной листовой прокатки; б – после листовой прокатки со скоростной асимметрией (охлаждение на воздухе)

На рис. 5.45 показано РЭМ (SEM) изображение микроструктуры.

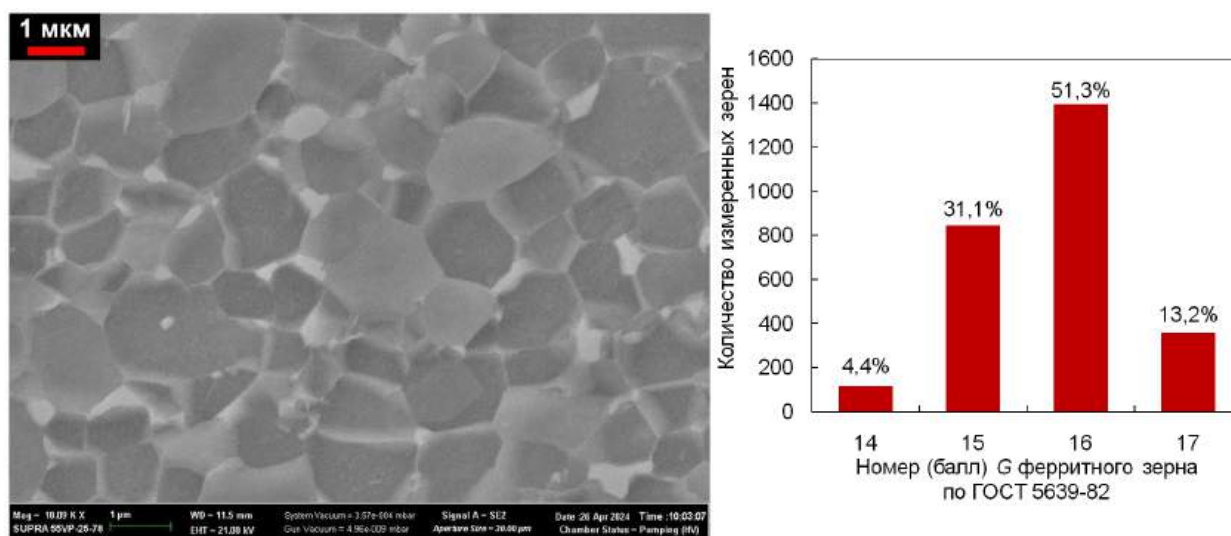
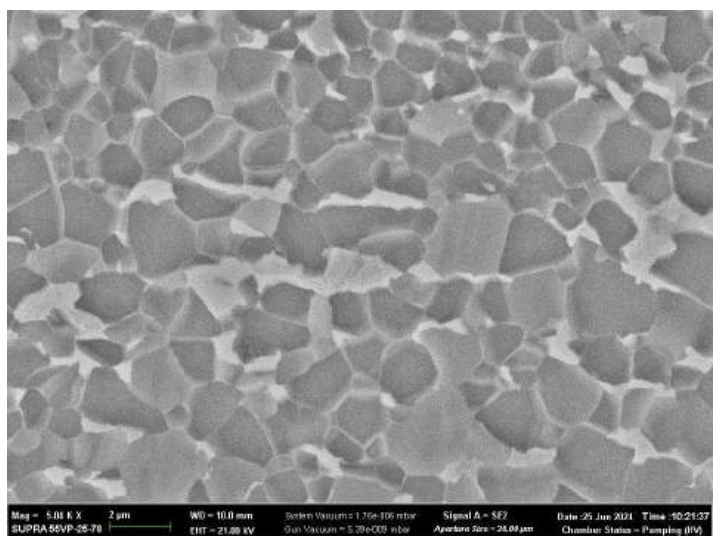


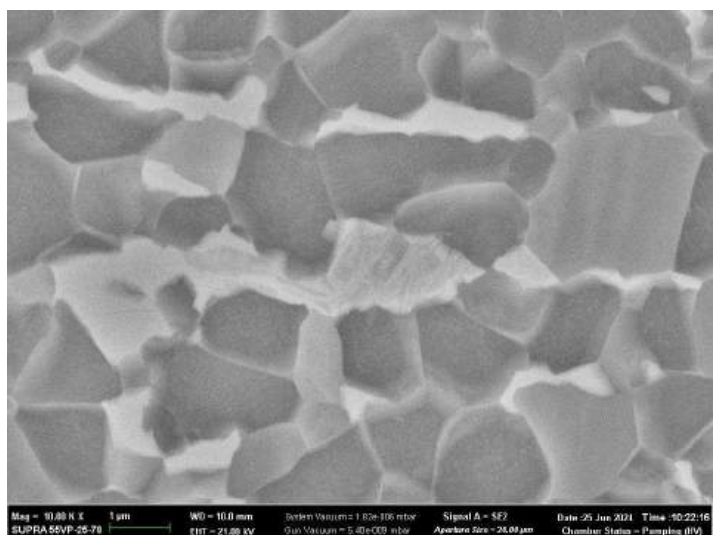
Рисунок 5.45 – РЭМ (SEM) изображение микроструктуры (0,09C-1,6Mn)

и количественное распределение зерен после листовой прокатки со скоростной асимметрией (охлаждение на воздухе)

На рис. 5.46 показано РЭМ (SEM) изображение микроструктуры.



а



б

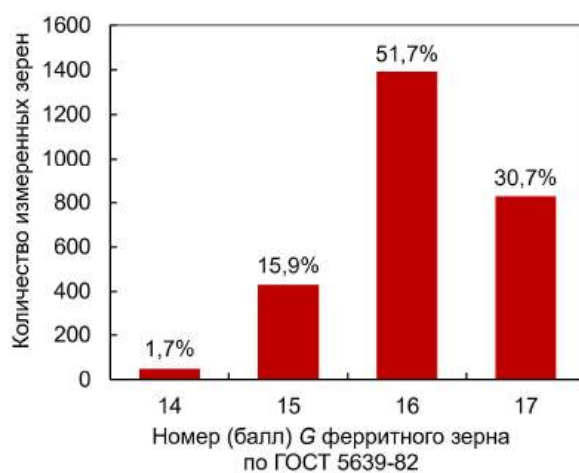


Рисунок 5.46 – РЭМ (SEM) изображения микроструктуры (0,09C-1,6Mn) при увеличении $\times 5000$ (а) и увеличении $\times 10000$ (б) после листовой прокатки со скоростной асимметрией (охлаждение водой)

Растровая электронная микроскопия (РЭМ, SEM), электронная дифракция (ДОРЭ, EBSD) выполнена в Лаборатории прецизионной микроскопии¹ Научно-исследовательского института прогрессивных технологий ФГБОУ ВО «Тольяттинский государственный университет» (Протокол испытаний № 034.6.25 от 25.09.2025) с применением растрового электронного микроскопа Zeiss SIGMA с энергодисперсионным рентгеновским спектрометром анализатором ApolloX (EDAX, AMETEK), анализатором электронной дифракции Hikari EBSD Camera (TSL, EDAX). Целью было получение изображений зеренной структуры по толщине горячекатаного проката (верх, центр, низ) (см. рис. 5.24). Квадратная область сканирования имела следующие размеры: 8, 16, 32, 80 мкм для опытных образцов с мелкозернистой структурой (после листовой прокатки со скоростной асимметрией); 16, 32, 80, 160 мкм для опытных образцов с крупнозернистой структурой (в исходном состоянии – после промышленной прокатки).

Гистограммы распределений размера зерен строились для областей размером 80 мкм для опытных образцов с мелкозернистой структурой, и для областей размером 160 мкм для опытных образцов с крупнозернистой структурой. Для полученных карт строились гистограммы распределений углов разориентировки кристалла на границах зерен. Были приняты следующие обозначения: ND (НН) – нормальное направление, нормаль плоскости листа; TD (ПН) – поперечное направление, плоскость исследования; RD (НП) – направление прокатки.

Были получены изображения IPF map, показывающие карту структуры с цветовым обозначением кристаллографического направления близкого к направлению «TD» (ПН) (см. кодировку цветового треугольника обратной полюсной фигуры). Направления осей (расположение образца) показаны на легенде «ND»(НН) и «RD»(НП).

Были получены изображения контраста параметра IQ (Image Quality). Этот параметр косвенно показывает качество детектирования картины электронной дифракции, контрастных полос Кикучи, что связано с идеальностью пространственного расположения и построения кристаллической решетки в точке сканирования. Таким образом, карта показывает темным контрастом области искажения кристаллической решетки (границы зерна, дефекты, внедрения, включения, в том числе внутрикристалльные и фазовые). Параметр слабо чувствителен к рельефу, но чувствителен к электронному воздействию от предыдущего сканирования.

Были получены изображения IPF+IQ map, показывающие цветовое совмещение карт IPF и IQ.

Гистограммы распределения размеров зерен были получены для представительного объема выборки (достаточно большого числа зерен) на максимальной области сканирования: для

¹ Под руководством д.ф.-м.н. Д.Л. Мерсон и к.ф.-м.н. А.В. Данюк

прокатанных образцов – 80 мкм, для исходного образца – 160 мкм. Средний диаметр зерна определяли на основе гистограмм распределения зерен (табл. 5.11) по формуле:

$$\bar{d}_{\text{ср}} = \sum d_i p_i \quad (5.17)$$

где p_i – доля площади.

Эксперименты проводили для следующих условий (табл. 5.8).

Таблица 5.8 – Параметры процесса листовой прокатки со скоростной асимметрией

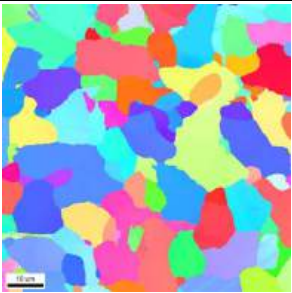
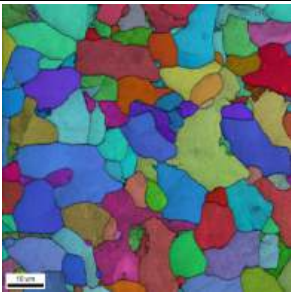
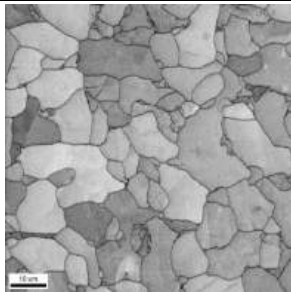
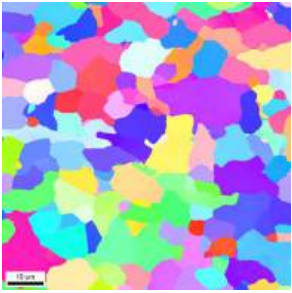
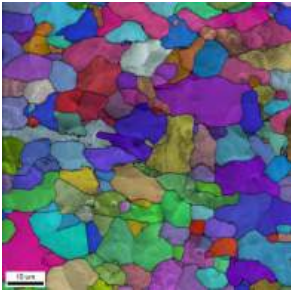
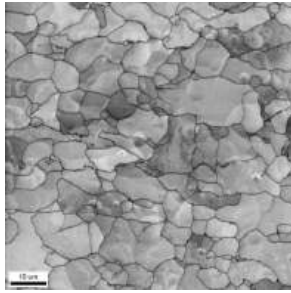
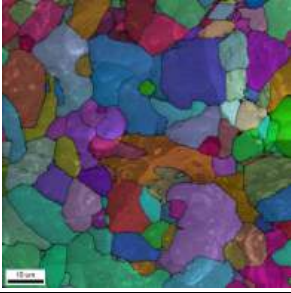
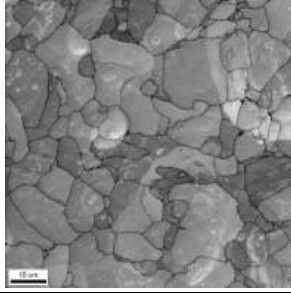
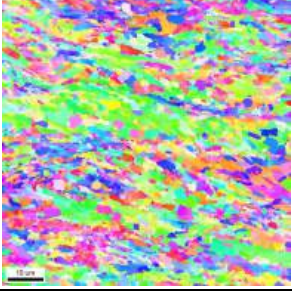
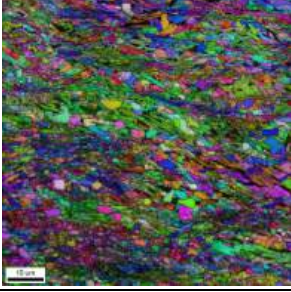
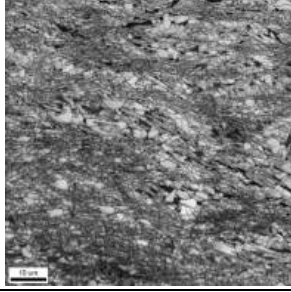
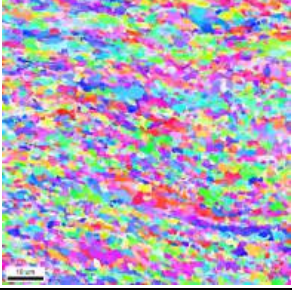
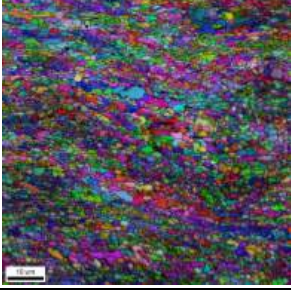
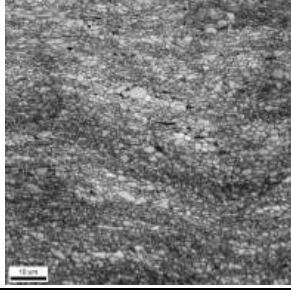
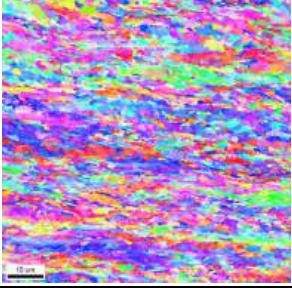
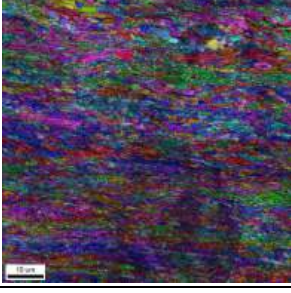
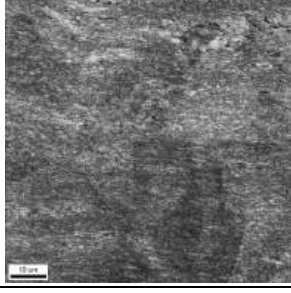
Номер образца	Начальные размеры заготовки			Температура нагрева заготовки, °C	Пауза , сек	Зазор , мм	Частота вращения		Коэффициент соотношения скоростей валков	Условия охлаждения
	толщина , мм	ширина , мм	длина , мм				верхний валок, об/мин	нижний валок, об/мин		
1 (исх.)	5	100	250	-	-	-	-	-	-	-
2	5	100	250	870	15	1	2,9	5,0	1,7	вода
3	5	100	250	870	15	1	2,9	5,0	1,7	воздух
4	5	100	250	870	3	1	5,0	5,0	1,0	вода

Продолжение таблицы 5.8

Номер образца	Относительное обжатие, %	Усилие прокатки, тс	Крутящий момент	
			верхний валок, Н·м	нижний валок, Н·м
1 (исх.)	-	-	-	-
2	57,5	182,6	7853	47808
3	57,7	183,9	7429	44636
4	46,9	225,5	8465	8841

Результаты эксперимента представлены в виде изображений микроструктуры (карты IPF, IQ и IPF+IQ) (табл. 5.10), а также в виде гистограмм распределения размеров зерен и углов разориентировок (табл. 5.11).

Таблица 5.10 – EBSD изображения структуры по толщине листа (верх, центр, низ)

Номер образца	Позиция по толщине	IPF map	IPF+IQ map	IQ map
1 (исх.)	Верх			
	Центр			
	Низ			
2	Верх			
	Центр			
	Низ			

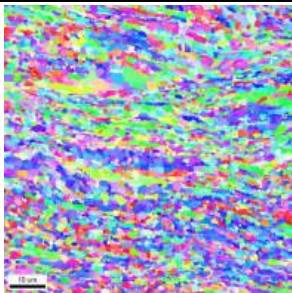
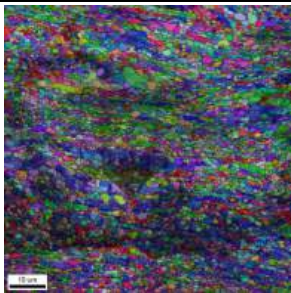
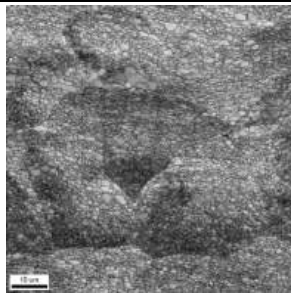
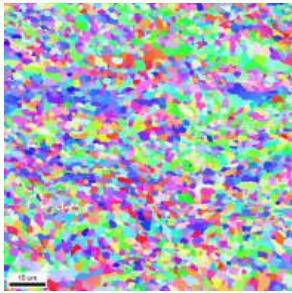
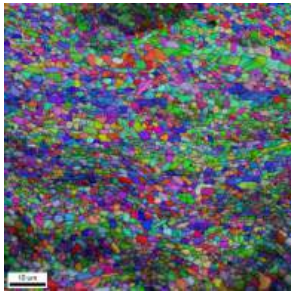
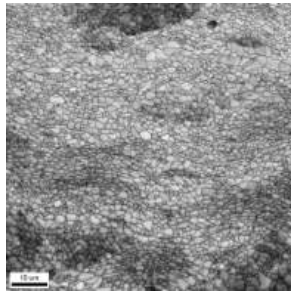
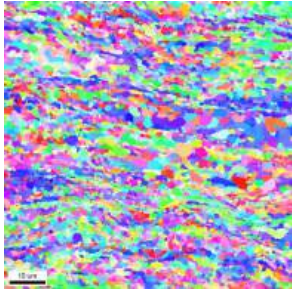
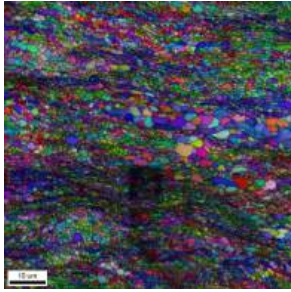
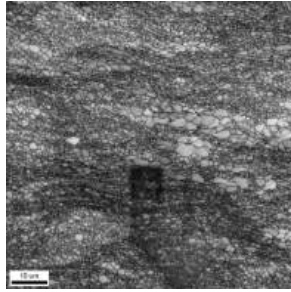
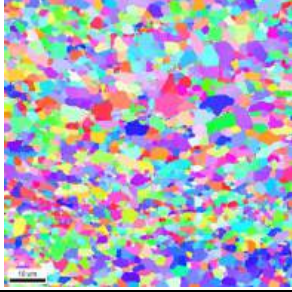
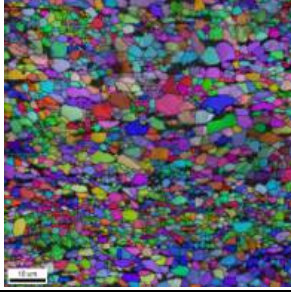
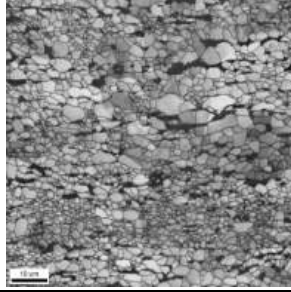
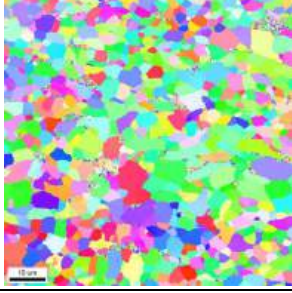
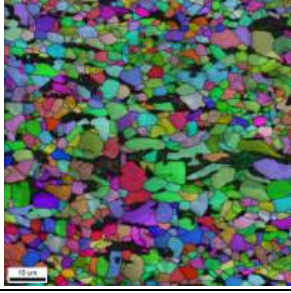
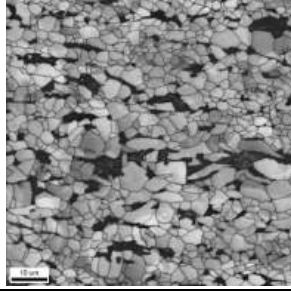
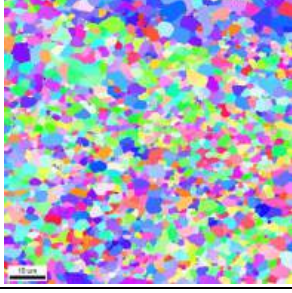
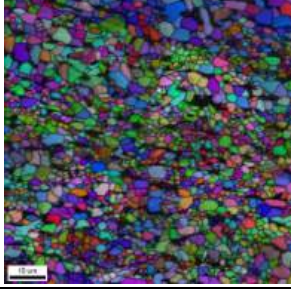
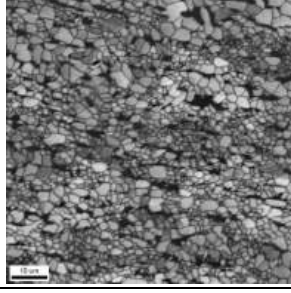
Номер образца	Позиция по толщине	IPF map	IPF+IQ map	IQ map
3	Верх			
	Центр			
	Низ			
4	Верх			
	Центр			
	Низ			

Таблица 5.11 – Гистограммы распределения зерен по размерам и углам разориентировки

Номер образца	Позиция по толщине	Средний диаметр зерна, мкм	Гистограмма распределения (диаметр зерна, доля площади)	Гистограмма распределения (угол разориентировки, количественная доля)
1 (исх.)	Верх	12,645		
	Центр	10,194		
	Низ	12,109		
2	Верх	2,658		
	Центр	1,774		
	Низ	2,112		

Номер образца	Позиция по толщине	Средний диаметр зерна, мкм	Гистограмма распределения (диаметр зерна, доля площади)	Гистограмма распределения (угол разориентировки, количественная доля)
3	Верх	1,468		
	Центр	1,797		
	Низ	1,558		
4	Верх	2,771		
	Центр	3,963		
	Низ	2,639		

Экспериментально показано (табл. 5.10-5.11), что применение скоростной асимметрии при листовой горячей прокатке, например, с коэффициентом соотношения скоростей валков $v_1/v_2 = 1,7$ в сочетании с последеформационным охлаждением на воздухе или в воде позволяет получить в центре горячекатаного листа ($h < 3$ мм) микроструктуру со средним диаметром зерна феррита в диапазоне от 2 мкм до 1 мкм с долей зерен с высокоугловыми границами (ВУГ)

($\vartheta \geq 15^\circ$) более 80%. Т.е. сдвиговая деформация прорабатывает всю толщину, включая центр. Предполагается, что при листовой горячей прокатке со скоростной асимметрией в процессе динамического ферритного превращения зерна феррита зарождаются не только на границах, но и внутри бывших аустенитных зерен на параллельных полосах деформации. Предполагается, что такие полосы внутри бывших аустенитных зерен образуются благодаря сдвиговой деформации, индуцированной при листовой прокатке со скоростной асимметрией.

Полученные экспериментальные результаты подтверждают принципиальную технологическую возможность формирования ферритного зерна от $G = 13$ до $G = 16$ номера (балла) по ГОСТ 5639 за счет применения скоростной асимметрии при листовой горячей прокатке низкоуглеродистых С-Мн сталей.

Испытания на растяжение (ГОСТ 11701-84, ГОСТ 1497-23), выполненные на пропорциональных плоских образцах с головками (тип I) (рис. 5.47-5.49), показали, что применение скоростной асимметрии при листовой горячей прокатке позволяет за счет измельчения зерна феррита повысить предел текучести до 2 раз согласно соотношению Холла-Петча (рис. 5.50) без изменения химического состава С-Мн стали и применения отдельных операций термической обработки.

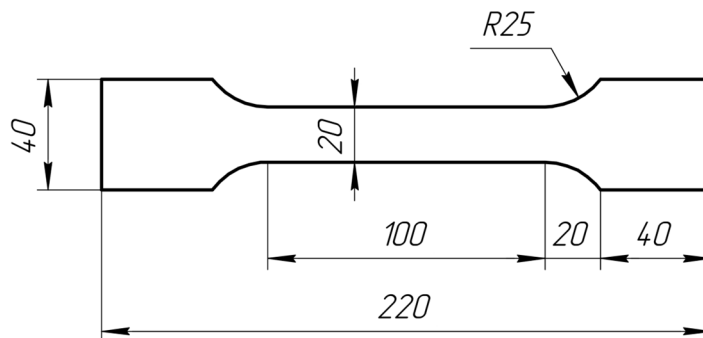


Рисунок 5.47 – Размеры пропорционального плоского образца с головками (тип I) для испытаний на растяжение (толщина образца от 1,0 мм до 3,0 мм)

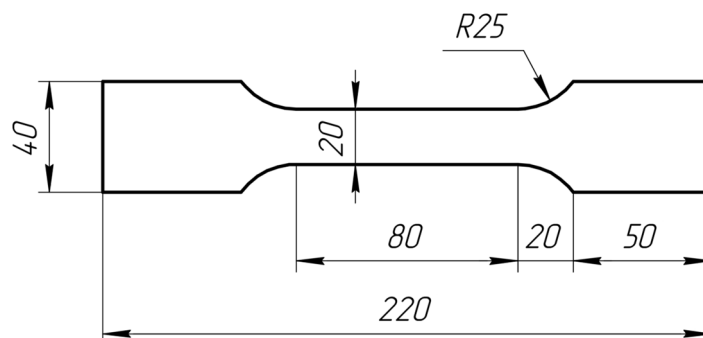


Рисунок 5.48 – Размеры пропорционального плоского образца с головками (тип I) для испытаний на растяжение (толщина образца от 3,0 мм до 5,0 мм)

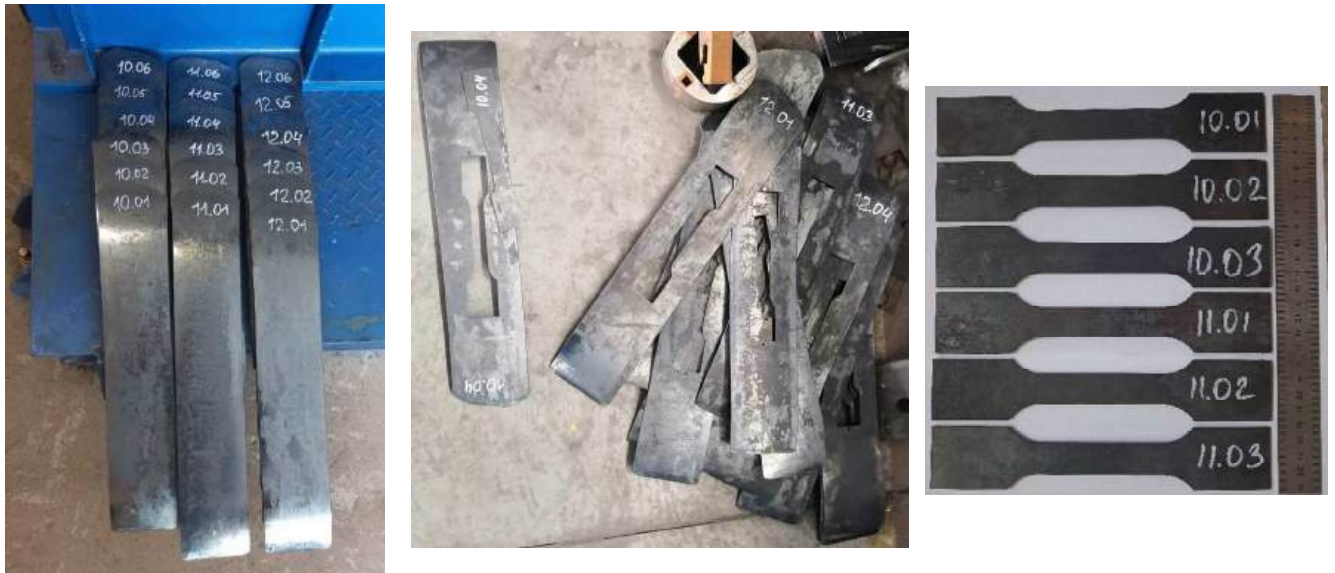


Рисунок 5.49 – Общий вид экспериментальных образцов для испытаний на растяжение

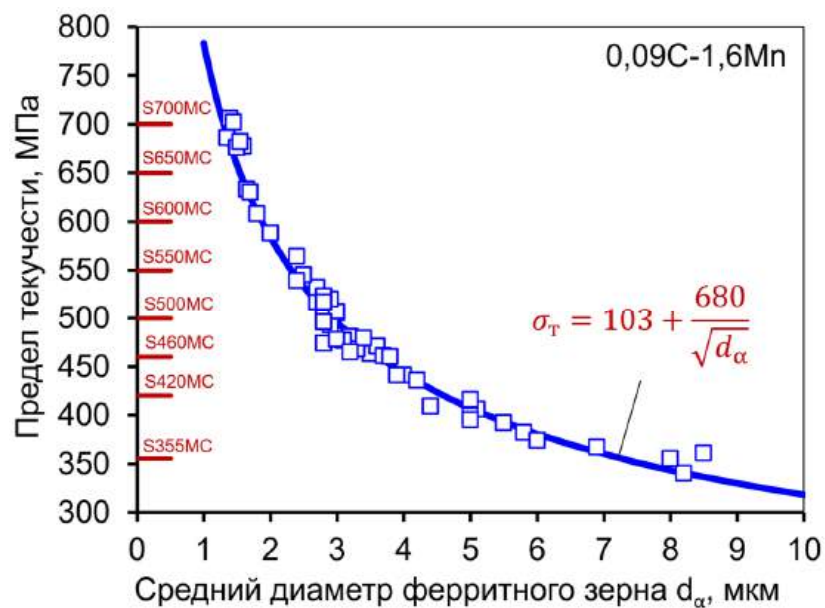


Рисунок 5.50 – Взаимосвязь предела текучести со средним диаметром ферритного зерна

Отметим, что реализация при листовой прокатке со скоростной асимметрией механизма динамического ферритного превращения в сравнении с механизмом динамической рекристаллизации имеет следующие технологические преимущества:

- требуется меньшая деформация: $\varepsilon > 1$ вместо $\varepsilon > 3$;
- требуется всего 1 проход вместо 3.

ВЫВОДЫ ПО ГЛАВЕ 5

1. Динамическое ферритное превращение – это процесс фазового (полиморфного) аустенитно-ферритного превращения во время деформации. Этот процесс, также как и процесс динамической рекристаллизации, имеет два ключевых признака: зародышеобразование и рост новых зерен. Только в отличие от динамической рекристаллизации, где исходные и новые зерна представляют собой одну и ту же γ -фазу (аустенит), при динамическом ферритном превращении исходные зерна аустенита (γ -фаза) заменяются новыми зернами феррита (α -фаза).

2. Определены деформационные ($\varepsilon > 1$), температурные ($\Delta T_\varepsilon = Ar_3 - T_{A \rightarrow \Phi}^K$) и скоростные ($v_{пр} \leq 0,5$ м/с) условия однопроходной листовой горячей прокатки со скоростной асимметрией ($1,2 \leq v_1/v_2 \leq 2$), обеспечивающие измельчение зерна (в диапазоне от 4 мкм до 1 мкм) по механизму динамического ферритного превращения.

3. Условия однопроходной листовой горячей прокатки со скоростной асимметрией отличаются от известных тем, что в очаге одновременно с созданием деформации $\varepsilon > 1$ осуществляется понижение температуры металла от точки начала ферритного превращения Ar_3 (на входе в очаг) до точки конца ферритного превращения $T_{A \rightarrow \Phi}^K$ (на выходе из очага), что обеспечивает динамическое формирование мелкозернистой структуры по всей толщине листа и повышение прочности низкоуглеродистых С-Mn сталей при сохранении пластичности.

4. Фазовую точку конца ферритного превращения $T_{A \rightarrow \Phi}^K$ в первом приближении можно определить по температуре, при которой ускорение $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения (2-я производная функции $X_\alpha = f(T)$, описывающей кинетику $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения) становится максимально близким к нулю.

5. Для понижения температуры металла в очаге деформации листовую прокатку со скоростной асимметрией необходимо проводить на низкой скорости ($v_{пр} \leq 0,5$ м/с) при величине параметра формы очага деформации по высоте $l_d/h_{ср} > 5$ (геометрический фактор).

6. На основе dilatометрических исследований установлено, что увеличение скорости предварительного охлаждения с $\dot{T} = 1$ °С/с до $\dot{T} = 20$ °С/с позволяет существенно уменьшить величину ΔT_ε (со 100 °С до 50 °С). Наличие предварительной деформации при этом увеличивает ΔT_ε .

7. Скачкообразный рост удельной теплоемкости c_p при понижении температуры (при $\gamma \rightarrow \alpha$) приводит к тому, что деформационный разогрев в двухфазной γ/α -области существенно ниже, чем деформационный разогрев в однофазной γ -области, что является дополнительным фактором, обеспечивающим заданное ΔT_ε .

8. Экспериментально показано, что при симметричной листовой прокатке с большим (единичным) относительным обжатием ($\varepsilon = 50 \pm 5\%$) микроструктура низкоуглеродистой С-Mn стали приобретает сильную неоднородность и разнотекучность. При этом в центре листа проявляется ярко выраженная ликвационная полоса в виде закалочных структур (бейнит/мартенсит). Неоднородность структуры обусловлена тем, что в условиях высокого контактного трения, ввиду симметрии, сдвиг верхних и нижних слоев происходит относительно центрального слоя прокатываемого листа. Поэтому при симметричной прокатке сдвиговая деформация в центре полностью отсутствует. Симметричная листовая горячая прокатка не позволяет обеспечить в центре листа формирование зерна феррита со средним диаметром менее 4 мкм. Номер (балл) зерна $G \leq 12$ по ГОСТ 5639.

9. Экспериментально показано, что применение скоростной асимметрии при листовой горячей прокатке, например, с коэффициентом соотношения скоростей валков $v_1/v_2 = 1,7$ в сочетании с последеформационным охлаждением на воздухе или в воде позволяет получить в центре горячекатаного листа ($h < 3$ мм) микроструктуру со средним диаметром зерна феррита в диапазоне от 2 мкм до 1 мкм с долей зерен с высокоугловыми границами (ВУГ) более 80%. Т.е. сдвиговая деформация прорабатывает всю толщину, включая центр. Результаты подтверждены металлографическими исследованиями, выполненными в НИИ Наносталей (г. Магнитогорск), лаборатории ООО «Тиксомет» (г. Санкт-Петербург), лаборатории прецизионной микроскопии (г. Тольятти).

10. Предполагается, что при листовой горячей прокатке со скоростной асимметрией в процессе динамического ферритного превращения зерна феррита зарождаются не только на границах, но и внутри бывших аустенитных зерен на параллельных полосах деформации. Предполагается, что такие полосы внутри бывших аустенитных зерен образуются благодаря сдвиговой деформации, индуцированной при листовой прокатке со скоростной асимметрией.

11. Полученные экспериментальные результаты подтверждают принципиальную технологическую возможность формирования ферритного зерна от $G = 13$ до $G = 16$ номера (балла) по ГОСТ 5639 за счет применения скоростной асимметрии при листовой горячей прокатке низкоуглеродистых С-Mn сталей.

12. Испытания на растяжение (ГОСТ 11701-84, ГОСТ 1497-23), выполненные на пропорциональных плоских образцах с головками (тип I), показали, что применение скоростной асимметрии при листовой горячей прокатке позволяет за счет измельчения зерна феррита повысить предел текучести до 2 раз согласно соотношению Холла-Петча без изменения химического состава низкоуглеродистой С-Mn стали и применения отдельных операций термической обработки.

13. Реализация при листовой прокатке со скоростной асимметрией механизма динамического ферритного превращения в сравнении с механизмом динамической рекристаллизации имеет следующие технологические преимущества:

- требуется меньшая деформация: $\varepsilon > 1$ вместо $\varepsilon > 3$;
- требуется всего 1 проход вместо 3.

ГЛАВА 6 НОВЫЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ РЕШЕНИЯ ПРИМЕНЕНИЯ СКОРОСТНОЙ АСИММЕТРИИ ПРИ ЛИСТОВОЙ ПРОКАТКЕ

6.1 Технологическая схема листовой прокатки со скоростной асимметрией с эффектом снижения расхода электрической энергии главных приводов

Металлургическое производство является высокоэнергоёмким процессом, поэтому поиск решений по снижению энергозатрат остается актуальной задачей для всех переделов. В этом плане производство готовой прокатной продукции рассматривается как наиболее перспективное направление для реализации энергосберегающих технологий [279].

В третьей главе было численно и экспериментально показано, что минимум активной мощности в очаге деформации обеспечивается при оптимальном соотношении скоростей валков v_1/v_2 , при котором момент прокатки M_2 и мощность прокатки N_2 на приводном валке, вращающемся с меньшей скоростью v_2 , становятся равными нулю, т.е. один из двух приводных валков переходит в генераторный режим работы. При этом суммарная относительная мощность $\frac{N_1 + N_2}{2N_{\text{сим}}} < 1$. Практическая значимость этого эффекта заключается в технологической возможности снижения на 10-15% расхода электрической энергии главных приводов в сравнении с симметричной листовой прокаткой при прочих равных условиях. Отметим, что, например, установленная мощность электродвигателей главных приводов клеток широкополосного стана «2000» горячей прокатки ПАО «ММК» составляет 139 МВт, из которых 93 МВт приходится на долю главных электроприводов семи клеток чистовой группы. При этом установленная мощность электропривода для одной клетки чистовой группы составляет от 11,2 МВт до 14,2 МВт. Установленная мощность электродвигателей главных приводов клеток непрерывного пятиклетевого стана «630» холодной прокатки ленты ПАО «ММК» составляет 10 МВт. При этом мощность электропривода для одной клетки стана составляет 2 МВт. Поэтому применение скоростной асимметрии может обеспечить значительную экономию электрической энергии в столь мощных потребителях.

Известно, что эффект минимума активной мощности в очаге деформации обеспечивается при листовой прокатке со скоростной асимметрией по схеме «приводной рабочий валок + холостой рабочий валок». Именно такая схема реализуется в чистовой группе клеток прокатного стана «Nakayama Steel Works» (Япония) [88-90] (рис. 6.1). В данной работе предложено новое технологическое решение, отличающееся от известного тем, что эффект минимума активной мощности в очаге деформации может быть достигнут при листовой прокатке со скоростной асимметрией по схеме «приводной рабочий валок + приводной рабочий валок» на прокатных

станах с индивидуальным приводом (рис. 6.2) при оптимальном соотношении скоростей валков v_1/v_2 , при котором момент прокатки M_2 и мощность прокатки N_2 на приводном валке, вращающемся с меньшей скоростью v_2 , становятся равными нулю, т.е. один из двух приводных валков переходит в генераторный режим работы.

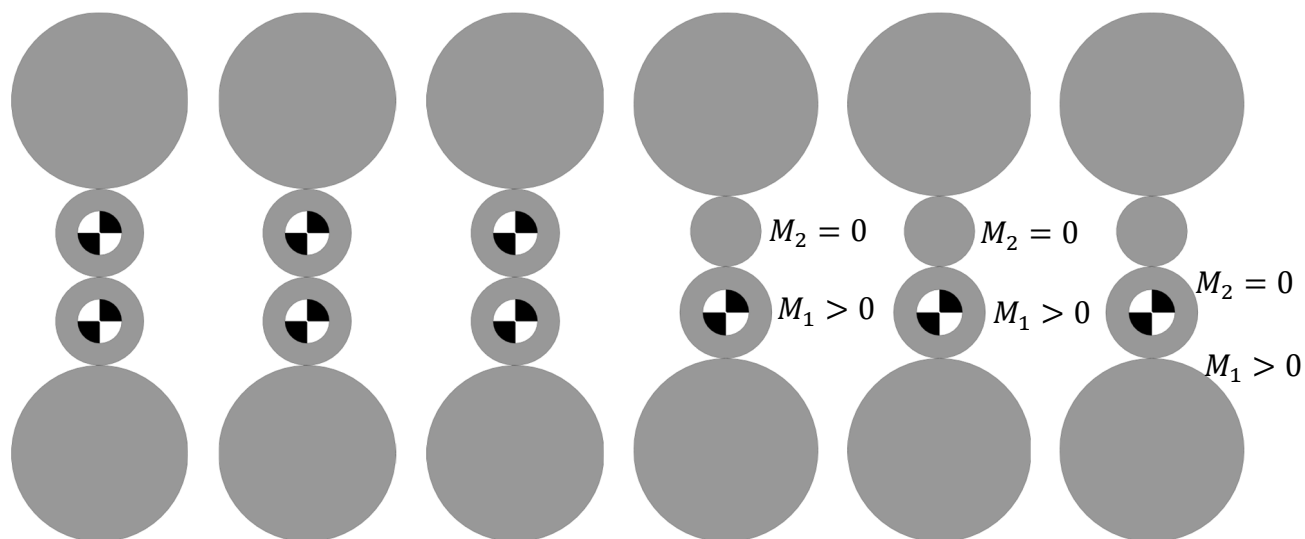


Рисунок 6.1 – Схема расположения приводных валков в чистой группе клеток прокатного стана «Nakayama Steel Works» (Япония) с эффектом минимума активной мощности в очаге деформации в трех последних клетях

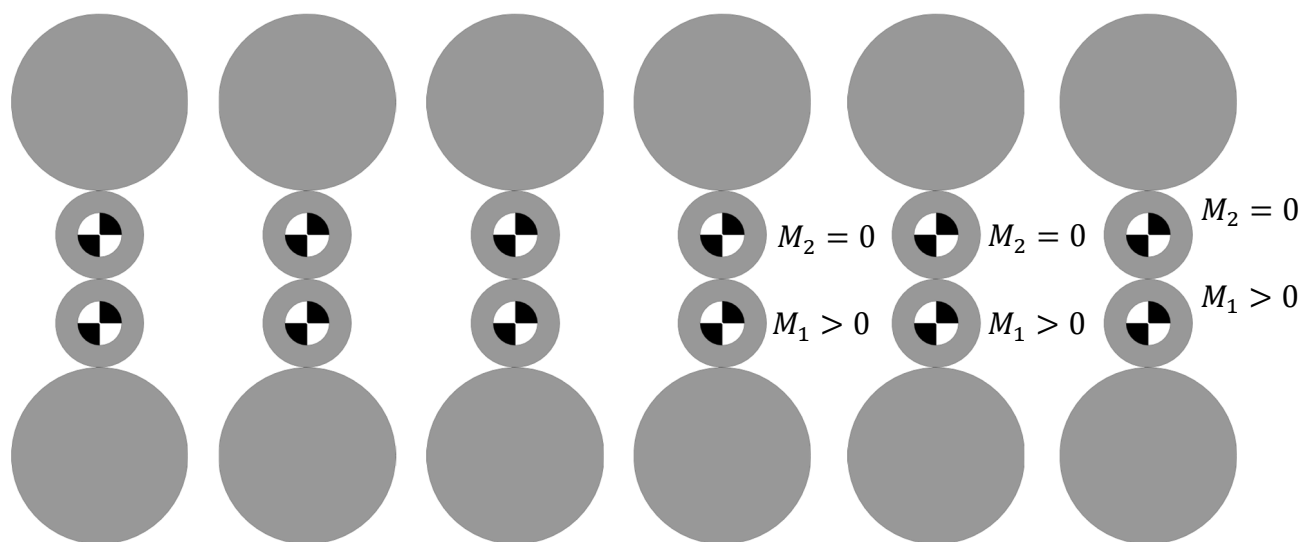


Рисунок 6.2 – Схема расположения приводных валков в чистой группе клеток прокатного стана с эквивалентным эффектом минимума активной мощности в очаге деформации в трех последних клетях при $M_2 = 0$

В отличие от известной схемы «Nakayama Steel Works» (Япония), согласно которой скоростная асимметрия создается за счет использования приводного и не приводного (холостого) рабочих валков разного диаметра, в предлагаемой технологической схеме (рис. 6.2) скоростная асимметрия при прокатке в каждой из последних 3 клеток создается за счет разницы частоты вращения двух рабочих валков, имеющих индивидуальный привод. Такое решение обладает высокой технологической гибкостью, позволяя регулировать соотношение скоростей валков в широких пределах от $v_1/v_2 = 1$ до $v_1/v_2 = 2$, и реализовывать как симметричные, так и асимметричные режимы прокатки.

Отметим, что технологическая схема (рис. 6.1, б) может применяться как для условий горячей листовой прокатки, так и для условий холодной листовой прокатки. В работах [280, 281], при участии автора, на основе результатов промышленного эксперимента в условиях непрерывного пятиклетевого стана «630» холодной прокатки ленты ПАО «ММК» показано, что применение скоростной асимметрии при листовой прокатке при оптимальном соотношении скоростей валков v_1/v_2 , при котором момент прокатки M_2 и мощность прокатки N_2 на приводном валке, вращающемся с меньшей скоростью v_2 , становятся равными нулю, т.е. один из двух приводных валков переходит в генераторный режим работы, позволяет снизить суммарный расход электроэнергии, потребляемой электродвигателями главного привода, на 15% (табл. 6.1).

Таблица 6.1 – Сравнение потребления электроэнергии главными приводами стана «630» ПАО «ММК» [280]

Режим	Номер клетки					Суммарный расход электроэнергии $\Delta W_{эл\Sigma}$, кВт·ч
	1	2	3	4	5	
	Расход электроэнергии $\Delta W_{эл}$, кВт·ч					
Симметричная листовая прокатка	3,931	11,070	11,130	12,190	7,811	46,13
Листовая прокатка со скоростной асимметрией	4,409	8,668	10,470	10,200	5,337	39,08

6.2 Технологическая схема многопроходной листовой прокатки со скоростной асимметрией с эффектом полной динамической рекристаллизации аустенита

Динамическая рекристаллизация, т.е. рекристаллизация, протекающая во время деформации, является более эффективным механизмом измельчения зерна, чем статическая. Однако обеспечение при горячей листовой прокатке условий, необходимых для измельчения зерна по механизму динамической рекристаллизации, является сложной научно-

технологической задачей, поскольку для этого требуются экстремально высокие единичные деформации $\varepsilon > 3$, реализация которых невозможна на действующих прокатных станах.

Во второй главе было показано, что ключевой практический эффект применения скоростной асимметрии при листовой прокатке заключается в том, что деформация ε может быть существенно увеличена за счет угла сдвига φ без изменения коэффициента обжатия (при $h_0/h_1 = \text{const}$). Например, деформация $\varepsilon = 0,8$, соответствующая относительному обжатию по толщине 50% ($h_0/h_1 = 2$) при симметричной листовой прокатке, может быть увеличена в 2 раза за счет сдвиговой компоненты при листовой прокатке со скоростной асимметрией, т.е. до $\varepsilon = 1,6$ (при $\varphi = 67^\circ$). На основе этого сформулированы ключевые принципы процесса листовой прокатки со скоростной асимметрией в клетях чистовой группы широкополосного стана горячей прокатки (ШСП) или литейно-прокатного агрегата (ЛПА) с эффектом полной динамической рекристаллизации аустенита:

1) листовая прокатка со скоростной асимметрией должна осуществляться не менее, и не более чем в 3 последних клетях с большой накопленной деформацией ($\varepsilon > 3$), при этом относительные обжатия $\varepsilon_1, \varepsilon_2, \varepsilon_3$ по проходам должны составлять, предпочтительно, по 50%;

2) накопительный эффект деформации за три прохода должен обеспечиваться за счет ультракоротких пауз $t_{\text{п}}$ между проходами, продолжительностью $t_{\text{п}} \leq 1$ с, поэтому скорость прокатки $v_{\text{пр}}$ (скорость полосы на выходе из последней клетки и, соответственно, скорость смотки полосы в рулон) должна составлять 20-25 м/с; при этом, предпочтительно, чтобы расстояние между клетями было минимальным и составляло не более 5 м; зависимость среднего диаметра зерна феррита от времени междеформационной паузы в последнем межклетьевом промежутке представлена на рис. 6.3 [135]:

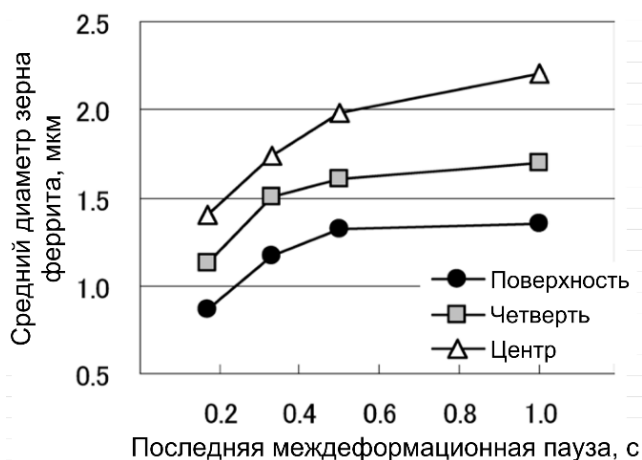


Рисунок 6.3 – Влияние последней междеформационной паузы на размер зерна [135]

3) межклетьеовое охлаждение для последних 3 клеток должно обеспечивать эффективный теплоотвод с коэффициентом теплопередачи не менее $4 \text{ кВт}/(\text{м}^2 \cdot \text{К})$ при расходе охлаждающей воды не менее $180 \text{ м}^3/\text{ч}$ на один коллектор [88];

4) последеформационное охлаждение должно обеспечивать эффективный теплоотвод, достаточный для получения требуемого фазового состава стали (ферритно-перлитная, ферритно-бейнитная, ферритно-мартенситная).

На рис. 6.4 представлена технологическая схема листовой прокатки со скоростной асимметрией в клетях чистовой группы ШСГП или ЛПА с эффектом полной динамической рекристаллизации аустенита, которая может быть реализована при крупнотоннажном производстве горячекатаных стальных полос.

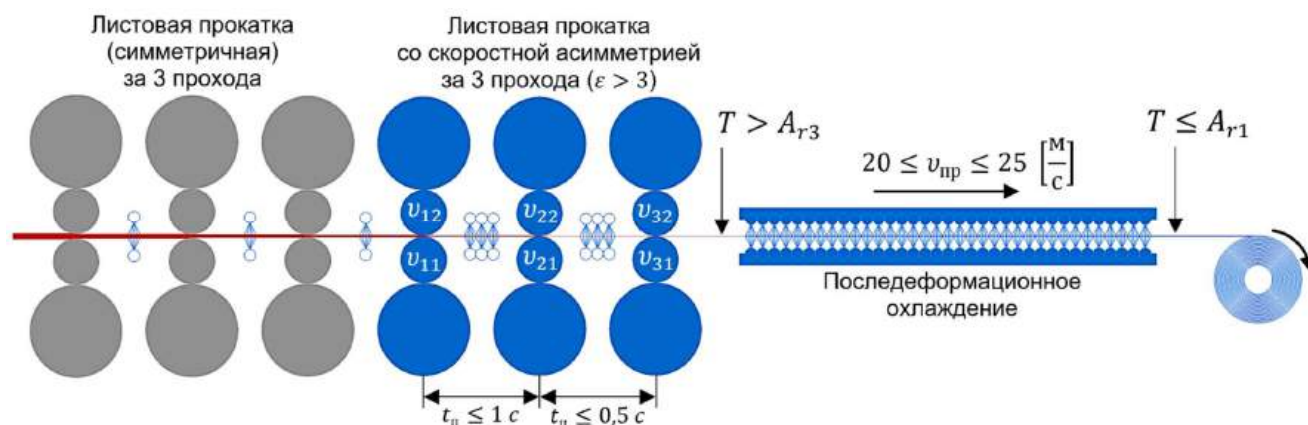


Рисунок 6.4 – Технологическая схема листовой прокатки со скоростной асимметрией в клетях чистовой группы ШСГП или ЛПА с эффектом полной динамической рекристаллизации аустенита

6.3 Технологическая схема однопроходной листовой прокатки со скоростной асимметрией с эффектом полного динамического ферритного превращения

В пятой главе были определены деформационные, температурные, скоростные и геометрические условия горячей листовой прокатки со скоростной асимметрией, обеспечивающие измельчение зерна (в диапазоне от 4 мкм до 1 мкм) по механизму динамического ферритного превращения.

На основе результатов исследований сформулированы ключевые принципы процесса листовой прокатки со скоростной асимметрией с эффектом полного динамического ферритного превращения:

1) листовая прокатка со скоростной асимметрией должна осуществляться за один проход с большой деформацией ($\varepsilon > 1$);

2) для максимального увеличения деформации ε при данных условиях листовой прокатки соотношение скоростей валков v_1/v_2 необходимо увеличивать до тех пор, пока опережение относительно валка, вращающегося с бóльшей скоростью, не станет минимальным, предпочтительно, около 0,5%;

3) при создании требуемого деформированного состояния металла, при котором $\varepsilon > 1$, для исключения частичного буксования рабочего валка, вращающегося с бóльшей скоростью v_1 , должно выполняться условие:

$$\frac{v_1}{v_2} < \frac{h_0}{h_1} \quad (6.1)$$

где h_0, h_1 – толщина листа на входе и выходе из очага деформации, соответственно;

4) в очаге одновременно с созданием деформации $\varepsilon > 1$ должно осуществляться понижение температуры металла от точки начала ферритного превращения Ar_3 (на входе в очаг) до точки конца ферритного превращения $T_{A \rightarrow \Phi}^K$ (на выходе из очага);

5) предварительный нагрев до температуры $T > A_{c3}$ должен обеспечивать полное растворение карбидов при трансформации феррита в аустенит;

6) предварительное охлаждение должно обеспечивать понижение температуры Ar_3 и ускорение трансформации аустенита в феррит;

7) для требуемого понижения температуры металла в очаге деформации на величину $\Delta T_\varepsilon = Ar_3 - T_{A \rightarrow \Phi}^K$ листовую прокатку со скоростной асимметрией необходимо проводить на низкой скорости ($0,1 \leq v_{пр} \leq 0,5$ м/с) при величине параметра формы очага деформации по высоте $l_d/h_{ср} > 5$;

8) последеформационное охлаждение должно обеспечивать эффективный теплоотвод, достаточный для получения требуемого фазового состава стали (ферритно-перлитная, ферритно-бейнитная, ферритно-мартенситная).

На рис. 6.5 представлена технологическая схема однопроходной листовой прокатки со скоростной асимметрией с эффектом полного динамического ферритного превращения, которая может быть реализована при малотоннажном (от 1 тонны до нескольких десятков тысяч тонн) производстве горячекатаных стальных полос.

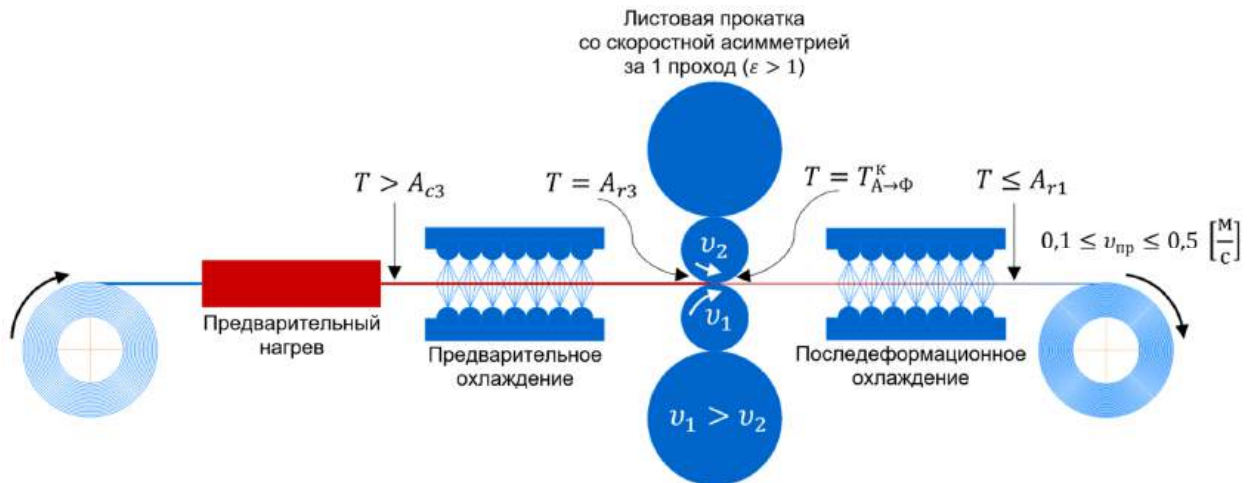


Рисунок 6.5 – Технологическая схема однопроходной листовой прокатки со скоростной асимметрией с эффектом полного динамического ферритного превращения

Схема, представленная на рис. 6.5, имеет следующие технологические преимущества в сравнении со схемой, представленной на рис. 6.4:

- требуется меньшая деформация: $\epsilon > 1$ вместо $\epsilon > 3$;
- требуется всего 1 проход вместо 3.

Технологические возможности управления размером зерна феррита в диапазоне от 4 до 1 мкм (от $G = 13$ до $G = 16$ номера (балла) по ГОСТ 5639) за счет применения однопроходной листовой прокатки со скоростной асимметрией с эффектом полного динамического ферритного превращения открывают перспективы производства проката различных классов прочности из низкоуглеродистых С-Mn сталей с ферритной матрицей (ферритно-перлитных, ферритно-бейнитных, ферритно-мартенситных) единого химического состава без использования дорогостоящих легирующих элементов (Nb, V, Ti, Cr, Ni, Cu, Mo) и применения отдельных операций термической обработки (табл. 6.2).

Таблица 6.2 – Механические свойства опытных образцов из С-Mn стали

Класс прочности EN 10149-2	Средний диаметр ферритного зерна, мкм	Верхний физический предел текучести, МПа, не менее	Временное сопротивление (предел прочности), МПа	Относительное удлинение после разрыва, δ_{80} , %, не менее	Относительное удлинение после разрыва, δ_5 , %, не менее
S355MC	6,5±1,5	355	430-550	19	23
S420MC	4,2±0,1	420	480-620	16	19
S460MC	3,5±0,1	460	520-670	14	17
S500MC	2,8±0,1	500	550-700	12	14
S550MC	2,2±0,1	550	600-760	12	14
S600MC	1,8±0,1	600	650-820	11	13
S650MC	1,6±0,1	650	700-880	10	12
S700MC	1,4±0,1	700	750-950	10	12

Отметим, что представленная схема (рис. 6.5) также может быть реализована при совмещении процессов непрерывного литья сверхтонкой полосы в двухвалковый кристаллизатор и однопроходной листовой прокатки со скоростной асимметрией (рис. 6.6).

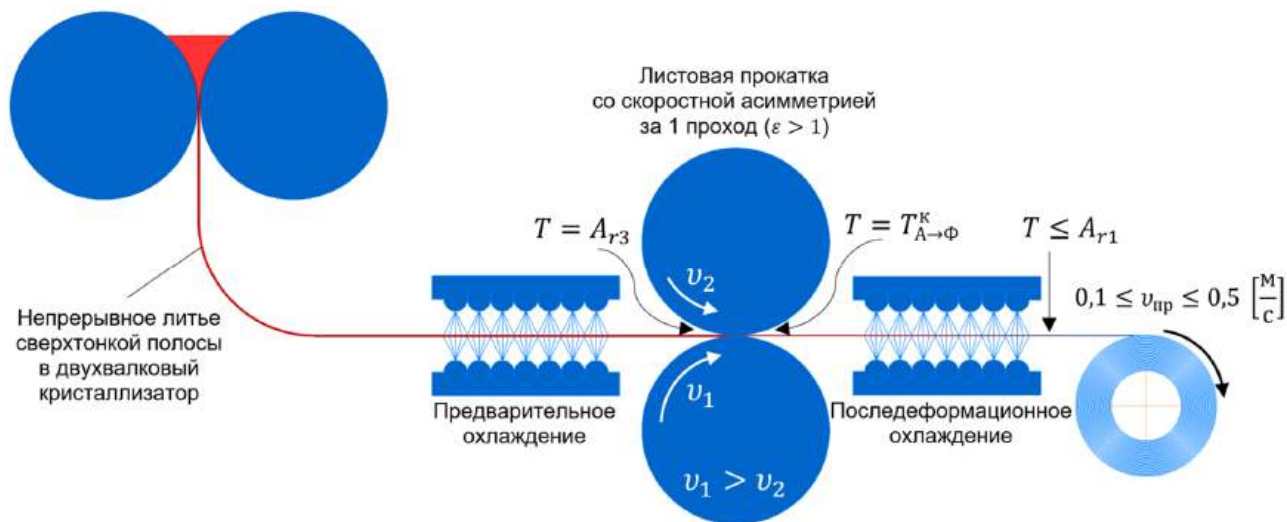


Рисунок 6.6 – Технологическая схема совмещенного процесса непрерывного литья сверхтонкой полосы в двухвалковый кристаллизатор и однопроходной листовой прокатки со скоростной асимметрией

6.4 Расчетный экономический эффект от применения скоростной асимметрии при листовой прокатке за счет экономии легирующих элементов

Теоретически и экспериментально показано, что управление размером зерна феррита в диапазоне от 10 до 5 мкм (10-12 балл) за счет традиционного процесса симметричной листовой прокатки, а также дополнительные технологические возможности измельчения размера зерна феррита в диапазоне от 4 до 1 мкм за счет применения скоростной асимметрии открывает перспективы производства проката различных классов прочности из низкоуглеродистых С-Мн сталей с ферритной матрицей (ферритно-перлитных, ферритно-бейнитных, ферритно-мартенситных) единого химического состава без использования дорогостоящих легирующих элементов и применения отдельных операций термической обработки. Экспериментально показано, что применение скоростной асимметрии при листовой прокатке позволяет из одной марки 0,09C-1,6Mn получить 12 разных классов прочности: S355MC, S420MC, S460MC, S500MC, S550MC, S600MC, S650MC, S700MC в соответствии с EN 10149-2:2013 (рис. 6.7) и HDT450F, HDT580F, HDT580X, HDT760C в соответствии с EN 10338:2025 (рис. 6.8) без использования Nb, V, Ti, Cr, Ni, Cu, Mo, B.

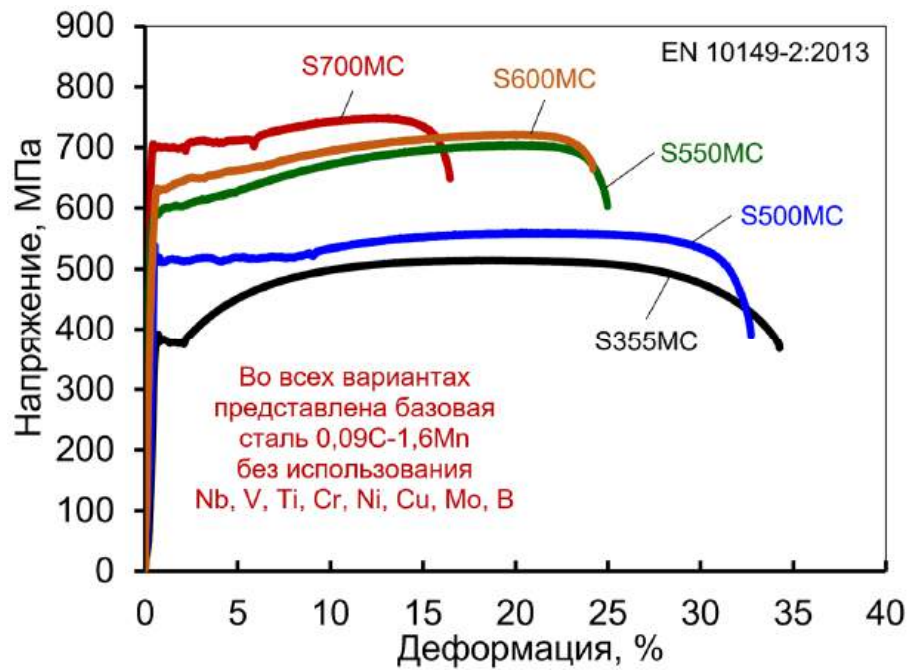


Рисунок 6.7 – Диаграммы растяжения опытных образцов из низкоуглеродистой стали 0,09C-1,6Mn классов прочности S355MC, S500MC, S550MC, S600MC, S700MC в соответствии с EN 10149-2:2013

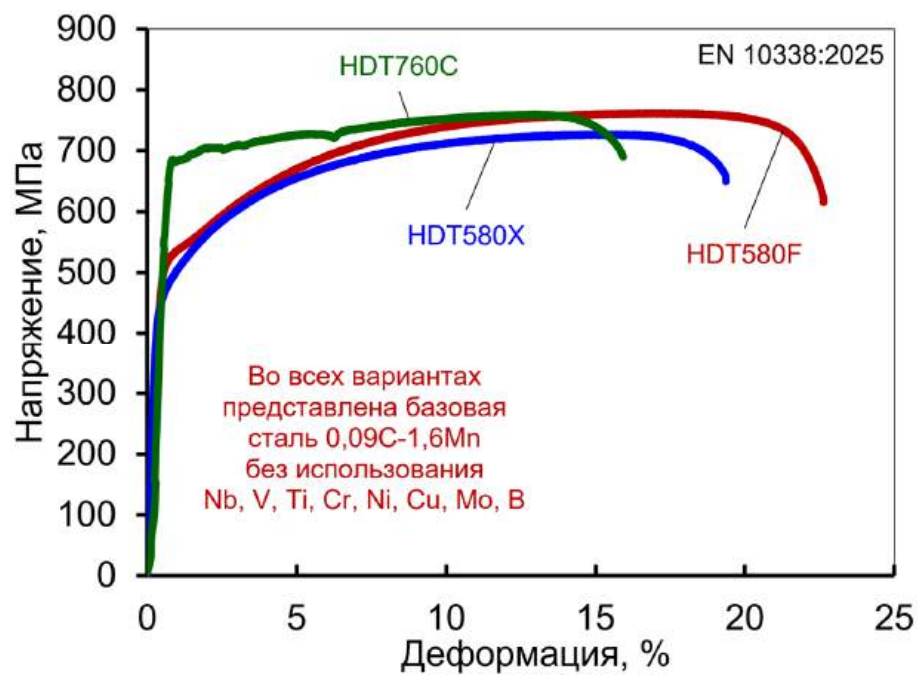


Рисунок 6.8 – Диаграммы растяжения опытных образцов из низкоуглеродистой стали 0,09C-1,6Mn классов прочности HDT580F, HDT580X, HDT760C в соответствии с EN 10338:2025

Оценку ожидаемого экономического эффекта за счет экономии легирующих элементов проводили на основе анализа рыночных цен на ферросплавы по данным информационно-аналитического ресурса MetalTorg.Ru компании ООО «МеталлТорг.Ру», специализирующейся на информационном обеспечении металлургического комплекса России.

Динамика изменения рыночных цен на основные ферросплавы (Nb, V, Ti, Mo, Cr), а также чистые металлы (Ni, Cu), используемые для легирования, за пятилетний период с 08.2020 по 08.2025 по данным информационно-аналитического ресурса MetalTorg.Ru (ООО «МеталлТорг.Ру») представлена в первой главе на рис. 1.9 (официальные данные предоставлены согласно подписке на информационный ресурс № 176890 от 29.08.2025 по счету № ПМ-03-05488 на период 29.08.2025 - 29.11.2025). Согласно данным информационно-аналитического ресурса MetalTorg.Ru средние цены за 2025 г. составляли:

43096 \$/тонна – феррониобий 60%;
 39763 \$/тонна – ферромолибден 60%;
 16442 \$/тонна – феррованадий 50%;
 4004 \$/тонна – ферротитан 70%;
 2192 \$/тонна – феррохром (60-65%);
 15270 \$/тонна – никель;
 9502 \$/тонна – медь.

Отметим, что рыночные цены на ферросплавы (Nb, V, Ti, Mo, Cr), а также чистые металлы (Ni, Cu), используемые для легирования, привязаны к курсу американского доллара, поэтому рост его курса существенным образом сказывается на дополнительном увеличении стоимости ферросплавов в рублевом эквиваленте.

Эффект от экономии легирующих элементов (Nb, V, Ti, Mo, Cr, Ni, Cu) при производстве листового горячекатаного проката высоких классов прочности в первом приближении можно оценить по формуле:

$$C_{Me} = \frac{C_{FeMe} \cdot Me}{[Me] \cdot K_{усв}} \quad (6.2)$$

где C_{Me} – цена легирующего элемента заданного процентного содержания в составе стали, \$/тонна; Me – заданное процентное содержание легирующего элемента в составе стали, %; C_{FeMe} – цена ферросплава, \$/тонна; $[Me]$ – процентное содержание легирующего элемента в ферросплаве, %; $K_{усв}$ – коэффициент усвоения легирующего элемента (ориентировочно можно принять согласно данным, приведенным в табл. 1.5 первой главы).

В соответствии с формулой (6.2) можно оценить, что, например, при производстве листового горячекатаного проката класса прочности S700MC (EN 10149-2:2013) и экономии 0,25Mo-0,1Ti уменьшение себестоимости в первом приближении составит:

$$C_{0,25Mo-0,1Ti} = \frac{39763 \frac{\$}{T} \cdot 0,25\%}{60\% \cdot 0,97} + \frac{4004 \frac{\$}{T} \cdot 0,1\%}{70\% \cdot 0,80} = 170,8 \frac{\$}{T} + 7,15 \frac{\$}{T} = 177,95 \frac{\$}{T}$$

или 15126 руб/т (в ценах 2025 г. при 1\$=85Р).

Потенциал экономии легирующих элементов и расчетный экономический эффект на 1 тонну горячекатаного проката от применения скоростной асимметрии представлены в табл. 6.3 и табл. 6.4.

Таблица 6.3 – Механические свойства (EN 10149-2) опытных образцов из стали 0,09C-1,6Mn (без использования Nb, V, Ti, Cr, Ni, Cu, Mo, В) после листовой прокатки со скоростной асимметрией

Класс прочности (марка)		σ_{TB} , МПа	σ_B , МПа	δ_{80}^* , %	δ_p , %	Потенциал экономии легирующих элементов, %	Расчетный экономический эффект **, руб/т
Базовый 0,09C-1,6Mn	S355MC	392	515	$\frac{34,2}{19}$	17,9	-	-
Достигаемый после применения скоростной асимметрии	S420MC	440	498	$\frac{30,1}{16}$	20,4	0,03Nb	2155
	S460MC	463	518	$\frac{31,0}{14}$	20,8	0,04Nb	2873
	S500MC	539	560	$\frac{32,1}{12}$	20,3	0,05Nb	3591
	S550MC	588	705	$\frac{24,5}{12}$	20,9	0,06Nb	4310
	S600MC	633	722	$\frac{23,8}{11}$	20,0	0,04Nb-0,25Ni-0,25Cu	8300
	S650MC	677	740	$\frac{19,1}{10}$	15,3	0,06Nb-0,25Ni-0,25Cu	9737
	S700MC	706	750	$\frac{16,1}{10}$	12,8	0,25Mo-0,1Ti	15126

*В знаменателе – минимальные требования. **В ценах 2025 г. (1\$=85Р)

Таблица 6.4 – Механические свойства (EN 10338) опытных образцов из стали 0,09C-1,6Mn (без использования Nb, V, Ti, Cr, Ni, Cu, Mo, В) после листовой прокатки со скоростной асимметрией

Класс прочности (марка)		$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ_{80}^* , %	δ_p , %	Потенциал экономии легирующих элементов, %	Расчетный экономический эффект **, руб/т
Достигаемый после применения скоростной асимметрии	HDT580F	517	762	$\frac{22,6}{15}$	17,5	0,04Nb	2873
	HDT580X	441	727	$\frac{19,4}{19}$	15,7	0,03Nb-0,5Cr	4018
	HDT760C	686	760	$\frac{15,9}{10}$	12,9	0,25Mo-0,25Cr	15450

*В знаменателе – минимальные требования. **В ценах 2025 г. (1\$=85Р)

6.5 О дополнительном потенциале применения скоростной асимметрии при листовой прокатке

Отметим, что потенциал применения технологий листовой прокатки со скоростной асимметрией не ограничивается низкоуглеродистыми сталями системы C-Mn, но также может быть использован для сталей различных систем легирования, в том числе, для среднеуглеродистых, высокоуглеродистых и нержавеющей сталей, а также для цветных металлов и сплавов (Al, Cu, Ti и др.) [282-306].

Повышение ударной вязкости толстолистого проката

Известно, что для повышения ударной вязкости толстолистого проката могут применяться технологии термической обработки. Например, технология термической обработки неоднородно-деформированных по сечению стальных поковок (толстолистого проката), включающая гомогенизацию, охлаждение до температуры максимальной скорости распада переохлажденного аустенита, выдержку при этой температуре и далее аустенитизацию при температуре $A_{c3}+(30\div 50)^\circ\text{C}$ с последующим охлаждением с регламентируемой скоростью, позволяет получать в стальных изделиях мелкозернистую микроструктуру с высокой однородностью отдельных структурных составляющих [307]. Однако термическая обработка существенно увеличивает себестоимость толстолистого проката.

Для повышения ударной вязкости может быть применена технология листовой прокатки со скоростной асимметрией без использования термической обработки. Опытное испытание проводили по заказу АО «Уральская Сталь». В качестве заготовки использовалась горячекатаная листовая сталь класса прочности С345 согласно ГОСТ 27772-2021 производства АО «Уральская Сталь», предоставленная заказчиком.

Целью проведения испытаний являлась экспериментальная оценка возможности повышения класса прочности от С345 до С390 (ГОСТ 27772-2021) горячекатаной стали, а также оценка возможности улучшения ударной вязкости за счет применения скоростной асимметрии при толстолистой нормализующей прокатке.

Испытание проводилось на уникальной научной установке – экспериментальном реверсивном стан дуо листовой прокатки с индивидуальным приводом рабочих валков в лаборатории «Механика градиентных наноматериалов им. А.П. Жилиева» (табл. 6.5).

Испытания на растяжение, ударную вязкость, микроструктуру проводились у заказчика в лаборатории механических и металлографических испытаний АО «Уральская Сталь» (Протокол № 60 от 09.03.2023) (табл. 6.6-6.7, рис. 6.9-6.10).

Результаты испытаний экспериментально подтвердили, что применение скоростной асимметрии при нормализующей прокатке позволяет повысить класс прочности толстолистого

проката ($h = 10$ мм) от С345 до С390 (ГОСТ 27772-2021), а также повысить ударную вязкость за счет уменьшения размера зерна феррита (повышения номера (балла) зерна феррита до $G = 13$ по ГОСТ 5639-82).

Таблица 6.5 – Параметры процесса толстолистовой нормализующей прокатки со скоростной асимметрией

Размеры заготовки		Температура нагрева заготовки, °С	Обжатие, %	Частота вращения		Коэффициент соотношения скоростей валков	Усилие прокатки, тс	Крутящий момент		Условия охлаждения
толщина, мм	ширина, мм			верхний валок, об/мин	нижний валок, об/мин			верхний валок, Н·м	нижний валок, Н·м	
15,4	120	950	35	4	6	1,5	114	1600	25600	Воздух

Таблица 6.6 – Механические свойства опытного образца после листовой прокатки со скоростной асимметрией

Класс прочности ГОСТ 27772-2021	Толщина листа, мм	Предел текучести физический, МПа	Временное сопротивление, МПа	Относительное удлинение после разрыва, δ_5 , %	Ударная вязкость KCU^{-40} , Дж/см ²		Ударная вязкость KCV^{-20} , Дж/см ²		Ударная вязкость KCU^{-60} , Дж/см ²	
390	10	415	530	26	288	249	295	259	176	207

Таблица 6.7 – Характеристика микроструктуры опытного образца после листовой прокатки со скоростной асимметрией

Позиция по толщине листа	Фазовый состав	Метод оценки номера (балла) зерна феррита, G	Номер (балл) зерна феррита, G
$\frac{1}{4}$ толщины	феррит + перлит	Сравнение с эталонными шкалами при увеличении $\times 500$ по ГОСТ 5639-82	13
центр			13

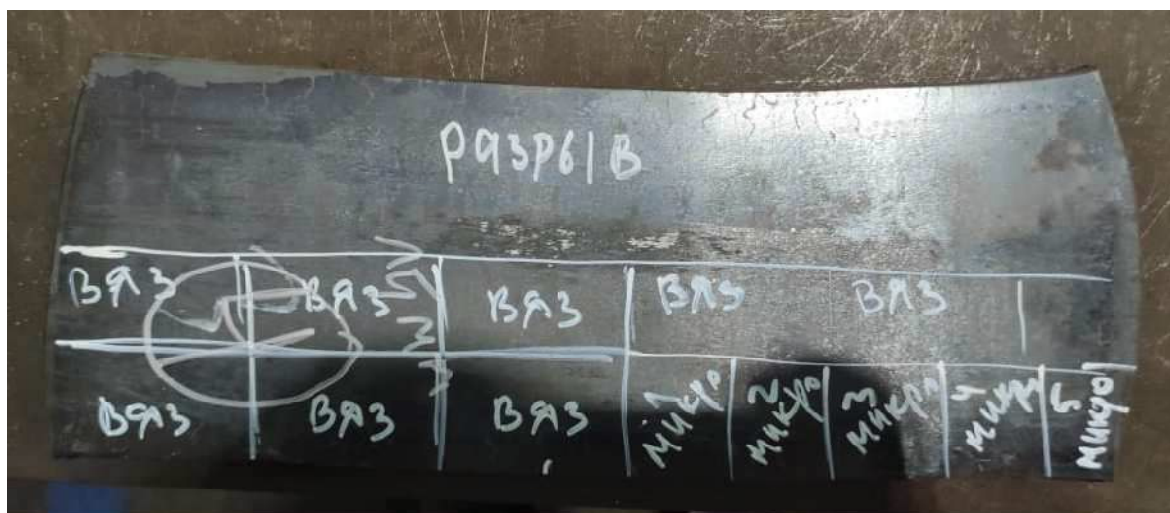


Рисунок 6.9 – Общий вид опытного образца после нормализующей прокатки со скоростной асимметрией



Рисунок 6.10 – Общий вид образцов после испытаний на ударную вязкость

Повышение технологической пластичности и исключение дополнительных операций промежуточного отжига при холодной листовой прокатке высокопрочных сталей

На непрерывных станах холодной прокатки скоростная асимметрия может являться альтернативой применения дополнительного обжатия и может быть использована для снижения усилий прокатки, повышения обжимной способности клетей и, как следствие, получения более тонкой ленты без использования операций промежуточного отжига.

В работах [280, 281], при участии автора, по результатам промышленного эксперимента подтверждена техническая возможность реализации технологии листовой прокатки с малой скоростной асимметрией ($v_1/v_2 \leq 1,2$) в условиях непрерывного пятиклетевого стана «630» ПАО «ММК». Данная технология может быть применена для снижения числа операционных циклов «холодная прокатка – промежуточный отжиг» при производстве ленты толщиной 0,5-1,5 мм из высокоуглеродистых марок сталей типа 60, 65, 70, 65Г. Экономический эффект применения скоростной асимметрии достигается в результате снижения расходов на дополнительные операции холодной прокатки и промежуточного отжига. В частности, при исключении дополнительных операций холодной прокатки уменьшаются расходы на энергетические ресурсы (электроэнергия, вода техническая, воздух сжатый), вспомогательные материалы (жидкая смазка, межоперационная упаковка рулонов), валки (перевалка, переточка). При исключении дополнительных операций промежуточного отжига снижаются расходы термического отделения, которые включают расходы на технологическое топливо (газ природный) и энергетические ресурсы на технологию (электроэнергия, азот чистый, водород, вода техническая). Значительно повышается общая производительность технологического процесса, прежде всего, за счет исключения операций промежуточных отжигов, длительность каждой из которых составляет 38-44 ч.

Аналогичный подход к применению скоростной асимметрии предложен автором в работе [288] для повышения технологической пластичности и исключения дополнительных операций

промежуточного отжига при холодной листовой прокатке нержавеющей сталей. Стандартный режим производства листового проката из нержавеющей сталей типа 20Х13 включает 2 цикла холодной прокатки по 5 проходов, а также промежуточные операции отжига и травления между циклами. Результаты исследования показали высокую эффективность применения скоростной асимметрии для повышения технологической пластичности нержавеющей сталей, повышения обжимной способности клетей без дополнительных промежуточных операций. Экономический эффект применения скоростной асимметрии достигается в результате исключения таких стандартных технологических операций, как промежуточный отжиг и травление.

Также отметим, что по результатам выполненных исследований разработаны способы листовой прокатки со скоростной асимметрией, техническая новизна которых подтверждена 8 патентами на изобретения РФ.

В частности, разработан способ горячей асимметричной прокатки листов, включающий нагрев металлической заготовки до температуры выше A_{c3} , ее прокатку с обжатием 45 – 55% с последующим ускоренным охлаждением, отличающийся тем, что прокатку совершают за один проход, причем перед прокаткой металлическую заготовку охлаждают с температуры нагрева до температуры 660 – 680°C со скоростью до 30°C/с, а отношение скоростей рабочих валков при прокатке принимают равным 1,4 – 2,0. Получен патент на изобретение РФ №2848699 [300].

Разработан способ производства листового проката из низколегированной стали, включающий нагрев слэбов, симметричную прокатку, ускоренное охлаждение, отличающийся тем, что осуществляют асимметричную прокатку в последнем проходе прокатки с обжатием не менее 40 – 60% в температурном диапазоне от 780°C до 900°C при соотношении окружных скоростей валков: $\frac{v_2}{v_1} = 1,2 - 2,0$, где v_2 – окружная скорость нижнего валка, v_1 – окружная скорость верхнего валка. Получен патент на изобретение РФ №2833651 [301].

Разработан способ производства ленты из низкоуглеродистых сталей, включающий горячую прокатку слэбовой заготовки на широкополосном стане с получением заготовки заданной толщины H , подготовительные операции, холодную прокатку полученной заготовки за пять проходов на стане, заключительный отжиг, дрессировку, отличающийся тем, что первый и пятый проход осуществляют путем симметричной прокатки, а второй, третий и четвертый проход – путем асимметричной прокатки, причем толщину заготовки, производимой при горячей прокатке, определяют из выражения: $H = k \cdot H_c$, где H – толщина задаваемой горячекатаной заготовки, используемой в случае асимметричной холодной прокатки во втором, третьем и четвертом проходах, мм; H_c – толщина горячекатаной заготовки, используемой в случае симметричной холодной прокатки, мм; $k = 1,25 - 1,80$, коэффициент, учитывающий возможность осуществления последующей асимметричной холодной прокатки для выбранных

толщин, при этом холодную прокатку во втором, третьем и четвертом проходах осуществляют при соотношении окружных скоростей валков: $\frac{v_2}{v_1} = 1,1 - 1,5$, где v_2 – окружная скорость нижнего валка, v_1 – окружная скорость верхнего валка, при этом единичные обжатия во втором, третьем и четвертом проходе составляют $\varepsilon = 28 - 40\%$, а суммарное обжатие составляет не менее 75%. Получен патент на изобретение РФ №2821127 [302].

Разработан способ производства холоднокатаной ленты из жаропрочной нержавеющей стали, включающий подготовительные операции и холодную прокатку заготовки, отличающийся тем, что осуществляют холодную прокатку от пяти до семи проходов с суммарным обжатием 50-75%, причем в первом и втором проходах осуществляют асимметричную прокатку при соотношении окружных скоростей валков: $\frac{v_2}{v_1} = 1,2 - 1,7$, где v_2 – окружная скорость нижнего валка, v_1 – окружная скорость верхнего валка, а в последующих проходах проводят симметричную прокатку. Получен патент на изобретение РФ №2829244 [296].

Разработан способ производства ленты из высокоуглеродистых и легированных сталей, включающий подготовительные операции, предварительный отжиг горячекатаной листовой заготовки, холодную прокатку за несколько проходов на стане, заключительный отжиг, дрессировку и отделочные операции, отличающийся тем, что холодную прокатку на стане во втором проходе осуществляют при соотношении окружных скоростей валков: $\frac{v_2}{v_1} = 1,15 - 1,25$, где v_2 – окружная скорость нижнего рабочего валка, v_1 – окружная скорость верхнего рабочего валка, при этом единичное обжатие во втором проходе составляет $\varepsilon = 28 - 40\%$, а суммарное обжатие составляет не менее 60 – 75%. Получен патент на изобретение РФ №2795066 [303].

Получен патент на изобретение РФ №2701322 [304] на способ производства тонкой полосы, включающий прокатку в двух рабочих валках с рассогласованием их скоростей по меньшей мере в два раза с единичной степенью деформации не менее 50% до суммарной степени деформации 75 ... 95%, отличающийся тем, что прокатку ведут с передним и задним натяжениями, причем заднее удельное натяжение задают равным 0,10 ... 0,20 от предела текучести, а переднее удельное натяжение определяют следующим образом:

$$\sigma_1 = \sigma_0 \cdot \frac{v_1}{v_2} \cdot K, \text{ если } \sigma_1 < 0,45 \cdot \sigma_T,$$

$$\sigma_1 = 0,45 \cdot \sigma_T, \text{ если } \sigma_1 \geq 0,45 \cdot \sigma_T,$$

где σ_0 – удельное заднее натяжение в долях от предела текучести, Н/мм²; σ_1 – удельное переднее натяжение в долях от предела текучести, Н/мм²; σ_T – предел текучести, Н/мм²; v_1 – окружная скорость валка, вращающегося с большей скоростью, м/с; v_2 – окружная скорость валка, вращающегося с меньшей скоростью, м/с; $K = 0,80 \dots 0,95$ – эмпирический коэффициент.

Получен патент на изобретение РФ №2486974 [305] на способ асимметричной прокатки передних концов толстых листов на реверсивных станах, включающий нагрев непрерывнолитой заготовки, обжатие заготовки валками с различными окружными скоростями вращения, при этом перед задачей раската в валки определяют рассогласование скоростей рабочих валков, отличающийся тем, что на переднем участке раската длиной не более 1500 мм для его изгиба в сторону валка, вращающегося с большей окружной скоростью, величину рассогласования скоростей рабочих валков устанавливают в зависимости от относительного обжатия за проход, толщины и температуры раската на входе в очаг деформации:

$$\Delta V = 0,1 - 2,0, \%, \text{ если } \varepsilon > \varepsilon_{\text{крит}},$$

$$\Delta V = 2,01 - 15,0, \%, \text{ если } \varepsilon < \varepsilon_{\text{крит}},$$

$$\text{причем } \varepsilon_{\text{крит}} = -0,001H^2 + 0,4H + 10^{-5}(T - 800)^2 + 0,01(T - 800) + 3,7, \%,$$

$$\text{при } 8 < H \leq 32 \text{ мм},$$

$$\varepsilon_{\text{крит}} = -0,003H^2 + 0,64H - 0,0002(T - 800)^2 + 0,1(T - 800) - 4, \%,$$

$$\text{при } 32 < H \leq 50 \text{ мм},$$

где ΔV – величина рассогласования скоростей рабочих валков, %, $\varepsilon_{\text{крит}}$ – величина критического обжатия, %, H – толщина раската на входе в очаг деформации, мм, T – температура раската на входе в очаг деформации, °C.

Разработан способ прокатки тонких металлических листов, включающий прокатку листа в двух валках с рассогласованием их окружных скоростей по меньшей мере в два раза и с единичной степенью деформации не менее 50% до суммарной степени деформации 75 – 95%, отличающийся тем, что прокатку осуществляют за два или четыре прохода, причем в каждом проходе, начиная с первого, задают одинаковое рассогласование окружных скоростей валков и одинаковую единичную степень деформации металла, а между проходами осуществляют поворот листа в плоскости прокатки на угол 90°. Получен патент на изобретение РФ №2622196 [306].

Отметим также, что результаты работы используются в учебном процессе ФГБОУ ВО «Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова» при подготовке обучающихся по направлению 22.03.02 Metallurgy (уровень бакалавриата), при подготовке обучающихся по направлению 22.04.02 Metallurgy (уровень магистратуры), при подготовке кадров высшей квалификации по направлению 2.6.4 Обработка металлов давлением, что подтверждено актом (Приложение 1), а также используются в научной лаборатории «Механика градиентных наноматериалов им. А.П. Жилиева», что подтверждено актами лабораторных испытаний (Приложение 2) и технологическим регламентом (Приложение 3).

ВЫВОДЫ ПО ГЛАВЕ 6

1. Разработана технологическая схема листовой прокатки со скоростной асимметрией с эффектом снижения на 10-15% расхода электрической энергии главных приводов в сравнении с традиционной (симметричной) листовой прокаткой. Технологическая схема может применяться как для условий холодной листовой прокатки, так и для условий горячей листовой прокатки.

2. Разработана технологическая схема многопроходной листовой горячей прокатки со скоростной асимметрией с эффектом полной динамической рекристаллизации аустенита, предназначенная для производства горячекатаных полос толщиной от 1 до 10 мм из высокопрочных низкоуглеродистых С-Mn сталей с ферритной матрицей со средним диаметром зерна феррита в диапазоне от 4 мкм до 1 мкм без использования легирующих элементов и отдельных операций термической обработки. Технологическая схема предназначена для крупнотоннажного производства листового горячекатаного проката из низкоуглеродистых С-Mn сталей с ферритной матрицей.

3. Разработана технологическая схема однопроходной листовой прокатки со скоростной асимметрией с эффектом полного динамического ферритного превращения, предназначенная для производства горячекатаных полос толщиной от 1 до 10 мм из высокопрочных низкоуглеродистых С-Mn сталей с ферритной матрицей со средним диаметром зерна феррита в диапазоне от 4 мкм до 1 мкм без использования легирующих элементов и отдельных операций термической обработки. Технологическая схема предназначена для малотоннажного производства листового горячекатаного проката из низкоуглеродистых С-Mn сталей с ферритной матрицей.

4. Теоретически и экспериментально обоснован новый технологический параметр процесса горячей листовой прокатки, обеспечивающий повышение класса прочности низкоуглеродистых С-Mn сталей без изменения их химического состава и применения отдельных операций термической обработки. Показано, что применение скоростной асимметрии при листовой прокатке позволяет из одной марки низкоуглеродистой стали 0,09C-1,6Mn получить 12 разных классов прочности: S355MC, S420MC, S460MC, S500MC, S550MC, S600MC, S650MC, S700MC в соответствии с EN 10149-2:2013 и HDT450F, HDT580F, HDT580X, HDT760C в соответствии с EN 10338:2025 с расчетным экономическим эффектом на 1 тонну горячекатаного проката от 2,2-2,9 тыс. руб/т для классов прочности S420MC или HDT580F за счет экономии 0,03-0,04 мас.% ниобия до 15,1-15,4 тыс. руб/т для классов прочности S700MC или HDT760C за счет экономии 0,25 мас.% молибдена, 0,1 мас.% титана, 0,25 мас.% хрома (в ценах 2025 г., 1\$=85₽).

5. Потенциал применения технологий листовой прокатки со скоростной асимметрией не ограничивается низкоуглеродистыми сталями системы С-Mn, но также может быть использован для сталей различных систем легирования, в том числе, для среднеуглеродистых, высокоуглеродистых и нержавеющей сталей, а также для цветных металлов и сплавов (Al, Cu, Ti и др.).

6. Разработаны способы листовой прокатки со скоростной асимметрией, техническая новизна которых подтверждена 8 патентами на изобретения РФ №2848699, №2833651, №2821127, №2829244, №2795066, №2701322, №2486974, №2622196.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

На основании проведенных исследований получены новые теоретические и технологические результаты в области применения скоростной асимметрии при листовой горячей прокатке для повышения механических свойств низкоуглеродистых С-Mn сталей с ферритной матрицей без использования легирующих элементов и отдельных операций термической обработки:

1. При листовой прокатке со скоростной асимметрией реализуется схема деформации, включающая не только сжатие, но и сдвиг. Практическая значимость этого эффекта заключается в технологической возможности увеличения (до 2 раз) истинной деформации ε без изменения коэффициента обжатия h_0/h_1 .

2. Применение скоростной асимметрии позволяет снизить усилие до 2 раз в сравнении с традиционной (симметричной) листовой прокаткой при прочих равных условиях. Практическая значимость этого эффекта заключается в возможности повышения технологической пластичности прокатываемых металлов и сплавов, а также в возможности повышения обжимной способности и производительности прокатных клетей.

3. Предложена уточненная модель контактного трения Леванова, отличающаяся учетом влияния относительной скорости скольжения металла v_s в очаге деформации на величину удельных сил трения τ при листовой прокатке со скоростной асимметрией. Уточненная модель позволила объяснить эффект повышения усилия прокатки в области малой скоростной асимметрии.

4. Минимум активной мощности в очаге деформации обеспечивается при оптимальном соотношении скоростей валков v_1/v_2 , при котором момент прокатки M_2 и мощность прокатки N_2 на приводном валке, вращающемся с меньшей скоростью v_2 , становятся равными нулю, т.е. один из двух приводных валков переходит в генераторный режим работы. Практическая значимость этого эффекта заключается в технологической возможности снижения на 10-15% расхода электрической энергии главных приводов в сравнении с традиционной (симметричной) листовой прокаткой при прочих равных условиях.

5. Применение скоростной асимметрии при листовой прокатке с эффектом большой сдвиговой деформации обеспечивает полное дробление центральной ликвационной полосы.

6. Для экспериментальной реализации процесса листовой прокатки со скоростной асимметрией изготовлен и введен в эксплуатацию в лаборатории «Механика градиентных наноматериалов им. А.П. Жилиева» стан дуо листовой прокатки с индивидуальным приводом рабочих валков, имеющий статус уникальной научной установки.

7. Разработана технологическая схема многопроходной листовой прокатки со скоростной асимметрией в клетях чистовой группы ШСП или ЛПА с эффектом полной динамической рекристаллизации, предназначенная для крупнотоннажного производства горячекатаных полос толщиной от 1 до 10 мм из высокопрочных низкоуглеродистых С-Mn сталей с ферритной матрицей со средним диаметром зерна феррита в диапазоне от 4 мкм до 1 мкм без использования легирующих элементов и отдельных операций термической обработки.

8. Разработана технологическая схема однопроходной листовой прокатки со скоростной асимметрией с эффектом полного динамического ферритного превращения, предназначенная для малотоннажного производства горячекатаных полос толщиной от 1 до 10 мм из высокопрочных низкоуглеродистых С-Mn сталей с ферритной матрицей со средним диаметром зерна феррита в диапазоне от 4 мкм до 1 мкм без использования легирующих элементов и отдельных операций термической обработки.

9. Скоростная асимметрия, характеризующаяся соотношением скоростей валков v_1/v_2 , является новым технологическим параметром процесса листовой прокатки, обеспечивающим дополнительное измельчение структуры и повышение прочности низкоуглеродистых сталей без изменения их химического состава и применения отдельных операций термической обработки. Экспериментально показано, что применение скоростной асимметрии при листовой прокатке позволяет из одной (базовой) марки 0,09C-1,6Mn получить 12 разных классов прочности: S355MC, S420MC, S460MC, S500MC, S550MC, S600MC, S650MC, S700MC в соответствии с EN 10149-2:2013 и HDT450F, HDT580F, HDT580X, HDT760C в соответствии с EN 10338:2025.

10. Расчетный экономический эффект от применения скоростной асимметрии при листовой прокатке составляет от 2,2-2,9 тыс. руб/т для классов прочности S420MC или HDT580F за счет экономии 0,03-0,04 мас.% ниобия до 15,1-15,4 тыс. руб/т для классов прочности S700MC или HDT760C за счет экономии 0,25 мас.% молибдена, 0,1 мас.% титана, 0,25 мас.% хрома (в ценах 2025 г., 1\$=85Р).

11. Потенциал применения технологий листовой прокатки со скоростной асимметрией не ограничивается низкоуглеродистыми сталями системы С-Mn, но также может быть использован для сталей различных систем легирования, в том числе, для среднеуглеродистых, высокоуглеродистых и нержавеющей сталей, а также для цветных металлов и сплавов (Al, Cu, Ti и др.).

12. Практическая ценность диссертационной работы подтверждена 8 патентами на изобретения РФ №2848699, №2833651, №2821127, №2829244, №2795066, №2701322, №2486974, №2622196. Результаты работы используются в научной лаборатории «Механика градиентных наноматериалов им. А.П. Жилиева», что подтверждено технологическим регламентом, а также используются в учебном процессе ФГБОУ ВО «Магнитогорский государственный технический

университет им. Г.И. Носова» при подготовке обучающихся по направлению 22.03.02
Металлургия (уровень бакалавриата), при подготовке обучающихся по направлению 22.04.02
Металлургия (уровень магистратуры), при подготовке кадров высшей квалификации по
направлению 2.6.4 Обработка металлов давлением, что подтверждено актом.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Siebel, E. Zur Theorie des Walzvorganges bei ungleich angetriebenen Walzen / E. Siebel // Archiv für das Eisenhüttenwesen. – 1941. – 15(3). – Pp. 125–128. – DOI 10.1002/srin.194100578.
2. Sachs, G. The Flow of Metals through Tools of Circular Contour / G. Sachs, L. J. Klinger // Journal of Applied Mechanics. – 1947. – 14(2). – Pp. 88–98. – DOI 10.1115/1.4009656.
3. А. с. 63448 СССР, МПК В21В 1/06. Способ прокатки металла / Д. С. Разуваев // Бюл. изобрет. – 1944.
4. Чекмарев, А. П. Прокатка на валках неравного диаметра (непростые случаи прокатки) / А. П. Чекмарев, А. А. Нефедов // Обработка металлов давлением. – 1956. – № 4. – С. 2–15.
5. Королёв, А. А. Новые исследования деформации металла при прокатке / А. А. Королёв. – Москва : Машгиз, 1953. – 266 с.
6. Королёв, А. А. О холодной прокатке с рассогласованием скоростей валков / А. А. Королёв // Сталь. – 1973. – № 10. – С. 906–910.
7. Целиков, А. И. Теория прокатки / А. И. Целиков, А. И. Гришков. – Москва : Металлургия, 1970. – 358 с.
8. Целиков, А. И. Теория прокатки / А. И. Целиков, Г. С. Никитин, С. В. Рокотян. – Москва : Металлургия, 1980. – 319 с.
9. Выдрин, В. Н. Динамика прокатных станов / В. Н. Выдрин. – Свердловск : Металлургиздат, Свердл. отд-ние, 1960. – 255 с.
10. Выдрин, В. Н. Принципиальные и теоретические основы нового процесса «прокатка-волочение». Вып. 76 / В. Н. Выдрин, Л. М. Агеев // Теория и технология прокатки : сб. науч. тр. – Челябинск, 1971. – С. 3–21.
11. Выдрин, В. Н. Исследование непрерывной прокатки в станах с одним приводным валком. Вып. 162 / В. Н. Выдрин, В. И. Крайнов // Теория и технология прокатки : сб. науч. тр. – Свердловск, 1967. – С. 31–38.
12. Выдрин, В. Н. Производство листов и ленты способом «Прокатка-волочение» / В. Н. Выдрин, Л. М. Агеев ; М-во чёрной металлургии СССР. Центр. науч.-исслед. ин-т информации и техн.-экон. исследований чёрной металлургии. – Москва : Черметинформация, 1971. – 21 с.
13. Выдрин, В. Н. Экспериментальное исследование процесса прокатки с различными окружными скоростями валков / В. Н. Выдрин, А. М. Агеев, Н. В. Судаков [и др.] // Обработка металлов давлением. – 1973. – № 1. – С. 74–77.
14. Выдрин, В. Н. Сдвоенная прокатка-волочение – новый технологический процесс прокатки / В. Н. Выдрин // Известия вузов. Чёрная металлургия. – 1974. – № 11. – С. 64–66.

15. Выдрин, В. Н. Расчёт давлений и натяжений при прокатке с различным соотношением окружных скоростей валков / В. Н. Выдрин, Н. В. Судаков, Е. А. Остсемин // Тонколистовая прокатка. – 1979. – С. 38–42.
16. Пелленен, А. П. Исследование минимальной толщины полосы при несимметричной прокатке / А. П. Пелленен // Вестник Южно-Уральского государственного университета. Серия: Metallургия. – 2021. – Т. 21, № 2. – С. 70–77. – DOI 10.14529/met210207. – EDN RCDGMF.
17. Пелленен, А. П. Об использовании несимметричной прокатки для производства лент и полос / А. П. Пелленен // Вестник Южно-Уральского государственного университета. Серия: Metallургия. – 2020. – Т. 20, № 1. – С. 87–93. – DOI 10.14529/met200110. – EDN CYOBGZ.
18. Выдрин, А. В. К 70-летию кафедры ОМД (прокатки). Состояние и перспективы развития энергетической теории прокатки / А. В. Выдрин, Г. И. Коваль, Б. А. Чаплыгин // Вестник Южно-Уральского государственного университета. Серия: Metallургия. – 2024. – Т. 24, № 3. – С. 5–11. – DOI 10.14529/met240301. – EDN FBEGFJ.
19. Салганик, В. М. Асимметричная тонколистовая прокатка: развитие теории, технологии и новые решения : учеб. пособие для вузов по направлению «Metallургия», по спец. «Обработка металлов давлением» / В. М. Салганик, А. М. Песин. – Москва : МИСИС, 1997. – 190 с.
20. Салганик, В. М. Математическое моделирование и развитие процессов асимметричной тонколистовой прокатки / В. М. Салганик, А. М. Песин, М. Б. Черняховский // Производство проката. – 1998. – № 4. – С. 9–15.
21. Песин, А. М. Закономерности асимметричного деформирования и повышение эффективности процесса холодной листовой прокатки : спец. 05.16.05 «Обработка металлов давлением» : автореф. дис. ... канд. техн. наук / А. М. Песин. – Магнитогорск, 1989. – 21 с. – EDN RDOU TL.
22. Песин, А. М. Моделирование и развитие процессов асимметричного деформирования для повышения эффективности листовой прокатки : дис. ... д-ра техн. наук : спец. 05.16.05 «Обработка металлов давлением» / А. М. Песин. – Магнитогорск, 2003. – 395 с. – EDN PZCTGH.
23. Бельский, С. М. Совершенствование технологий формообразования полос и листов на основе развития теории симметричной и асимметричной горячей прокатки : спец. 05.16.05 «Обработка металлов давлением» : автореф. дис. ... д-ра техн. наук / С. М. Бельский. – Москва, 2009. – 48 с. – EDN NKYTPX.

24. Бельский, С. М. Распределение давления прокатки и остаточных напряжений по ширине полосы при скоростной асимметрии / С. М. Бельский // Производство проката. – 2008. – № 4. – С. 22–29. – EDN ISGHRX.
25. Бельский, С. М. Влияние скоростной асимметрии при тонколистовой прокатке на плоскостность полосы / С. М. Бельский // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. – 2008. – № 3. – С. 44–48.
26. Holbrook, R. L. Effects of Nonsymmetry in Strip Rolling on Single-Roll Drive Mills / R. L. Holbrook, C. F. Zorowski // Journal of Engineering for Industry. – 1966. – 88(4). – Pp. 401–408. – DOI 10.1115/1.3672670.
27. Johnson, W. G. Further experiments in asymmetrical rolling / W. G. Johnson, W. G. Needham // International Journal of Mechanical Sciences. – 1966. – 8(6). – Pp. 443–455. – DOI 10.1016/0020-7403(66)90014-2.
28. Dewhurst, P. A theoretical and experimental investigation into asymmetrical hot rolling / P. Dewhurst, I. F. Collins, W. Johnson // International Journal of Mechanical Sciences. – 1974. – 16(6). – Pp. 389–397. – DOI 10.1016/0020-7403(74)90013-7.
29. Collins, I. F. A slipline field analysis of asymmetrical hot rolling / I. F. Collins, P. Dewhurst // International Journal of Mechanical Sciences. – 1975. – 17(10). – Pp. 643–651. – DOI 10.1016/0020-7403(75)90082-X.
30. Pan, D. An experimental study of the effect of roll-speed mismatch on the rolling load during the cold rolling of thin strip / D. Pan, D. H. Sansome // Journal of Mechanical Working Technology. – 1982. – 6(4). – Pp. 361–377. – DOI 10.1016/0378-3804(82)90034-1.
31. Dyja, H. Theoretical and experimental analysis of plates asymmetric rolling / H. Dyja, P. Korczak, J. W. Pilarczyk, J. Grzybowski // Journal of Materials Processing Technology. – 1994. – 45 (1–4). – Pp. 167–172. – DOI 10.1016/0924-0136(94)90336-0.
32. Dyja, H. Asymmetry of the roll gap as a factor improving work of the hydraulic gauge control in the plate rolling mill / H. Dyja, J. Markowski, D. Stoiński // Journal of Materials Processing Technology. – 1996. – 60 (1–4). – Pp. 73–80. – DOI 10.1016/0924-0136(96)02310-2.
33. Kawałek, A. Forming of band curvature in asymmetrical rolling process / A. Kawałek // Journal of Materials Processing Technology. – 2004. – 155–156. – Pp. 2033–2038.
34. Kawałek, A. The theoretical and experimental analysis of the effect of asymmetrical rolling on the value of unit pressure / A. Kawałek // Journal of Materials Processing Technology. – 2004. – 157–158. – Pp. 531–538.
35. Dyja, H. Asymetryczne walcowanie blach i taśm – teoria, technologia i nowe rozwiązania / H. Dyja, W. A. Sałganik, A. Piesin. – Częstochowa : Wydawnictwo Politechniki Częstochowskiej, 2008. – ISBN 978-83-7193-364-6.

36. Нефедов, А. А. опережение и угол критического сечения при прокатке в валках разного диаметра / А. А. Нефедов // Известия вузов. Черная металлургия. – 1964. – № 10. – С. 75–79.
37. Выдрин, А.В. Условие осуществления процесса прокатки-волочения коротких листов / А.В. Выдрин, А.М. Песин, А.П. Пелленен, В.С. Горбунова // Черные металлы. – 2025. – № 2. – С. 62-66. – DOI 10.17580/chm.2025.02.08. – EDN XMKVIJ.
38. Balgabekov, T. K. Effect of Asymmetric Rolling with Cone-Shaped Rolls on Microstructure and Tensile Properties of Low-Carbon Steel / T. K. Balgabekov [et al.] // Advanced Materials Research. – 2015. – 1105. – Pp. 149–153. – DOI 10.4028/www.scientific.net/AMR.1105.149.
39. Потапкин, В. Ф. Особенности деформации металла при асимметричной прокатке тонких полос / В. Ф. Потапкин, А. В. Сатонин, Ю. К. Доброносков // Известия АН СССР. Серия «Металлы». – 1987. – № 4. – С. 62–66.
40. Потапкин, В. Ф. Исследование энергосиловых параметров процесса ДНПВ / В. Ф. Потапкин, А. П. Пелленен // Известия вузов. Черная металлургия. – 1984. – № 1. – С. 59–63.
41. Пименов, А. Ф. Асимметричные процессы прокатки – анализ, способы и перспективы применения / А. Ф. Пименов, В. Н. Скороходов, А. И. Трайно [и др.] // Сталь. – 1982. – № 3. – С. 53–56.
42. Гришков, А. И. К теории асимметричного процесса продольной прокатки / А. И. Гришков // Известия АН СССР. Металлы. – 1976. – № 5. – С. 117–123.
43. Полухин, В. П. Контактное взаимодействие металла с валками при несимметричной прокатке тонких полос. Сообщение 1 / В. П. Полухин, В. Н. Скороходов // Известия вузов. Черная металлургия. – 1976. – № 12. – С. 81–84.
44. Полухин, В. П. Расчёт параметров несимметричного процесса прокатки тонких полос. Сообщение 2 / В. П. Полухин, В. Н. Скороходов // Известия вузов. Черная металлургия. – 1977. – № 1. – С. 169–170.
45. Ефремов, Н. И. Разработка технологии асимметричной прокатки на основе результатов исследования особенностей напряжённо-деформированного состояния тонкого листа в очаге деформации : автореф. дис. ... канд. техн. наук / Н. И. Ефремов. – Москва, 1985. – 22 с.
46. Бровман, М. Я. Энергосиловые параметры при прокатке с различными окружными скоростями валков / М. Я. Бровман, В. Н. Выдрин, В. Х. Римен // Известия вузов. Черная металлургия. – 1976. – № 11. – С. 76–80.
47. Горбунов, К. С. Физическое и компьютерное моделирование влияния асимметрии на силу при горячей прокатке стали повышенной прочности / К. С. Горбунов [и др.] //

Заготовительные производства в машиностроении. – 2024. – 22 (6). – С. 271–274. – DOI 10.36652/1684-1107-2024-22-6-271-274. – EDN JKCLWI.

48. Горбунов, К. С. Исследование влияния асимметрии на энергосиловые параметры при холодной прокатке / К. С. Горбунов, Л. В. Носов, И. П. Мазур // Черные металлы. – 2024. – № 7. – С. 52–55. – DOI 10.17580/chm.2024.07.08. – EDN KWPRTF.

49. Горбунов, К. С. Исследование структуры низкоуглеродистой стали после физического моделирования асимметричного процесса при горячей прокатке / К. С. Горбунов [и др.] // Вестник Магнитогорского гос. техн. университета им. Г. И. Носова. – 2023. – 21 (2). – С. 54–66. – DOI 10.18503/1995-2732-2023-21-2-54-66. – EDN VXWKOD.

50. Кавалек, А. А. Влияние коэффициента скоростной асимметрии на энергосиловые параметры и изгиб полосы / А. А. Кавалек [и др.] // Черные металлы. – 2021. – № 10. – С. 31–34. – DOI 10.17580/chm.2021.10.05. – EDN EHQVAK.

51. Кожевников, А. В. Методы контроля возникновения пробуксовок валков при асимметричной листовой прокатке / А. В. Кожевников, А. В. Самойлов // Металлург. – 2025. – № 4. – С. 100–103. – DOI 10.52351/00260827_2025_4_100. – EDN SJNLEG.

52. Кожевников, А. В. Влияние условий асимметричной прокатки на колебание натяжения с учётом разнотолщинности подката / А. В. Кожевников [и др.] // Сталь. – 2025. – № 1. – С. 13–16. – EDN ZRPQHQ.

53. Кожевников, А. В. Исследование и проектирование процесса асимметричной холодной прокатки стальных полос. Сообщение 1 / А. В. Кожевников, Д. Л. Шалаевский, И. А. Кожевникова // Черные металлы. – 2025. – № 1. – С. 20–23. – DOI 10.17580/chm.2025.01.04. – EDN QNJBPO.

54. Кожевников, А. В. Алгоритм проектирования режима асимметричной прокатки / А. В. Кожевников [и др.] // Черная металлургия. Бюл. научно-техн. и экон. информации. – 2024. – 80 (6). – С. 72–81. – DOI 10.32339/0135-5910-2024-6-72-81. – EDN QPDXJB.

55. Skripalenko, M. M. Computer Simulation of the Stress State Parameters of Steel Strips during Symmetric and Asymmetric Cold Strip Rolling / M. M. Skripalenko [et al.] // Russian Metallurgy (Metally). – 2024. – 2024 (7). – Pp. 1754–1759. – DOI 10.1134/S0036029524703051. – EDN KVAUCR.

56. Кожевников, А. В. Численное моделирование процесса холодной продольной асимметричной прокатки / А. В. Кожевников [и др.] // Заготовительные производства в машиностроении. – 2023. – 21 (6). – С. 271–277. – DOI 10.36652/1684-1107-2023-21-6-271-277. – EDN BIEXAQ.

57. Кожевников, А. В. Исследование влияния симметричной и асимметричной холодной прокатки на формирование микроструктуры и твёрдость стальных полос / А. В.

Кожевников [и др.] // *Металлург*. – 2023. – № 4. – С. 38–44. – DOI 10.52351/00260827_2023_04_38. – EDN UUHPDB.

58. Кожевников, А. В. Сравнительный анализ параметров симметричной и асимметричной холодной прокатки полосы на основе компьютерного моделирования / А. В. Кожевников [и др.] // *Сталь*. – 2023. – № 10. – С. 27–30. – EDN HFJBFL.

59. Кожевников, А. В. Исследование энергосиловых параметров асимметричного процесса прокатки и оценка микроструктуры стальной полосы / А. В. Кожевников [и др.] // *Черные металлы*. – 2023. – № 12. – С. (уточнить страницы). – DOI 10.17580/chm.2023.12.09. – EDN LTSBUD.

60. Kozhevnikov, A. V. Comparative evaluation of the kinematic parameters at symmetric and asymmetric cold rolling of strip using computer simulation / A. V. Kozhevnikov [et al.] // *CIS Iron and Steel Review*. – 2023. – 25. – Pp. 51–57. – DOI 10.17580/cisr.2023.01.09. – EDN WSSEII.

61. Кожевников, А. В. Имитационное моделирование устойчивости асимметричной прокатки стальной полосы / А. В. Кожевников [и др.] // *Черная металлургия. Бюллетень научной, технической и экономической информации*. – 2022. – Т. 78, № 10. – С. 865–871. – DOI 10.32339/0135-5910-2022-10-865-871. – EDN DJBCTF.

62. Максимов, Е. А. Связь деформационного и кинематического критериев плоскостности полос при прокатке / Е. А. Максимов // *Металлообработка*. – 2007. – № 3(39). – С. 21–29.

63. Синицын, В. Г. Несимметричная прокатка листов и лент / В. Г. Синицын. – Москва : Металлургия, 1984. – 166 с.

64. Синицын, В. Г. Теоретическое обоснование снижения энергосиловых параметров при несимметричной прокатке / В. Г. Синицын // *Известия вузов. Черная металлургия*. – 1974. – № 3. – С. 69–72.

65. Синицын, В. Г. Несимметричная прокатка латуни в промышленных условиях / В. Г. Синицын [и др.] // *Цветные металлы*. – 1972. – № 6. – С. 56–58.

66. Синицын, В. Г. Холодная несимметричная прокатка полос и лент из цветных металлов / В. Г. Синицын. – Москва : Цветметинформация, 1975. – 42 с.

67. Кожевников, А. В. Особенности асимметричной листовой прокатки в валках с разным диаметром / А. В. Кожевников, А. В. Самойлов, И. А. Кожевникова // *Прокатное производство. Приложение к журналу "Технология металлов"*. – 2024. – № 23. – С. 1-4. – DOI 10.31044/1684-2499-2024-0-23-1-4. – EDN RDJUBU.

68. Выдрин, А. В. Усилие при существенно несимметричной прокатке листов / А. В. Выдрин, Е. Е. Чванова // *Вестник Южно-Уральского государственного университета. Серия: Металлургия*. – 2008. – № 24(124). – С. 51-54. – EDN JWKAKD.

69. Черняховский, М. Б. Моделирование и совершенствование процесса асимметричной холодной прокатки стальной ленты : дис. ... канд. техн. наук / М. Б. Черняховский. – Магнитогорск, 2002. – 132 с. – EDN QDQJJB.
70. Choi, C.-H. The effect of shear texture development on the formability in rolled aluminum alloy sheets / C.-H. Choi, K.-H. Kim, D. N. Lee // *Materials Science Forum*. – 1998. – 273–275. – Pp. 391–396. – DOI 10.4028/www.scientific.net/MSF.273-275.391.
71. Cui, Q. Grain refinement of high purity aluminium by asymmetric rolling / Q. Cui, K. Ohori // *Materials Science and Technology*. – 2000. – 16 (10). – Pp. 1095–1101. – DOI 10.1179/026708300101507019.
72. Kim, W. J. Microstructure and mechanical properties of Mg-Al-Zn alloy sheets severely deformed by asymmetrical rolling / W. J. Kim [et al.] // *Scripta Materialia*. – 2007. – 56 (4). – Pp. 309–312. – DOI 10.1016/j.scriptamat.2006.09.034.
73. Ji, Y. H. Finite element analysis of severe deformation in Mg-3Al-1Zn sheets through differential-speed rolling with a high-speed ratio / Y. H. Ji, J. J. Park, W. J. Kim // *Materials Science and Engineering A*. – 2007. – 454–455. – Pp. 570–574. – DOI 10.1016/j.msea.2006.11.076.
74. Loorentz. Microstructure evolution and mechanical properties of severely deformed Al alloy processed by differential speed rolling / Loorentz, Y. G. Ko // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2012. – 536. – Pp. 122–125. – DOI 10.1016/j.jallcom.2011.12.009.
75. Yu, H. L. Asymmetric cryorolling for fabrication of nanostructural aluminum sheets / H. L. Yu [et al.] // *Scientific Reports*. – 2012. – 2. – P. 772. – DOI 10.1038/srep00772.
76. Yu, H. L. Mechanical properties of Al-Mg-Si alloy sheets produced using asymmetric cryorolling and ageing treatment / H. L. Yu [et al.] // *Materials Science and Engineering A*. – 2013. – 568. – Pp. 212–218. – DOI 10.1016/j.msea.2013.01.048.
77. Yu, H. L. Tensile fracture of ultrafine grained aluminum 6061 sheets by asymmetric cryorolling for microforming / H. L. Yu [et al.] // *International Journal of Damage Mechanics*. – 2014. – 23 (8). – Pp. 1077–1095. – DOI 10.1177/1056789514538083.
78. Yu, H. Special rolling techniques for improvement of mechanical properties of ultrafine-grained metal sheets: a review / H. Yu, C. Lu, A. K. Tieu // *Advanced Engineering Materials*. – 2016. – 18 (5). – Pp. 754–769. – DOI 10.1002/adem.201500369.
79. Yu, H. High thermal stability and excellent mechanical properties of ultrafine-grained high-purity copper sheets subjected to asymmetric cryorolling / H. Yu [et al.] // *Materials Characterization*. – 2019. – 153. – Pp. 34–45. – DOI 10.1016/j.matchar.2019.04.034.
80. Yu, H. Mechanical properties and microstructure of a Ti-6Al-4V alloy subjected to cold rolling, asymmetric rolling and asymmetric cryorolling / H. Yu [et al.] // *Materials Science and Engineering A*. – 2018. – 710. – Pp. 10–16. – DOI 10.1016/j.msea.2017.10.075.

81. Kim, W. J. Microstructure and mechanical properties of pure Ti processed by high-ratio differential speed rolling at room temperature / W. J. Kim, S. J. Yoo, J. B. Lee // *Scripta Materialia*. – 2010. – 62 (7). – Pp. 451–454. – DOI 10.1016/j.scriptamat.2009.12.008.
82. Kim, W. J. Effect of the speed ratio on grain refinement and texture development in pure Ti during differential speed rolling / W. J. Kim [et al.] // *Scripta Materialia*. – 2011. – 64 (1). – Pp. 49–52. – DOI 10.1016/j.scriptamat.2010.09.002.
83. Kim, K.-H. Analysis of deformation textures of asymmetrically rolled aluminum sheets / K.-H. Kim, D. N. Lee // *Acta Materialia*. – 2001. – 49 (13). – Pp. 2583–2595. – DOI 10.1016/S1359-6454(01)00036-2.
84. Lee, D. N. Asymmetric rolling as means of texture and ridging control and grain refinement of aluminum alloy and steel sheets / D. N. Lee // *Materials Science Forum*. – 2004. – 449–452. – Pp. 1–6. – DOI 10.4028/www.scientific.net/MSF.449-452.1.
85. Hamad, K. A cross-shear deformation for optimizing the strength and ductility of AZ31 magnesium alloys / K. Hamad, Y. G. Ko // *Scientific Reports*. – 2016. – 6. – P. 29954. – DOI 10.1038/srep29954.
86. Ko, Y. G. Structural features and mechanical properties of AZ31 Mg alloy warm-deformed by differential speed rolling / Y. G. Ko, K. Hamad // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2018. – 744. – Pp. 96–103. – DOI 10.1016/j.jallcom.2018.02.095.
87. Lee, J. K. Shear texture development and grain refinement in asymmetrically rolled aluminum alloy sheets by varied reduction per pass / J. K. Lee, D. N. Lee // *Materials Science Forum*. – 2002. – 408–412. – Pp. 1419–1424. – DOI 10.4028/www.scientific.net/MSF.408-412.1419.
88. Kurahashi, R. Development of industrial production of ultrafine grained steel in tandem hot strip mill / R. Kurahashi [et al.] // *La Revue de Métallurgie-CIT*. – 2005. – Pp. 271–283.
89. Nakayama Steel Co., Ltd. Product Information [Электронный ресурс]. – URL: <https://www.nakayama-steel.co.jp/menu/product/pdf/nfg.pdf> (дата обращения: 04.11.2024).
90. Forging a sustainable future amid challenges [Электронный ресурс] // *The Worldfolio*. – URL: <https://www.theworldfolio.com/interviews/nakayama-steel-works-forging-sustainable-future-amid-challenges/6110/> (дата обращения: 04.11.2024).
91. Рудской, А. И. Научные основы управления структурой и свойствами сталей в процессах термомеханической обработки / А. И. Рудской ; РАН, СПбПУ Петра Великого. – Москва : РАН, 2019. – 274 с. – ISBN 978-5-907036-62-8.
92. Halfa, H. Recent Trends in Producing Ultrafine Grained Steels / H. Halfa // *Journal of Minerals and Materials Characterization and Engineering*. – 2014. – Vol. 2. – P. 428–469. – DOI: 10.4236/jmmce.2014.25047.

93. Чикишев, Д. Н. Разработка экономнолегированных марок сталей со специальными свойствами : Монография. Электронный ресурс / Д. Н. Чикишев, Д. О. Пустовойтов, Е. Б. Пожидаева. – Магнитогорск : Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова, 2015. – ISBN 978-5-9967-0748-5. – EDN XQSYCD.
94. Салганик, В. М. Анализ и синтез экономнолегированных сталей для топливно-энергетического комплекса / В. М. Салганик, С. В. Денисов, П. А. Стеканов [и др.]. – Магнитогорск : Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова, 2015. – 207 с. – ISBN 978-5-9967-0595-5. – EDN TWECUR.
95. Салганик, В. М. Обеспечение высокого качества проката толщиной более 16 мм на широкополосном стане 2000 ОАО ММК / В. М. Салганик, Д. О. Пустовойтов, С. В. Денисов [и др.] // Сталь. – 2012. – № 10. – С. 57-59. – EDN RZBHBD.
96. Салганик, В. М. Особенности формирования напряженно-деформированного состояния раската в черновых проходах применительно к стану 5000 ОАО ММК / В. М. Салганик, А. В. Шмаков, Д. О. Пустовойтов, С. А. Муриков // Производство проката. – 2009. – № 11. – С. 10-13. – EDN KZUZZJ.
97. Молостов, М. А. Разработка эффективной схемы деформации проката в черновой группе клетей стана 2000 / М. А. Молостов, П. А. Стеканов, С. В. Дубовский [и др.] // Сталь. – 2009. – № 10. – С. 51-52. – EDN QZQPYX.
98. WorldAutoSteel. AHSS Application Guidelines. Ferrite-Bainite Steel [Электронный ресурс]. – URL: <https://ahssinsights.org/metallurgy/steel-grades/ferrite-bainite-steel/> (дата обращения: 08.10.2023).
99. ArcelorMittal. Hot-rolled ferrite-bainite steels [Электронный ресурс]. – URL: https://automotive.arcelormittal.com/products/flat/first_gen_AHSS/FB (дата обращения: 08.10.2023).
100. WorldAutoSteel. AHSS Application Guidelines. Dual-Phase Steels [Электронный ресурс]. – URL: <https://ahssinsights.org/metallurgy/steel-grades/ahss/dual-phase/> (дата обращения: 08.10.2023).
101. Викентьев, И. В. Критическое и стратегическое минеральное сырьё в Российской Федерации / И. В. Викентьев // Геология рудных месторождений. – 2023. – Т. 65, № 5. – С. 463–475.
102. Боярко, Г. Ю. Динамика мирового производства и товарных потоков ниобиевого сырья / Г. Ю. Боярко // Известия Томского политехнического университета. Инжиниринг георесурсов. – 2019. – Т. 330, № 10. – С. 216–229.
103. Михайловский, В. Н. Электрометаллургия и производство ферросплавов. Методика определения технических показателей плавки в дуговой шахтной

электросталеплавильной печи : учеб. пособие / В. Н. Михайловский, П. В. Ковалёв. – Санкт-Петербург : Изд-во Политехн. ун-та, 2011. – 140 с.

104. Song, R. Overview of processing, microstructure and mechanical properties of ultrafine grained bcc steels: a review / R. Song [et al.] // *Materials Science and Engineering A*. – 2006. – 441. – Pp. 1–17. – DOI 10.1016/j.msea.2006.08.095.

105. Hodgson, P. D. A Mathematical Model to Predict the Mechanical Properties of Hot Rolled C-Mn and Microalloyed Steels / P. D. Hodgson, R. K. Gibbs // *ISIJ International*. – 1992. – 32. – Pp. 1329–1338.

106. Колбасников, Н. Г. Физические основы пластической обработки металлов : учеб. пособие / Н. Г. Колбасников. – Санкт-Петербург : СПбПУ Петра Великого, 2023. – 466 с. – ISBN 978-5-7422-8080-4. – EDN YBBWSA.

107. Колбасников, Н. Г. Фазовые превращения в сплавах как явления самоорганизации / Н. Г. Колбасников. – Санкт-Петербург : СПбПУ Петра Великого, 2024. – 327 с. – ISBN 978-5-7422-8825-1. – EDN NHQHSE.

108. Jonas, J. J. Dynamic recrystallization – scientific curiosity or industrial tool? / J. J. Jonas // *Materials Science and Engineering A*. – 1994. – 184. – Pp. 155–165.

109. McQueen, H. J. Development of dynamic recrystallization theory / H. J. McQueen // *Materials Science and Engineering A*. – 2004. – 387–389. – Pp. 203–208.

110. Huang, K. A review of dynamic recrystallization phenomena in metallic materials / K. Huang, R. E. Logé // *Materials and Design*. – 2016. – 111. – Pp. 548–574.

111. Cho, S.-H. The Dynamic, Static and Metadynamic Recrystallization of a Nb-microalloyed Steel / S.-H. Cho, K.-B. Kang, J. J. Jonas // *ISIJ International*. – 2001. – 41 (1). – Pp. 63–69.

112. Ghosh, C. Determination of the Critical Strains for the Initiation of Dynamic Transformation and Dynamic Recrystallization in Four Steels of Increasing Carbon Contents / C. Ghosh, V. V. Basabe, J. J. Jonas // *Steel Research International*. – 2012. – 84. – Pp. 490–494. – DOI 10.1002/srin.201200188.

113. Sunand, W. P. Comparison between Static and Metadynamic Recrystallization an Application to the Hot Rolling of Steels / W. P. Sunand, E. B. Hawbolt // *ISIJ International*. – 1997. – 37 (10). – Pp. 1000–1009.

114. Zhong, L. Hot Deformation Behavior and Dynamic Recrystallization of Ultra High Strength Steel / L. Zhong [et al.] // *Metals*. – 2021. – 11. – P. 1239. – DOI 10.3390/met11081239.

115. Huang, Y. D. Important factors to obtain homogeneous and ultrafine ferrite-pearlite microstructure in low carbon steel / Y. D. Huang, L. Froyen // *Journal of Materials Processing Technology*. – 2002. – 124. – Pp. 216–226.

116. Ferreira, J. L. Influence of Thermomechanical Parameters on the Competition between Dynamic Recrystallization and Dynamic Strain Induced Transformation in C-Mn and C-Mn-Nb Steels Deformed by Hot Torsion / J. L. Ferreira [et al.] // *ISIJ International*. – 2007. – 47 (11). – Pp. 1638–1646.
117. Medina, S. F. Modelling of the Dynamic Recrystallization of Austenite in Low Alloy and Microalloyed Steels / S. F. Medina, C. A. Hernandez // *Acta Materialia*. – 1996. – 44 (1). – Pp. 165–171.
118. Lv, J. A Review of Microstructural Evolution and Modelling of Aluminium Alloys under Hot Forming Conditions / J. Lv [et al.] // *Metals*. – 2020. – 10. – 1516. – doi:10.3390/met10111516.
119. Kassner, M. E. New developments in geometric dynamic recrystallization / M. E. Kassner, S. R. Barrabes // *Materials Science and Engineering A*. – 2005. – 410–411. – Pp. 152–155.
120. Militzer, M. Phenomenological Model for Deformation-Induced Ferrite Transformation / M. Militzer, Y. Bréchet // *Metallurgical and Materials Transactions A*. – 2009. – 40A. – Pp. 2273–2284. – DOI 10.1007/s11661-009-9926-x.
121. Weng, Y. Deformation Induced Ferrite Transformation in Microalloyed Steels: Theory and Application / Y. Weng, X. Sun, H. Dong // *Materials Science Forum*. – 2007. – 561–565. – Pp. 2491–2508.
122. Imandoust, A. Low-temperature strain-induced ferrite transformation in twinning-induced plasticity steel / A. Imandoust, A. Zarei-Hanzaki, H. R. Abedi // *Scripta Materialia*. – 2012. – 67. – Pp. 995–998.
123. Yang, Z. Formation of Ultra-fine Grain Structure of Plain Low Carbon Steel through Deformation Induced Ferrite Transformation / Z. Yang, R. Wang // *ISIJ International*. – 2003. – 43 (5). – Pp. 761–766. – DOI 10.2355/isijinternational.43.761.
124. Dong, H. Deformation induced ferrite transformation in low carbon steels / H. Dong, X. Sun // *Current Opinion in Solid State and Materials Science*. – 2005. – 9. – Pp. 269–276. – DOI 10.1016/j.cossms.2006.02.014.
125. Du, L. Determination of Upper Limit Temperature of Strain-induced Transformation of Low Carbon Steels / L. Du, C. Zhang, H. Ding // *ISIJ International*. – 2002. – 42 (10). – Pp. 1119–1124.
126. Yang, Z. Influence of Deformation Parameters on Deformation Induced Ferrite Transformation in Plain Low Carbon Steel / Z. Yang // *Materials Science Forum*. – 2007. – Vols. 539–543. – Pp. 4704–4707. – DOI 10.4028/www.scientific.net/MSF.539-543.4704.
127. Rajput, S.K. Optimized Thermomechanical Processing for Fine-Grained Dual-Phase Microstructure Using Deformation-Induced Ferrite Transformation / S.K. Rajput, Y. Mehta, G.P. Chaudhari, S.K. Nath // *JMEPEG*. – 2020. – Vol. 29. – Pp. 4260–4274. – doi.org/10.1007/s11665-020-04965-w.

128. Imandoust, A. Low-temperature strain-induced ferrite transformation in twinning-induced plasticity steel / A. Imandoust, A. Zarei-Hanzaki, H.R. Abedi // *Scripta Materialia*. – 2012. – Vol. 67. – Pp. 995–998.
129. Beladi, H. Formation of Ultrafine Grained Structure in Plain Carbon Steels Through Thermomechanical Processing / H. Beladi, G.L. Kelly, P.D. Hodgson // *Materials Transactions*. – 2004. – Vol. 45, No. 7. – Pp. 2214–2218.
130. Choi, J.-K. Formation of Ultrafine Ferrite by Strain-induced Dynamic Transformation in Plain Low Carbon Steel / J.-K. Choi, D.-H. Seo, J.-S. Lee, K.-K. Um, W.-Y. Choo // *ISIJ International*. – 2003. – Vol. 43, No. 5. – Pp. 746–754.
131. Hickson, M.R. The Production of Ultrafine Ferrite in Low-Carbon Steel by Strain-Induced Transformation / M.R. Hickson, P.J. Hurley, R.K. Gibbs, G.L. Kelly, P.D. Hodgson // *Metallurgical and Materials Transactions A*. – 2002. – Vol. 33A. – Pp. 1019–1026.
132. Kumar, P. A Brief Review on Grain Refinement in Steel Through Dynamic Strain Induced Transformation / P. Kumar, R. Amit Choudhury // *Journal of Materials Science & Surface Engineering*. – 2016. – Vol. 4, No. 5. – Pp. 436–443.
133. Zheng, C. Numerical simulation of dynamic strain-induced austenite–ferrite transformation in a low carbon steel / C. Zheng, N. Xiao, L. Hao, D. Li, Y. Li // *Acta Materialia*. – 2009. – Vol. 57. – Pp. 2956–2968.
134. Inoue, T. Through-Thickness Microstructure and Strain Distribution in Steel Sheets Rolled in a Large-Diameter Rolling Process / T. Inoue, H. Qiu, R. Ueji // *Metals*. – 2020. – Vol. 10. – Art. 91. – doi:10.3390/met10010091.
135. Etou, M. Super Short Interval Multi-pass Rolling Process for Ultrafine-grained Hot Strip / M. Etou, S. Fukushima, T. Sasaki, Y. Haraguchi, K. Miyata, M. Wakita, T. Tomida, N. Imai, M. Yoshida, Y. Okada // *ISIJ International*. – 2008. – Vol. 48, No. 8. – Pp. 1142–1147.
136. Lannoo, G. EUR 21946 – Physical metallurgy and design of new generic steel grades. Heavy warm rolling for the production of thin hot strips / G. Lannoo, D. Ponge, L. Storjéva, T. Nijhuis, J. Chen, T. Trickl // *Technical Steel Research*. – Luxembourg : Office for Official Publications of the European Communities, 2006. – 141 p.
137. Calcagnotto, M. Effect of grain refinement to 1 μm on strength and toughness of dual-phase steels / D. Ponge, D. Raabe // *Materials Science and Engineering A*. – 2010. – 527. – Pp. 7832–7840.
138. Hirt, G. Rolling of functional metallic surface structures / G. Hirt, M. Thome // *CIRP Annals*. – 2008. – Vol. 57, No. 1. – Pp. 317–320. – doi.org/10.1016/j.cirp.2008.03.034.

139. Pustovoytov, D. Asymmetric (Hot, warm, cold, cryo) rolling of light alloys: A review / D. Pustovoytov, A. Pesin, P. Tandon // *Metals*. – 2021. – Vol. 11, No. 6. – DOI: 10.3390/met11060956. – EDN QPZZYU.
140. Kim, W.J. Superplastic behavior of a fine-grained ZK60 magnesium alloy processed by high-ratio differential speed rolling / W.J. Kim, M.J. Kim, J.Y. Wang // *Materials Science and Engineering A*. – 2009. – Vol. 527. – Pp. 322–327. – doi.org/10.1016/j.msea.2009.08.064.
141. Kim, W.J. Synthesis of ultra-high strength Al-Mg-Si alloy sheets by differential speed rolling / W.J. Kim, J.Y. Wang, S.O. Choi, H.J. Choi, H.T. Sohn // *Materials Science and Engineering A*. – 2009. – Vol. 520, No. 1–2. – Pp. 23–28. – doi.org/10.1016/j.msea.2009.05.010.
142. Polkowski, W. Microstructure and texture evolution of copper processed by differential speed rolling with various speed asymmetry coefficient / W. Polkowski, P. Jozwik, M. Polanski, Z. Bojar // *Materials Science and Engineering A*. – 2013. – Vol. 564. – Pp. 289–297. – doi.org/10.1016/j.msea.2012.12.006.
143. Park, J.-J. Finite-element analysis of severe plastic deformation in differential-speed rolling / J.-J. Park // *Computational Materials Science*. – 2015. – Vol. 100. – Pp. 61–66. – doi.org/10.1016/j.commatsci.2014.09.010.
144. Megantoro, R. B. Temperature rise during differential speed rolling / R. B. Megantoro, Loorentz, Y. G. Ko // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2014. – Vol. 586. – P. 254–257. – DOI: 10.1016/j.jallcom.2012.11.173.
145. Bobor, K. Microstructure and mechanical properties of Al 7075 alloy processed by differential speed rolling / K. Bobor [et al.] // *Periodica Polytechnica Mechanical Engineering*. – 2012. – Vol. 56, No. 2. – P. 111–115. – DOI: 10.3311/pp.me.2012-2.06.
146. Pesin, A. Finite Element Simulation of Shear Strain during High-Ratio Differential Speed Rolling of Aluminum Alloy 5083 / A. Pesin, D. Pustovoytov // *Key Engineering Materials*. – 2016. – Vol. 716. – P. 700–707. – DOI: 10.4028/www.scientific.net/KEM.716.700.
147. Горбунов, К. С. Исследование и совершенствование технологии тонколистовой прокатки в условиях искусственной асимметрии : дис. ... канд. техн. наук / К. С. Горбунов. – Липецк, 2025. – 113 с. – EDN SAOPJG.
148. Philipp, M. Front end bending in plate rolling influenced by circumferential speed mismatch and geometry / M. Philipp, W. Schwenzfeier, F.D. Fischer, R. Wodlinger, C. Fischer // *Journal of Materials Processing Technology*. – 2007. – Vol. 184, No. 1–3. – Pp. 224–232. – doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2006.11.027.
149. Dhinwal, S.S. Tailoring One-Pass Asymmetric Rolling of Extra Low Carbon Steel for Shear Texture and Recrystallization / S.S. Dhinwal, L.S. Toth, R. Lapovok, P.D. Hodgson // *Materials*. – 2019. – 12. – 1935. – doi:10.3390/ma12121935.

150. Dhinwal, S. S. Facilitating the occurrence of dynamic recrystallization in plain extra low-carbon steel by warm asymmetric rolling / S. S. Dhinwal, C. Ernould, B. Beausir // *Materials Characterization*. – 2022. – Vol. 189. – 111942. – DOI: 10.1016/j.matchar.2022.111942.
151. Vincze, G. Asymmetrical Rolling of Aluminum Alloys and Steels: A Review / G. Vincze, F.J.P. Simoes, M.C. Butuc // *Metals*. – 2020. – Vol. 10. – Pp. 1126. – doi.org/10.3390/met10091126.
152. Utsunomiya, H. Improvement in the r-value of aluminum sheets by differential-friction rolling / H. Utsunomiya, T. Ueno, T. Sakai // *Scripta Materialia*. – 2007. – Vol. 57, No. 12. – Pp. 1109–1112. – doi.org/10.1016/j.scriptamat.2007.08.024.
153. Sakai, T. Improvement of the r-value in 5052 aluminum alloy sheets having through-thickness shear texture by 2-pass single-roll drive unidirectional shear rolling / T. Sakai, S. Hamada, Y. Saito // *Scripta Materialia*. – 2001. – Vol. 44, No. 11. – Pp. 2569–2573. – doi.org/10.1016/S1359-6462(01)00932-0.
154. Zuo, Y. Shear deformation and plate shape control of hot-rolled aluminium alloy thick plate prepared by asymmetric rolling process / Y. Zuo, X. Fu, J. Cui, X. Tang, L. Mao, L. Li, Q. Zhu // *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*. – 2014. – Vol. 24, No. 7. – Pp. 2220–2225. – doi.org/10.1016/S1003-6326(14)63336-7.
155. Zuo, F. Shear deformation and grain refinement in pure Al by asymmetric rolling / F. Zuo, J. Jiang, A. Shan, J. Fang, X. Zhang // *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*. – 2008. – Vol. 18, No. 4. – Pp. 774–777. – doi.org/10.1016/S1003-6326(08)60133-8.
156. Sidor, J. Microstructural and crystallographic aspects of conventional and asymmetric rolling processes / J. Sidor, A. Miroux, R. Petrov, L. Kestens // *Acta Materialia*. – 2008. – Vol. 56, No. 11. – Pp. 2495–2507. – doi.org/10.1016/j.actamat.2008.01.042.
157. Angella, G. A comparison between equal channel angular pressing and asymmetric rolling of silver in the severe plastic deformation regime / G. Angella, B. Esfandiar Jahromi, M. Vedani // *Materials Science and Engineering A*. – 2013. – Vol. 559. – P. 742–750. – DOI: 10.1016/j.msea.2012.09.018.
158. Kang, S.-B. Effect of asymmetric rolling on the texture and mechanical properties of AA6111-aluminum sheet / S.-B. Kang [et al.] // *Metallurgical and Materials Transactions A*. – 2005. – Vol. 36. – P. 3141–3149. – DOI: 10.1007/s11661-005-0085-4.
159. Ma, C. Influence of thickness reduction per pass on strain, microstructures and mechanical properties of 7050 Al alloy sheet processed by asymmetric rolling / C. Ma [et al.] // *Materials Science and Engineering A*. – 2016. – Vol. 650. – P. 454–468. – DOI: 10.1016/j.msea.2015.10.059.
160. Lee, J. K. Texture control and grain refinement of AA1050 Al alloy sheets by asymmetric rolling / J. K. Lee, D. N. Lee // *International Journal of Mechanical Sciences*. – 2008. – Vol. 50. – P. 869–887. – DOI: 10.1016/j.ijmecsci.2007.09.008.

161. Beausir, B. Analysis of microstructure and texture evolution in pure magnesium during symmetric and asymmetric rolling / B. Beausir [et al.] // *Acta Materialia*. – 2009. – Vol. 57. – P. 5061–5077. – DOI: 10.1016/j.actamat.2009.07.008.
162. Biswas, S. Asymmetric and symmetric rolling of magnesium: Evolution of microstructure, texture and mechanical properties / S. Biswas, D. Kim, S. Suwas // *Materials Science and Engineering A*. – 2012. – Vol. 550. – P. 19–30. – DOI: 10.1016/j.msea.2012.03.099.
163. Seong, J. W. Development of biodegradable Mg-Ca alloy sheets with enhanced strength and corrosion properties through the refinement and uniform dispersion of the Mg₂Ca phase by high-ratio differential speed rolling / J. W. Seong, W. J. Kim // *Acta Biomaterialia*. – 2015. – Vol. 11. – P. 531–542. – DOI: 10.1016/j.actbio.2014.09.029.
164. Gong, X. Effect of annealing on microstructure and mechanical properties of ZK60 magnesium alloy sheets processed by twin-roll cast and differential speed rolling / X. Gong [et al.] // *Materials Characterization*. – 2014. – Vol. 97. – P. 183–188. – DOI: 10.1016/j.matchar.2014.09.014.
165. Ucuncuoglu, S. Effect of asymmetric rolling process on the microstructure, mechanical properties and texture of AZ31 magnesium alloys sheets produced by twin roll casting technique / S. Ucuncuoglu [et al.] // *Journal of Magnesium and Alloys*. – 2014. – Vol. 2. – P. 92–98. – DOI: 10.1016/j.jma.2014.02.001.
166. Kaseem, M. Effect of deformation temperature on microstructure and mechanical properties of AZ31 Mg alloy processed by differential-speed rolling / M. Kaseem [et al.] // *Journal of Materials Science and Technology*. – 2015. – Vol. 31. – P. 498–503. – DOI: 10.1016/j.jmst.2014.08.016.
167. Luo, D. Effect of differential speed rolling on the room and elevated temperature tensile properties of rolled AZ31 Mg alloy sheets / D. Luo [et al.] // *Materials Characterization*. – 2017. – Vol. 124. – P. 223–228. – DOI: 10.1016/j.matchar.2016.12.007.
168. Watanabe, H. Effect of temperature of differential speed rolling on room temperature mechanical properties and texture in an AZ31 magnesium alloy / H. Watanabe, T. Mukai, K. Ishikawa // *Journal of Materials Processing Technology*. – 2007. – Vol. 182. – P. 644–647. – DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2006.08.010.
169. Копцева, Н. В. Формирование ультрамелкозернистой структуры стали 08Ю при асимметричной прокатке с рассогласованием скоростей рабочих валков / Н. В. Копцева, Ю. Ю. Ефимова, А. М. Песин [и др.] // *Технологии металлургии, машиностроения и материалобработки*. – 2022. – № 21. – С. 83–92. – EDN EPHAZX.
170. Huang, X. Effects of thickness reduction per pass on microstructure and texture of Mg–3Al–1Zn alloy sheet processed by differential speed rolling / X. Huang [et al.] // *Scripta Materialia*. – 2009. – Vol. 60. – P. 964–967. – DOI: 10.1016/j.scriptamat.2009.02.022.

171. Gong, X. Enhanced plasticity of twin-roll cast ZK60 magnesium alloy through differential speed rolling / X. Gong [et al.] // *Materials and Design*. – 2009. – Vol. 30. – P. 3345–3350. – DOI: 10.1016/j.matdes.2009.03.040.
172. Huang, X. Improvement of formability of Mg-Al-Zn alloy sheet at low temperatures using differential speed rolling / X. Huang [et al.] // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2009. – Vol. 470. – P. 263–268. – DOI: 10.1016/j.jallcom.2008.02.029.
173. Huang, X. Mechanical properties of Mg-Al-Zn alloy with a tilted basal texture obtained by differential speed rolling / X. Huang [et al.] // *Materials Science and Engineering A*. – 2008. – Vol. 488. – P. 214–220. – DOI: 10.1016/j.msea.2007.11.029.
174. Huang, X. Microstructural and textural evolution of AZ31 magnesium alloy during differential speed rolling / X. Huang [et al.] // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2009. – Vol. 479. – P. 726–731. – DOI: 10.1016/j.jallcom.2009.01.046.
175. Chang, L. L. Microstructure and mechanical properties of AM31 magnesium alloys processed by differential speed rolling / L. L. Chang, J. H. Cho, S. B. Kang // *Journal of Materials Processing Technology*. – 2011. – Vol. 211. – P. 1527–1533. – DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2011.04.003.
176. Xia, W. Microstructure and mechanical properties of AZ31 magnesium alloy sheets produced by differential speed rolling / W. Xia [et al.] // *Journal of Materials Processing Technology*. – 2009. – Vol. 209. – P. 26–31. – DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2008.01.045.
177. Huang, X. Microstructure and mechanical properties of AZ80 magnesium alloy sheet processed by differential speed rolling / X. Huang, K. Suzuki, N. Saito // *Materials Science and Engineering A*. – 2009. – Vol. 508. – P. 226–233. – DOI: 10.1016/j.msea.2008.12.052.
178. Chang, L. L. Microstructure and mechanical properties of twin roll cast AM31 magnesium alloy sheet processed by differential speed rolling / L. L. Chang, J. H. Cho, S. K. Kang // *Materials and Design*. – 2012. – Vol. 34. – P. 746–752. – DOI: 10.1016/j.matdes.2011.06.060.
179. Kim, Y. S. Microstructure and superplasticity of the as-cast Mg-9Al-1Zn magnesium alloy after high-ratio differential speed rolling / Y. S. Kim, W. J. Kim // *Materials Science and Engineering A*. – 2016. – Vol. 677. – P. 332–339. – DOI: 10.1016/j.msea.2016.09.063.
180. Константинов, Д. В. Мультимасштабное моделирование напряженно-деформированного состояния при асимметричной прокатке стальной полосы / Д. В. Константинов, А. М. Песин, Д. О. Пустовойтов // *Технологии металлургии, машиностроения и материалобработки*. – 2019. – № 18. – С. 27-32. – EDN KEVWJW.
181. Pustovoytov, D. Influence of small microscopic grooves of work rolls on strain gradient induced in metal sheets during symmetric and asymmetric rolling / D. Pustovoytov, A. Pesin, N. Lokotunina, A. Kozhemiakina // *METAL 2019 - 28th International Conference on Metallurgy and*

Materials, Conference Proceedings : 28, Brno, 22–24 мая 2019 года. – Brno, 2019. – P. 265-270. – EDN MILQRA.

182. Pesin, A. Novel technique for physical simulation of asymmetric rolling / A. Pesin, D. Pustovoytov // *Procedia Manufacturing* : 17, Toyohashi, 16–19 сентября 2018 года. – Toyohashi, 2018. – P. 137-143. – DOI 10.1016/j.promfg.2018.07.187. – EDN YMPKXO.

183. Kim, S.-H. Texture and microstructure changes in asymmetrically hot rolled AZ31 magnesium alloy sheets / S.-H. Kim [et al.] // *Materials Letters*. – 2005. – Vol. 59. – P. 3876–3880. – DOI: 10.1016/j.matlet.2005.07.024.

184. Ji, Y. H. Analysis of thermo-mechanical process occurred in magnesium alloy AZ31 sheet during differential speed rolling / Y. H. Ji, J. J. Park // *Materials Science and Engineering A*. – 2008. – Vol. 485. – P. 299–304. – DOI: 10.1016/j.msea.2007.07.089.

185. Cho, J.-H. Bending behavior, and evolution of texture and microstructure during differential speed warm rolling of AZ31B magnesium alloys / J.-H. Cho [et al.] // *Acta Materialia*. – 2011. – Vol. 59. – P. 5638–5651. – DOI: 10.1016/j.actamat.2011.05.039.

186. Kim, W. J. Effect of speed-ratio on microstructure and mechanical properties of Mg-3Al-1Zn alloy in differential speed rolling / W. J. Kim [et al.] // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2011. – Vol. 509. – P. 8510–8517. – DOI: 10.1016/j.jallcom.2011.05.063.

187. Kim, W. J. Exceptionally high strength in Mg-3Al-1Zn alloy processed by high-ratio differential speed rolling / W. J. Kim [et al.] // *Scripta Materialia*. – 2011. – Vol. 65. – P. 1105–1108. – DOI: 10.1016/j.scriptamat.2011.09.029.

188. Kim, W. Y. Fabrication of ultrafine-grained Mg-3Al-1Zn magnesium alloy sheets using a continuous high-ratio differential speed rolling technique / W. Y. Kim, W. J. Kim // *Materials Science and Engineering A*. – 2014. – Vol. 594. – P. 189–192. – DOI: 10.1016/j.msea.2013.11.066.

189. Ji, Y. H. Finite element analysis of severe deformation in Mg-3Al-1Zn sheets through differential-speed rolling with a high-speed ratio / Y. H. Ji, J. J. Park, W. J. Kim // *Materials Science and Engineering A*. – 2007. – Vols. 454–455. – P. 570–574. – DOI: 10.1016/j.msea.2006.11.076.

190. Hamad, K. Microstructure and mechanical properties of severely deformed Mg-3%Al-1%Zn alloy via isothermal differential speed rolling at 453 K / K. Hamad, B. K. Chung, Y. G. Ko // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2014. – Vol. 615. – P. 590–594. – DOI: 10.1016/j.jallcom.2013.12.195.

191. Kim, W. J. Realization of low-temperature superplasticity in Mg-Al-Zn alloy sheets processed by differential speed rolling / W. J. Kim [et al.] // *Scripta Materialia*. – 2007. – Vol. 57. – P. 755–758. – DOI: 10.1016/j.scriptamat.2007.06.020.

192. Kim, W. J. Synthesis of high-strain-rate superplastic magnesium alloy sheets using a high-ratio differential speed rolling technique / W. J. Kim [et al.] // *Scripta Materialia*. – 2010. – Vol. 63. – P. 772–775. – DOI: 10.1016/j.scriptamat.2010.06.011.
193. Zuo, Y. Shear deformation and plate shape control of hot-rolled aluminium alloy thick plate prepared by asymmetric rolling process / Y. Zuo [et al.] // *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*. – 2014. – Vol. 24, No. 7. – P. 2220–2225. – DOI: 10.1016/S1003-6326(14)63336-7.
194. Ma, C. Effect of deformation routes on the microstructures and mechanical properties of the asymmetrical rolled 7050 Aluminum alloy plates / C. Ma [et al.] // *Materials Science and Engineering A*. – 2018. – Vol. 733. – P. 307–315. – DOI: 10.1016/j.msea.2018.07.060.
195. Ma, C. Influence of thickness reduction per pass on strain, microstructures and mechanical properties of 7050 Al alloy sheet processed by asymmetric rolling / C. Ma [et al.] // *Materials Science and Engineering A*. – 2016. – Vol. 650. – P. 454–468. – DOI: 10.1016/j.msea.2015.10.059.
196. Wronski, S. Analysis of textures heterogeneity in cold and warm asymmetrically rolled aluminium / S. Wronski [et al.] // *Materials Characterization*. – 2011. – Vol. 62, No. 1. – P. 22–34. – DOI: 10.1016/j.matchar.2010.10.002.
197. Kim, H.-K. High-formability Al alloy sheet produced by asymmetric rolling of strip-cast sheet / H.-K. Kim [et al.] // *Materials Science and Engineering A*. – 2013. – Vol. 574. – P. 31–36. – DOI: 10.1016/j.msea.2013.02.068.
198. Cheon, B.-H. Asymmetric rolling of strip-cast Al-5.5Mg-0.3Cu alloy sheet: Effects on the formability and mechanical properties / B.-H. Cheon, H.-W. Kim, J.-C. Lee // *Materials Science and Engineering A*. – 2011. – Vol. 528. – P. 5223–5227. – DOI: 10.1016/j.msea.2011.03.021.
199. Goli, F. Asymmetric cross rolling (ACR): A novel technique for enhancement of Goss/Brass texture ratio in Al-Cu-Mg alloy / F. Goli, R. Jamaati // *Materials Characterization*. – 2018. – Vol. 142. – P. 352–364. – DOI: 10.1016/j.matchar.2018.06.004.
200. Goli, F. Intensifying Goss/Brass texture ratio in AA2024 by asymmetric cold rolling / F. Goli, R. Jamaati // *Materials Letters*. – 2018. – Vol. 219. – P. 229–232. – DOI: 10.1016/j.matlet.2018.02.124.
201. Diniz, S. B. Microstructural evaluation of an asymmetrically rolled and recrystallized 3105 aluminum alloy / S. B. Diniz [et al.] // *Journal of Materials Research and Technology*. – 2016. – Vol. 5, No. 2. – P. 183–189. – DOI: 10.1016/j.jmrt.2016.02.001.
202. Loorentz, L. Effect of differential speed rolling strain on microstructure and mechanical properties of nanostructured 5052 Al alloy / L. Loorentz, Y. G. Ko // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2014. – Vol. 586. – P. 205–209. – DOI: 10.1016/j.jallcom.2012.10.128.

203. Ko, Y. G. Microstructure stability and mechanical properties of ultrafine grained 5052 Al alloy fabricated by differential speed rolling / Y. G. Ko, K. Hamad // *Materials Science and Engineering A*. – 2018. – Vol. 733. – P. 24–27. – DOI: 10.1016/j.msea.2018.07.033.
204. Tamimi, S. Asymmetric rolling of thin AA-5182 sheets: Modelling and experiments / S. Tamimi [et al.] // *Materials Science and Engineering A*. – 2014. – Vol. 603. – P. 150–159. – DOI: 10.1016/j.msea.2014.02.048.
205. Bintu, A. Effect of symmetric and asymmetric rolling on the mechanical properties of AA5182 / A. Bintu [et al.] // *Materials and Design*. – 2016. – Vol. 100. – P. 151–156. – DOI: 10.1016/j.matdes.2016.03.123.
206. Kraner, J. Microstructure and Texture Evolution with Relation to Mechanical Properties of Compared Symmetrically and Asymmetrically Cold Rolled Aluminum Alloy / J. Kraner [et al.] // *Metals*. – 2020. – Vol. 10, No. 2. – P. 156. – DOI: 10.3390/met10020156.
207. Sidor, J. Deformation, recrystallization and plastic anisotropy of asymmetrically rolled aluminum sheets / J. Sidor, R. H. Petrov, L. A. I. Kestens // *Materials Science and Engineering A*. – 2010. – Vol. 528. – P. 413–424. – DOI: 10.1016/j.msea.2010.09.023.
208. Ko, Y. G. Microstructure and mechanical properties of AA6061 alloy deformed by differential speed rolling / Y. G. Ko, U. M. Chaudry, K. Hamad // *Materials Letters*. – 2020. – Vol. 259. – P. 126870. – DOI: 10.1016/j.matlet.2019.126870.
209. Wronski, S. Microstructure evolution and grain refinement in asymmetrically rolled aluminium / S. Wronski, B. Bacroix // *Acta Materialia*. – 2014. – Vol. 76. – P. 404–412. – DOI: 10.1016/j.actamat.2014.05.034.
210. Jin, H. Evolution of texture in AA6111 aluminum alloy after asymmetric rolling with various velocity ratios between top and bottom rolls / H. Jin, D. J. Lloyd // *Materials Science and Engineering A*. – 2007. – Vol. 465. – P. 267–273. – DOI: 10.1016/j.msea.2007.02.128.
211. Lee, J.-H. Calculation of plastic strain ratio of AA1050 Al alloy sheet processed by heavy asymmetric rolling-annealing followed by light rolling-annealing / J.-H. Lee [et al.] // *Computational Materials Science*. – 2015. – Vol. 100. – P. 45–51. – DOI: 10.1016/j.commatsci.2014.09.049.
212. Dutta, S. Effect of asymmetric rolling on formability of pure aluminium / S. Dutta, M. S. Kaiser // *Journal of Mechanical Engineering*. – 2015. – Vol. 44, No. 2. – P. 94–99. – DOI: 10.3329/jme.v44i2.21432.
213. Zanchetta, B. D. Effect of asymmetric rolling under high friction coefficient on recrystallization texture and plastic anisotropy of AA1050 alloy / B. D. Zanchetta [et al.] // *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*. – 2019. – Vol. 29, No. 11. – P. 2262–2272. – DOI: 10.1016/S1003-6326(19)65132-0.

214. Shore, D. Process parameter influence on texture heterogeneity in asymmetric rolling of aluminium sheet alloys / D. Shore [et al.] // *International Journal of Material Forming*. – 2018. – Vol. 11. – P. 297–309. – DOI: 10.1007/s12289-016-1330-7.
215. Simoes, F. J. P. Mechanical behavior of an asymmetrically rolled and annealed 1050-O sheet / F. J. P. Simoes [et al.] // *International Journal of Mechanical Sciences*. – 2008. – Vol. 50. – P. 1372–1380. – DOI: 10.1016/j.ijmecsci.2008.07.009.
216. Jiang, J. Mechanical properties and microstructures of ultrafine-grained pure aluminum by asymmetric rolling / J. Jiang, Y. Ding, F. Zuo, A. Shan // *Scripta Materialia*. – 2009. – Vol. 60. – P. 905–908. – DOI: 10.1016/j.scriptamat.2009.02.016.
217. Xu, G. Achieving high strain rate superplasticity of an Al-Mg-Sc-Zr alloy by a new asymmetrical rolling technology / G. Xu, X. Cao, T. Zhang // *Materials Science and Engineering A*. – 2016. – Vol. 672. – P. 98–107. – DOI: 10.1016/j.msea.2016.06.070.
218. Duan, Y. Excellent high strain rate superplasticity of Al-Mg-Sc-Zr alloy sheet produced by an improved asymmetrical rolling process / Y. Duan [et al.] // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2017. – Vol. 715. – P. 311–321. – DOI: 10.1016/j.jallcom.2017.04.273.
219. Yang, H. W. Effect of deformation path on texture and tension properties of submicrocrystalline Al-Mg-Si alloy fabricated by differential speed rolling / H. W. Yang, I. P. Widianara, Y. G. Ko // *Materials Letters*. – 2018. – Vol. 213. – P. 54–57. – DOI: 10.1016/j.matlet.2017.11.012.
220. Shi, J. Mechanical Properties and Microstructures of 5052 Al Alloy Processed by Asymmetric Cryorolling / J. Shi [et al.] // *Materials Science Forum*. – 2016. – Vol. 850. – P. 823–828. – DOI: 10.4028/www.scientific.net/MSF.850.823.
221. Magalhaes, D. C. C. Asymmetric cryorolling of AA6061 Al alloy: Strain distribution, texture and age hardening behavior / D. C. C. Magalhaes [et al.] // *Materials Science and Engineering A*. – 2018. – Vol. 736. – P. 53–60. – DOI: 10.1016/j.msea.2018.08.075.
222. Chao, Q. Enhanced mechanical response of an ultrafine grained Ti-6Al-4V alloy produced through warm symmetric and asymmetric rolling / Q. Chao [et al.] // *Materials Science and Engineering A*. – 2016. – Vol. 650. – P. 404–413. – DOI: 10.1016/j.msea.2015.10.061.
223. Huang, X. Improvement of stretch formability of pure titanium sheet by differential speed rolling / X. Huang, K. Suzuki, Y. Chino // *Scripta Materialia*. – 2010. – Vol. 63. – P. 473–476. – DOI: 10.1016/j.scriptamat.2010.05.005.
224. Li, Z. Effects of annealing on microstructure and mechanical properties of nano-grained titanium produced by combination of asymmetric and symmetric rolling / Z. Li [et al.] // *Materials Science and Engineering A*. – 2012. – Vol. 558. – P. 309–318. – DOI: 10.1016/j.msea.2012.08.005.

225. Wronski, M. Texture variation in asymmetrically rolled titanium. Study by Finite Element Method with implemented crystalline model / M. Wronski [et al.] // *International Journal of Mechanical Sciences*. – 2014. – Vol. 87. – P. 258–267. – DOI: 10.1016/j.ijmecsci.2014.06.010.
226. Lee, S. H. Analysis of deformation textures of asymmetrically rolled steel sheets / S. H. Lee, D. N. Lee // *International Journal of Mechanical Sciences*. – 2001. – Vol. 43. – P. 1997–2015. – DOI: 10.1016/S0020-7403(01)00025-X.
227. QForm. Версия 11 : программа / ООО "КУФОРМ". Лицензия: R0-U2497-170719U197.
228. Конечно-элементное моделирование технологических процессовковки и объемной штамповки / А. В. Власов, С. А. Стебунов, С. А. Евсюков [и др.]. – Москва : Издательство МГТУ им. Н. Э. Баумана, 2019. – 384 с. – ISBN 978-5-7038-5101-2. – EDN IROHMP.
229. Исследование теплоемкости жаропрочного никелевого сплава вжм4 методами дифференциальной сканирующей калориметрии, адиабатическим и калориметрии смешения / С. Ю. Шорстов, П. С. Мараховский, С. И. Пахомкин, М. Г. Размахов // *Заводская лаборатория. Диагностика материалов*. – 2021. – Т. 87, № 12. – С. 30-35. – DOI 10.26896/1028-6861-2021-87-12-35-40. – EDN UIVWFN.
230. Власов, А. В. Теория обработки металлов давлением / А. В. Власов ; Московский государственный технический университет им. Н.Э. Баумана. – Москва : МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2009. – 409 с.
231. Shrivastava, S. A comparison of the von Mises and Hencky equivalent strains for use in simple shear experiments / S. Shrivastava, C. Ghosh, J.J. Jonas // *Philosophical Magazine*. – 2012. – Vol. 92, No. 7. – Pp. 779–786. – doi.org/10.1080/14786435.2011.634848.
232. Пустовойтов, Д. О. Моделирование сдвиговых деформаций в предельном случае асимметричной тонколистовой прокатки / Д. О. Пустовойтов, А. М. Песин, А. А. Перехожих, М. К. Свердлик // *Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г. И. Носова*. – 2013. – № 1(41). – С. 65–68. – EDN PXFLJL.
233. Pesin, A. Influence of process parameters on distribution of shear strain through sheet thickness in asymmetric rolling / A. Pesin, D. Pustovoytov // *Key Engineering Materials*. – 2014. – Vols. 622–623. – P. 929–935. – DOI: 10.4028/www.scientific.net/KEM.622-623.929. – EDN UEBNLZ.
234. Песин, А. М. Исследование влияния скоростной асимметрии на параметры различных процессов листовой прокатки / А. М. Песин, Х. Дыя, А. Кавалек [и др.] // *Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г. И. Носова*. – 2014. – № 1(45). – С. 86–91. – EDN RZPTQR.

235. Pesin, A. Finite element simulation of shear strain in various asymmetric cold rolling processes / A. Pesin, D. Pustovoytov, A. Korchunov [et al.] // Vestnik of Nosov Magnitogorsk State Technical University. – 2014. – No. 4(48). – P. 32–40. – EDN RBZHYM.
236. Pesin, A. Finite element simulation and comparison of a shear strain and equivalent strain during ECAP and asymmetric rolling / A. Pesin [et al.] // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. – 2017. – Vol. 293. – 012007. – DOI: 10.1088/1757-899X/293/1/012007. – EDN XXPTAD.
237. Песин, А. М. Моделирование немонотонности течения металла при асимметричной тонколистовой прокатке с рассогласованием скоростей валков / А. М. Песин [и др.] // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г. И. Носова. – 2017. – Т. 15, № 1. – С. 56–63. – DOI: 10.18503/1995-2732-2017-15-1-56-63. – EDN YGSANN.
238. Песин, А. М. Математическое моделирование и сравнительный анализ деформированного состояния металла при асимметричной прокатке и равноканальном угловом прессовании / А. М. Песин [и др.] // Заготовительные производства в машиностроении. – 2018. – Т. 16, № 4. – С. 175–181. – EDN YWEPHP.
239. Pustovoytov, D. FEM simulation of influence of asymmetric cold rolling on through-thickness strain gradient in low-carbon steel sheets / D. Pustovoytov [et al.] // 13th International Conference on Superplasticity in Advanced Materials ICSAM 2018: Abstracts. – St. Petersburg, 2018. – P. 79. – EDN WGVFVC.
240. Pustovoytov, D. FEM simulation of strain gradients induced in metal sheets by special rolling techniques / D. Pustovoytov, A. Pesin // AIP Conference Proceedings : 22, Vitoria-Gasteiz, 08–10 мая 2019 года. – Vitoria-Gasteiz, 2019. – P. 040012. – DOI 10.1063/1.5112546. – EDN USAEAB.
241. Песин, А. М. Компьютерное моделирование новых методов интенсивной пластической деформации металлов и сплавов / А. М. Песин, Д. О. Пустовойтов, Р. К. Вафин, Т. В. Швеева. – Магнитогорск : Магнитогорский государственный технический университет им. Г. И. Носова, 2019. – 146 с. – ISBN 978-5-9967-1800-9. – EDN WLBCVI.
242. Песин, А. М. Развитие теории и технологии процесса асимметричной тонколистовой прокатки как метода интенсивной пластической деформации / А. М. Песин, Д. О. Пустовойтов, М. К. Свердлик. – Магнитогорск : Магнитогорский государственный технический университет им. Г. И. Носова, 2017. – 150 с. – ISBN 978-5-9967-0962-5. – EDN NUKJVB.
243. Гамин, Ю.В. Анализ температурно-деформационных условий прокатки алюминиевого сплава Al-Mg-Sc на основе моделирования методом конечных элементов / Ю. В. Гамин, С. П. Галкин, С. З. Нгуен, Т. К. Акопян // Известия высших учебных заведений. Цветная металлургия. – 2022. – Т. 28, № 3. – С. 57–67. – DOI 10.17073/0021-3438-2022-3-57-67. – EDN VHEAXI.

244. Скрипаленко, М.М. Исследование особенностей напряженно-деформированного состояния заготовок при разных схемах винтовой прокатки с помощью компьютерного моделирования / М.М. Скрипаленко, Ч.Б. Хюи, Б.А. Романцев, С.П. Галкин [и др.] // Сталь. – 2019. – № 2. – С. 35-39. – EDN HCYGEY.
245. Суан, Т.Д. Сравнительное исследование горячей радиально-сдвиговой прокатки заготовок из сверхупругого сплава системы Ti-Zr-Nb и серийного сплава ВТ6 методом QForm-моделирования / Т.Д. Суан, В.А. Шереметьев, В.С. Комаров [и др.] // Известия высших учебных заведений. Цветная металлургия. – 2020. – № 6. – С. 32-43. – DOI 10.17073/0021-3438-2020-6-32-43. – EDN MHQTTN.
246. Песин, А. М. Моделирование кинематики течения металла при асимметричной тонколистовой прокатке алюминиевого сплава 5083 / А. М. Песин, Д. О. Пустовойтов // Заготовительные производства в машиностроении. – 2016. – № 4. – С. 26–31. – EDN VTIMSV.
247. Галкин, С. П. Современное развитие элементов теории, технологии и мини-станов радиально-сдвиговой прокатки / С. П. Галкин, Ю. В. Гамин, А. С. Алещенко, Б. А. Романцев // Черные металлы. – 2021. – № 12. – С. 51-58. – DOI 10.17580/chm.2021.12.09. – EDN IXEDEX.
248. Галкин, С. П. Влияние предварительной деформации непрерывнолитых заготовок радиально-сдвиговой прокаткой на структуру и свойства горячекатаных труб из хромсодержащих сталей / С. П. Галкин, А. С. Алещенко, Б. А. Романцев [и др.] // Металлург. – 2021. – № 2. – С. 54-61. – EDN GLJJDM.
249. Галкин, С. П. Геометрия радиально-сдвиговой (винтовой) прокатки на плоскости с решением обратной задачи / С. П. Галкин, В. А. Фадеев, Р. В. Исхаков [и др.] // Прокатное производство. Приложение к журналу "Технология металлов". – 2024. – № 22. – С. 1-9. – DOI 10.31044/1684-2499-2024-0-22-1-9. – EDN TXMTRU.
250. Галкин, С. П. Модернизация калибровки валков для многопроходной радиально-сдвиговой прокатки сплава медицинского применения на основе кобальта / С. П. Галкин, Н. А. Кулешова, А. А. А. Махмуд [и др.] // Металлург. – 2024. – № 9. – С. 83-89. – DOI 10.52351/00260827_2024_9_83. – EDN TKOPZG.
251. Алещенко, А. С. Технология и клеть радиально-сдвиговой прокатки специальной конструкции для предварительного обжатия непрерывнолитых заготовок в условиях ТПА-160 АО «Первоуральский новотрубный завод» при повышенных углах подачи валков / А. С. Алещенко, Р. В. Исхаков, С. П. Галкин [и др.] // Черные металлы. – 2024. – № 11. – С. 45-52. – DOI 10.17580/chm.2024.11.08. – EDN OTUKWE.
252. Kraner, J. A review of asymmetric rolling / J. Kraner, T. Smolar, D. Volsak, P. Cvahte, M. Godec, I. Paulin // Materials and Technology. – 2020. – Vol. 54, No. 5. – Pp. 731–743. – doi.org/10.17222/mit.2020.158.

253. Tian, Y. Analysis of rolling pressure in asymmetrical rolling process by slab method / Y. Tian, Y.Ch. Guo, Z.-D. Wang, G.-D. Wang // *Iron Steel Research International*. – 2009. – Vol. 16. – Pp. 22–26. – DOI: 10.1016/S1006-706X(09)60055-8.
254. Песин, А. М. Асимметричная прокатка листов и лент: история и перспективы развития / А. М. Песин [и др.] // *Вестник Южно-Уральского государственного университета. Серия: Metallurgy*. – 2020. – Т. 20, № 3. – С. 81–96. – DOI: 10.14529/met200309. – EDN VRLGVM.
255. Корнилов, Г. П. Моделирование электроприводов прокатных станов при асимметричной прокатке / Г. П. Корнилов [и др.] // *Известия высших учебных заведений. Электромеханика*. – 2023. – Т. 66, № 2. – С. 35–44. – DOI: 10.17213/0136-3360-2023-2-35-44. – EDN XBMKBB.
256. Pesin, I. A. Effect of speed asymmetry on power and force parameters of rolling mill electric drives / I. A. Pesin [et al.] // *2022 International Ural Conference on Electrical Power Engineering (UralCon)*. – 2022. – P. 392–396.
257. Pesin, A. M. Limitations of Electric Drive and Local Control Systems in Asymmetric Rolling of Fine-Grained Steels / A. M. Pesin [et al.] // *Journal of Physics: Conference Series*. – 2024. – Vol. 2892, No. 1. – 012005. – DOI: 10.1088/1742-6596/2892/1/012005. – EDN BWDPYY.
258. Феодосьев, В. И. Сопротивление материалов (16-е издание) / В. И. Феодосьев. – Москва : Московский государственный технический университет им. Н.Э. Баумана, 2016. – 544 с. – ISBN 978-5-7038-3874-7. – EDN ZCOGYX.
259. Песин, А. М. Компьютерное моделирование напряженно-деформированного состояния рабочих валков стана асимметричной прокатки дуо-400 / А. М. Песин, Д. О. Пустовойтов, Т. В. Швеева, А. Э. Новоселов // *Механическое оборудование металлургических заводов*. – 2018. – № 2(11). – С. 3-9. – EDN ABOHDM.
260. Рудской, А. И. Моделирование рекристаллизационных процессов при асимметричной прокатке высокопрочной низколегированной стали / А. И. Рудской, Г. Е. Коджаспиров, Е. И. Камелин // *Деформация и разрушение материалов*. – 2020. – № 7. – С. 26–31. – DOI: 10.31044/1814-4632-2020-7-26-31. – EDN WHMSZG.
261. Pesin, A. FEM simulation of dynamic recrystallization during asymmetric hot rolling of high-speed steel M2 / A. Pesin, D. Pustovoytov, I. Pesin [et al.]. *Materials Research Proceedings*. – 2023. – 32. – Pp. 294-302. DOI 10.21741/9781644902615-34.
262. Peng, Y. Dynamic recrystallization behavior of low-carbon steel during hot rolling process: modeling and simulation / Y. Peng [et al.] // *Journal of Materials Research and Technology*. – 2022. – Vol. 20. – Pp. 1266-1290.

263. Humphreys, F.J. Recrystallization and Related Annealing Phenomena / F.J. Humphreys, M. Hatherly // 2nd ed. Elsevier. – 2004. – 605 p.
264. Zahiri, S. H. A mechanical approach to quantify dynamic recrystallization in polycrystalline metals / S. H. Zahiri, C. H. J. Davies, P. D. Hodgson // Scripta Materialia. – 2005. – Vol. 52. – Pp. 299–304.
265. Najafizadeh, A. Predicting the Critical Stress for Initiation of Dynamic Recrystallization / A. Najafizadeh, J.J. Jonas // ISIJ International. – 2006. – Vol. 46, No 11. – Pp. 1679–1684.
266. Jonas, J. J. The Avrami kinetics of dynamic recrystallization / J. J. Jonas [et al.] // Acta Materialia. – 2009. – Vol. 57. – Pp. 2748–2756.
267. Hodgson, P. D. Predicting the Critical Stress for Initiation of Dynamic Recrystallization // P. D. Hodgson, R. K. Gibbs // ISIJ International. – 1992. – Vol. 32, No 12. – Pp. 1329–1338.
268. Cezário, A. L. S. Proposition of an Empirical Functional Equation to Predict the Kinetics of Austenite to Ferrite Transformation in a Continuous Cooled IF-Ti-Stabilized Steel // A. L. S. Cezário, G. L. Faria // Materials Research. – 2021. – 24 (2). – e20200498. – DOI: 10.1590/1980-5373-MR-2020-0498
269. Zhao, J. Z. Kinetics of Phase Transformations in Steels: A New Method for Analysing Dilatometric Results // J. Z. Zhao, C. Mesplont, B. C. De Cooman // ISIJ International. – 2001. – Vol. 41, No 5. – Pp. 492–497.
270. Современные методы исследования полиморфных превращений в сталях / О. В. Селиванова, О. Н. Полухина, В. А. Хотинов, В. М. Фарбер ; Министерство образования и науки Российской Федерации, Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина. – Екатеринбург : Издательство Уральского университета, 2017. – 60 с. – ISBN 978-5-7996-2173-5. – EDN ZVATIB.
271. Liu, T. Dilatometric determination of four critical temperatures and phase transition fraction for austenite decomposition in hypo-eutectoid steels using peak separation method / T. Liu, M. Long, H. Fan [et al.] // Journal of Materials Research. – 2018. – Vol. 33. – Pp. 967–977. – DOI: 10.1557/jmr.2017.484.
272. Пустовойтов, Д. О. Исследование формирования мелкозернистой структуры при асимметричной горячей прокатке низкоуглеродистых сталей / Д. О. Пустовойтов // Чёрные металлы. – 2025. – № 1. – С. 49–56.
273. Песин, А. М. Моделирование температурных полей в очаге деформации при асимметричной прокатке алюминиевых сплавов / А. М. Песин, Д. О. Пустовойтов, Р. К. Вафин // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г. И. Носова. – 2015. – № 4(52). – С. 75–81. – EDN VAUJFF.

274. Pesin, A. Heat transfer modeling in asymmetrical sheet rolling of aluminium alloys with ultra-high shear strain / A. Pesin, D. Pustovoytov // MATEC Web of Conferences. – 2016. – Vol. 80. – 04005. – DOI: 10.1051/mateconf/20168004005.
275. Шмаков, А. В. Комплексное моделирование технологии контролируемой прокатки микролегированных трубных сталей повышенных классов прочности на толстолистовом стане 5000 / А. В. Шмаков, В. М. Салганик, С. В. Денисов [и др.] // Сталь. – 2012. – № 2. – С. 42-46.
276. Anders, D. A dimensional analysis of front-end bending in plate rolling applications / D. Anders, T. Münker, J. Artel, K. Weinberg // Journal of Materials Processing Technology. – 2012. – Vol. 212, No. 6. – Pp. 1387–1398. – doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2012.02.005.
277. Kasai, D. Strip Warp Behavior and Mechanism in Single Roll Driven Rolling / D. Kasai, A. Komori, K. Yamada, S. Ogawa // ISIJ International. – 2016. – Vol. 56, No. 10. – Pp. 1815–1824. – doi.org/10.2355/isijinternational.ISIJINT-2016-188.
278. Салганик, В.М. Разработка режимов асимметричной толстолистовой прокатки низколегированных сталей с целью минимизации дефекта подгибки концов листа / В.М. Салганик, Д.Н. Чикишев, Д.О. Пустовойтов [и др.] // Metallurg. – 2013. – № 11. – С. 75–77. – EDN RTVWZP.
279. Фастыковский, А.Р. Резервы снижения энергопотребления при прокатке сортовых профилей на современных прокатных станах / А.Р. Фастыковский, М.И. Глухов, В.А. Вахроломеев // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. – 2023. – № 3. – С. 290–293.
280. Песин, А. М. Экспериментальное опробование технологии асимметричной холодной прокатки ленты из высокоуглеродистых марок сталей для исключения операций промежуточного отжига / А. М. Песин [и др.] // Чёрные металлы. – 2022. – № 11. – С. 28–35. – DOI: 10.17580/chm.2022.11.03. – EDN FWNDLG.
281. Pesin, A. Development of asymmetric cold rolling technology of high-strength steel grades in order to exclude intermediate annealing operations / A. Pesin, G. Raab, A. Sverchkov [et al.]. Materials Research Proceedings. – 2023. – 32. – Pp. 355-361. DOI 10.21741/9781644902615-40.
282. Пустовойтов, Д. О. Разработка технологических схем асимметричной прокатки алюминиевых лент, обладающих повышенной прочностью и пластичностью / Д. О. Пустовойтов [и др.] // Теория и технология металлургического производства. – 2022. – № 2(41). – С. 32–40.
283. Песин, А. М. Исследование возможности производства холоднокатаной ленты в ЛПЦ-8 ПАО «ММК» из подката повышенной толщины с использованием асимметричного деформирования / А. М. Песин, Д. О. Пустовойтов, Н. М. Локотунина [и др.] // Кайбышевские чтения : Сборник материалов Третьей Международной школы-конференции молодых ученых,

Уфа, 16–20 октября 2023 года. – Уфа: Уфимский университет науки и технологий, 2023. – С. 107–108. – EDN LWYIVH.

284. Песин, А. М. Влияние асимметричной прокатки на структуру низкоуглеродистых сталей / А. М. Песин, Д. О. Пустовойтов, Н. М. Локотунина [и др.] // Технологии металлургии, машиностроения и материалобработки. – 2024. – № 23. – С. 88–92. – EDN ANBGDI.

285. Жияев, А. П. Сравнение симметричной и асимметричной прокатки стали 08Ю на уникальном стане 400 лаборатории механики градиентных наноматериалов / А. П. Жияев [и др.] // Технологии металлургии, машиностроения и материаловедения. – 2021. – № 20. – С. 92–95.

286. Копцева, Н. В. Исследование особенности формирования структуры стали 08Ю при асимметричной прокатке на новом стане 400 / Н. В. Копцева [и др.] // Чёрные металлы. – 2022. – № 10. – С. 39–44.

287. Песин, А. М. Наноструктурирование металлов и сплавов методами интенсивной пластической деформации / А. М. Песин, А. П. Жияев, Г. И. Рааб [и др.]. – Магнитогорск : Магнитогорский государственный технический университет им. Г. И. Носова, 2021. – 259 с. – ISBN 978-5-9967-2372-0. – EDN ANXFYB.

288. Песин, А. М. Обеспечение технологической пластичности производства нержавеющей стали 20Х13 при асимметричной прокатке / А. М. Песин [и др.] // Сталь. – 2025. – № 4. – С. 21–24. – EDN ADTJZQ.

289. Песин, А. М. Влияние асимметричной холодной прокатки на технологическую пластичность низкоуглеродистых сталей / А. М. Песин [и др.] // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г. И. Носова. – 2024. – Т. 22, № 4. – С. 81–88. – DOI: 10.18503/1995-2732-2024-22-4-81-88. – EDN JHWUVJ.

290. Пустовойтов, Д. О. Математическое моделирование эволюции зерна при асимметричной прокатке чистого алюминия и сплава 7075 / Д. О. Пустовойтов, А. М. Песин, М. К. Свердлик // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г. И. Носова. – 2015. – № 4(52). – С. 81–87. – EDN VAUJJP.

291. Песин, А. М. Исследование возможности улучшения микроструктуры металла при горячей прокатке листов из стали 20 / А. М. Песин [и др.] // Прокатное производство. Приложение к журналу «Технология металлов». – 2025. – № 21. – С. 14–20. – DOI: 10.31044/1684-2499-2025-0-21-14-20. – EDN NJKLBS.

292. Pesin, A. M. Enhancing technological plasticity in the production of AISI 420 stainless steel through the use of asymmetric rolling / A. M. Pesin [et al.] // Journal of Physics: Conference Series. – 2024. – Vol. 2892, No. 1. – 012009. – DOI: 10.1088/1742-6596/2892/1/012009. – EDN EBWCSM.

293. Pesin, A. Experimental study of asymmetric rolling of HSS M2 / A. Pesin [et al.] // Proc. SPIE 12720, 2022 Workshop on Electronics Communication Engineering. – 2023. – 127200V.

294. Konstantinov, D. Influence of microstructure on inhomogeneity of stress and strain in the deformation zone during asymmetric cold rolling of ferritic-pearlitic steels / D. Konstantinov, D. Pustovoytov, A. Pesin // *Procedia Manufacturing*. – 2020. – Vol. 18. – P. 514–519. – DOI: 10.1016/j.promfg.2020.08.093. – EDN QSZPSW.

295. Konstantinov, D. Multiscale simulation of the stress-strain state of low carbon steel strip processed by asymmetric rolling / D. Konstantinov, A. Pesin, D. Pustovoytov // *Solid State Phenomena*. – 2020. – Vol. 304. – P. 107–112. – EDN WKIXOB.

296. Патент № 2829244 С1 Российская Федерация, МПК В21В 1/22, В21В 37/46. Способ производства холоднокатаной ленты из жаропрочной нержавеющей стали : № 2024110935 : заявл. 22.04.2024 : опубл. 30.10.2024 / А. М. Песин, Д. О. Пустовойтов, К. Ю. Бревнов [и др.] ; заявитель Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования "Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова". – EDN ILLGRF.

297. Патент № 2699473 С1 Российская Федерация, МПК В21В 1/28. Способ производства холоднокатаной полосы : № 2019101176 : заявл. 17.01.2019 : опубл. 05.09.2019 / А. М. Песин, Д. О. Пустовойтов, Н. М. Локотунина, О. Д. Бирюкова ; заявитель Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования «Магнитогорский государственный технический университет им. Г. И. Носова». – EDN AZDOWU.

298. Патент № 2542212 С1 Российская Федерация, МПК В21В 1/28. Способ производства холоднокатаной полосы : № 2013149661/02 : заявл. 06.11.2013 : опубл. 20.02.2015 / А. М. Песин, Д. О. Пустовойтов ; заявитель Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего профессионального образования «Магнитогорский государственный технический университет им. Г. И. Носова» (ФГБОУ ВПО «МГТУ»). – EDN ZFFFTN.

299. Патент № 2809885 С1 Российская Федерация, МПК В21В 37/00, В21В 37/52, В21В 37/46. Устройство для управления непрерывным станом холодной прокатки : № 2023113435 : заявл. 24.05.2023 : опубл. 19.12.2023 / А. М. Песин, Г. П. Корнилов, Р. Р. Храмшин [и др.] ; заявитель Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования «Магнитогорский государственный технический университет им. Г. И. Носова». – EDN MFQTAF.

300. Патент № 2848699 С1 Российская Федерация, МПК В21В 1/22, В21В 37/46. Способ горячей асимметричной прокатки листов : заявл. 19.03.2025 : опубл. 21.10.2025 / А. М. Песин, Д. О. Пустовойтов, Л. В. Носов [и др.] ; заявитель Магнитогорский государственный технический университет им. Г. И. Носова.

301. Патент № 2833651 С1 Российская Федерация, МПК В21В 1/22, В21В 37/46. Способ производства листового проката из низколегированной стали : заявл. 28.06.2024 : опубл. 28.01.2025 / А. М. Песин, Д. О. Пустовойтов, Л. В. Носов [и др.] ; заявитель Магнитогорский государственный технический университет им. Г. И. Носова. – EDN OFRVGP.

302. Патент № 2821127 С1 Российская Федерация, МПК В21В 1/22, С21Д 7/02, С21Д 8/02. Способ производства ленты из низкоуглеродистых сталей : № 2023122822 : заявл. 04.09.2023 : опубл. 17.06.2024 / А. М. Песин, Д. О. Пустовойтов, Н. М. Локотунина [и др.] ; заявитель Магнитогорский государственный технический университет им. Г. И. Носова. – EDN LAMLLT.

303. Патент № 2795066 С1 Российская Федерация, МПК В21В 1/22, В21В 3/00, В21В 37/46. Способ производства ленты из высокоуглеродистых и легированных сталей : № 2023100202 : заявл. 09.01.2023 : опубл. 28.04.2023 / А. М. Песин, Д. О. Пустовойтов, Г. П. Корнилов [и др.] ; заявитель Общество с ограниченной ответственностью «ЧерметИнформСистемы». – EDN ТТООАТ.

304. Патент № 2701322 С1 Российская Федерация, МПК В21В 1/22. Способ производства тонкой полосы : № 2019101094 : заявл. 16.01.2019 : опубл. 26.09.2019 / А. М. Песин, Д. О. Пустовойтов, Н. М. Локотунина, А. Е. Кожемякина ; заявитель Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования «Магнитогорский государственный технический университет им. Г. И. Носова». – EDN SXHSYB.

305. Патент № 2486974 С1 Российская Федерация, МПК В21В 1/22. Способ асимметричной прокатки передних концов толстых листов на реверсивных станах : № 2012105873/02 : заявл. 17.02.2012 : опубл. 10.07.2013 / В. М. Салганик, С. В. Денисов, А. М. Песин [и др.] ; заявитель Открытое Акционерное Общество "Магнитогорский металлургический комбинат". – EDN ZGSRON.

306. Патент № 2622196 С1 Российская Федерация, МПК В21В 1/28. Способ прокатки металлических листов : № 2016100662 : заявл. 11.01.2016 : опубл. 13.06.2017 / А. М. Песин, Д. О. Пустовойтов ; заявитель Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего профессионального образования «Магнитогорский государственный технический университет им. Г. И. Носова» (ФГБОУ ВПО «МГТУ»). – EDN LIREQF.

307. Песин, А. М. Особенности применения литой и деформированной стали для деталей машин / А. М. Песин, Т. В. Швеева, Д. О. Пустовойтов // Черные металлы. – 2020. – № 1. – С. 43-49. – EDN INCXJM.

ПРИЛОЖЕНИЕ А

Акт об использовании в учебном процессе

УТВЕРЖДАЮ



Проректор по ОД

ФГБОУ ВО «МГТУ им. Г.И. Носова»

И.Р. Абдулвелеев

об использовании в учебном процессе
ФГБОУ ВО «Магнитогорский государственный технический
университет им. Г.И. Носова»
результатов диссертационной работы
Пустовойтова Дениса Олеговича

Настоящий акт составлен о том, что результаты диссертационной работы Пустовойтова Дениса Олеговича используются в учебном процессе ФГБОУ ВО «Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова» при подготовке обучающихся по направлению 22.03.02 Metallurgy (уровень бакалавриата) при изучении курса «Оборудование цехов обработки металлов давлением»; при подготовке обучающихся по направлению 22.04.02 Metallurgy (уровень магистратуры) при изучении курсов «Методы описания и анализа формоизменения металлов и сплавов», «Проектирование и технологическая поддержка инновационной деятельности наукоемких производств», «Дизайн инновационных технологий в обработке материалов давлением», «Методология и методы научного исследования», «Особенности производства металлопроката для различных отраслей промышленности»; при подготовке кадров высшей квалификации по направлению 2.6.4 Обработка металлов давлением при изучении курса «Новые технические и технологические решения при обработке металлов давлением».

В рамках диссертационной работы Д.О. Пустовойтова создана уникальная научная установка – комплекс научного оборудования, не имеющий аналогов в РФ, функционирующий в целях получения научных результатов, достижение которых невозможно при использовании другого оборудования. Уникальная научная установка – стан дуо листовой прокатки с индивидуальным приводом рабочих валков – используется обучающимися при выполнении научно-исследовательских работ, подготовке выпускных квалификационных работ, подготовке диссертационных работ.

Разработанная в диссертационной работе Д.О. Пустовойтова концепция применения скоростной асимметрии для повышения прочности листового проката демонстрирует обучающимся возможности использования новых научно-обоснованных подходов для решения конкретных практических задач в области листопрокатного производства.

Использование результатов диссертационной работы Д.О. Пустовойтова в учебном процессе позволяет расширить, углубить, обобщить и систематизировать знания обучающихся в области теории процессов листовой прокатки со скоростной асимметрией и создания новых энерго- и ресурсосберегающих технологий получения листового проката из конструкционных сталей повышенной (до 2 раз) прочности без использования легирующих добавок и отдельных операций термической обработки.

Зав. кафедрой обработки материалов давлением
им. М.И. Бояршинова, д.т.н., профессор

А.Б. Моллер

Директор института ММиМ, д.т.н., доцент

А.С. Савинов

ПРИЛОЖЕНИЕ Б

Акты лабораторных испытаний

УТВЕРЖДАЮ



И.о. ректора

ФГБОУ ВО «МГТУ им. Г.И. Носова»

Д.В. Терентьев

№ 10032023-У от «10» марта 2023 г.

Заказчик, адрес

АО «Уральская Сталь»,
Россия, 462353, Оренбургская обл., г. Новотроицк,
ул. Заводская, д. 1

Материал заготовок

Горячекатаная листовая сталь класса прочности С345
ГОСТ 27772-2021 производства АО «Уральская Сталь»,
предоставленная заказчиком

Цель проведения испытаний

Экспериментальная оценка возможности повышения класса
прочности от С345 до С390 (ГОСТ 27772-2021) горячекатаной
стали за счет применения скоростной асимметрии
при толстолистовой нормализующей прокатке

Дата проведения испытаний

16.02.2023-09.03.2023

Испытательное оборудование

Уникальная научная установка – экспериментальный
реверсивный стан дуо листовой прокатки с индивидуальным
приводом рабочих валков лаборатории «Механика
градиентных наноматериалов им. А.П. Жилиева»

Испытания на растяжение, ударную вязкость, микроструктуру
проводились у заказчика в лаборатории механических
и металлографических испытаний АО «Уральская Сталь»
(Протокол № 60 от 09.03.2023)

Таблица А1 – Параметры процесса толстолистовой нормализующей прокатки со скоростной асимметрией

Номер образца	Размеры заготовки		Температура нагрева заготовки, °С	Относительное обжатие, %	Частота вращения		Коэффициент соотношения скоростей валков	Усилие прокатки, тс	Крутящий момент		Условия охлаждения
	толщина, мм	ширина, мм			верхний валок, об/мин	нижний валок, об/мин			верхний валок, Н·м	нижний валок, Н·м	
1	15,4	120	950	35	4	6	1,5	114	1600	25600	Воздух

Таблица А2 – Механические свойства

Номер образца	Класс прочности ГОСТ 27772-2021	Толщина листа, мм	Предел текучести физический, МПа	Временное сопротивление, МПа	Относительное удлинение после разрыва, δ_5 , %	Ударная вязкость КСУ ⁻⁴⁰ Дж/см ²		Ударная вязкость КСУ ⁻²⁰ Дж/см ²		Ударная вязкость КСУ ⁻⁶⁰ Дж/см ²	
1	390	10	415	530	26	288	249	295	259	176	207

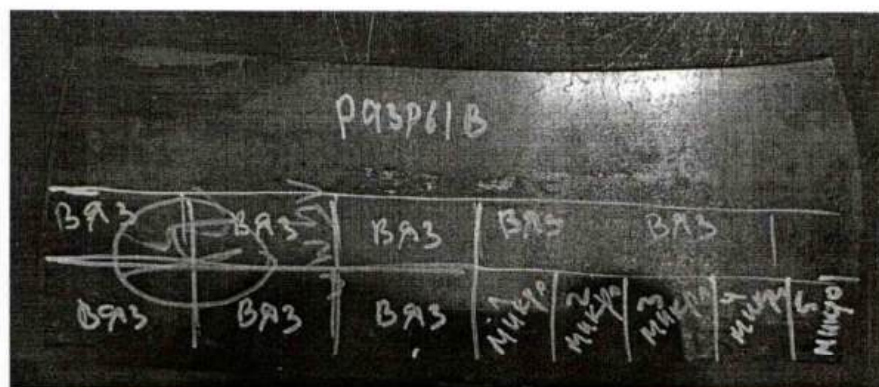


Рис. 1. Общий вид листа после нормализующей прокатки со скоростной асимметрией

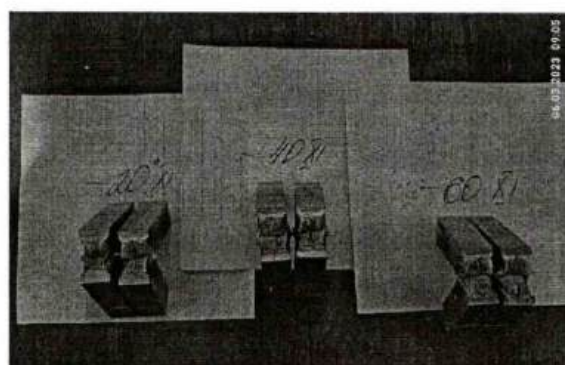


Рис. 2. Общий вид образцов после испытаний на ударную вязкость

Таблица АЗ – Микроструктура

Номер образца	Позиция по толщине листа	Фазовый состав	Метод оценки номера (балла) зерна феррита, G	Номер (балл) зерна феррита, G
1	¼ толщины	феррит + перлит	Сравнение с эталонными шкалами при увеличении $\times 500$ по ГОСТ 5639-82	13
	центр			13

Заключение по результатам испытаний:

применение скоростной асимметрии при нормализующей прокатке позволяет повысить класс прочности толстолистного проката ($h = 10$ мм) от С345 до С390 по ГОСТ 27772-2021 за счет уменьшения размера зерна феррита (повышения номера (балла) зерна феррита до $G = 13$).

Исполнители:

Заместитель заведующего лабораторией

Начальник отдела

Инженер

Инженер

Инженер

 А.М. Песин
 Д.О. Пустовойтов
 Л.В. Носов
 А.М. Барышникова
 О.Д. Бирюкова

УТВЕРЖДАЮ



Ректор

ФГБУ ВО «МГТУ им. Г.И. Носова»

Д.В. Терентьев

АКТ ИСПЫТАНИЙ

№ 25112024-С от «25» ноября 2024 г.

Заказчик, адрес

ПАО «Северсталь»,
Россия, 162608, Вологодская обл., г. Череповец,
ул. Мира, д. 30

Материал заготовок

Горячекатаная листовая сталь марок 09Г2С, Ст3сп
производства ПАО «Северсталь», предоставленная заказчиком

Цель проведения испытаний

Экспериментальная оценка влияния скоростной асимметрии
на усилие при горячей листовой прокатке

Дата проведения испытаний

19.11.2024-22.11.2024

Испытательное оборудование

Уникальная научная установка – экспериментальный
реверсивный стан дуо листовой прокатки с индивидуальным
приводом рабочих валков лаборатории «Механика
градиентных наноматериалов им. А.П. Жилиева»

Таблица А1 – Результаты испытаний

Номер образца	Марка	Размеры заготовки			Температура нагрева заготовки, °С	Зазор, мм	Относительное обжатие, %	Частота вращения		Коэффициент соотношения скоростей валков	Усилие прокатки (max), тс
		толщина, мм	ширина, мм	длина, мм				верхний валок, об/мин	нижний валок, об/мин		
1	09Г2С	5,1	100	250	950	4,3	15,7	10	10	1,0	45
2		5,1	100	250	950	1,2	55,9	10	10	1,0	175
3		5,1	100	250	950	1,2	56,9	7,1	10	1,4	159
4		5,1	100	250	950	1,2	56,9	7,1	10	1,4	166
5		5,1	100	250	950	1,2	58,8	6,6	10	1,5	159
6		5,1	100	250	950	1,2	58,8	6,6	10	1,5	158
7		5,1	100	250	950	1,2	57,8	6,2	10	1,6	160
8		5,1	100	250	950	1,2	57,8	6,2	10	1,6	160
9		5,1	100	250	950	1,2	57,8	5,8	10	1,7	168
10		5,1	100	250	950	1,2	58,8	5,8	10	1,7	158

11	Ст3сп	5,25	100	250	950	4,4	17,1	10	10	1,0	40
12		5,25	100	250	950	1,4	56,2	10	10	1,0	157
13		5,25	100	250	950	1,4	58,1	7,1	10	1,4	145
14		5,25	100	250	950	1,4	57,1	7,1	10	1,4	154
15		5,25	100	250	950	1,4	57,5	6,6	10	1,5	141
16		5,25	100	250	950	1,4	59,0	6,6	10	1,5	149
17		5,25	100	250	950	1,4	59,0	6,2	10	1,6	146
18		5,25	100	250	950	1,4	61,0	6,2	10	1,6	135
19		5,25	100	250	950	1,4	60,0	5,8	10	1,7	144
20		5,25	100	250	950	1,4	61,9	5,8	10	1,7	137

Заключение по результатам испытаний:

применение скоростной асимметрии при горячей листовой прокатке позволяет снизить усилие и одновременно увеличить относительное обжатие за проход за счет уменьшения упругой деформации клетки.

Исполнители:

Заместитель заведующего лабораторией

Начальник отдела

Начальник отдела

Инженер

Инженер

А.М. Песин

Д.О. Пустовойтов

И.А. Песин

Л.В. Носов

О.Д. Бирюкова

ПРИЛОЖЕНИЕ В

Технологический регламент

	Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования «Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова»			
	Лаборатория МГНМ им. А.П. Жилиева	Версия 1	СМК-РЕ-ЛМГНМ-03-25	Лист 1 Всего листов 16

УТВЕРЖДАЮ

Ректор ФГБОУ ВО «МГТУ им. Г.И. Носова»

Д.В. Терентьев

Введён в действие с «26» 09 2025 г.



Технологический регламент

изготовления горячекатаных листов из низкоуглеродистых С-Mn сталей
различных классов прочности (от S355MC до S700MC в соответствии с EN 10149-2)
методом листовой прокатки со скоростной асимметрией

Настоящий технологический регламент (далее – ТР) разработан для условий научно-исследовательской лаборатории «Механика градиентных наноматериалов им. А.П. Жилиева» с целью выполнения работ на уникальной научной установке – экспериментальном реверсивном стане дуо листовой прокатки с индивидуальным приводом рабочих валков – стане дуо 400 листовой прокатки со скоростной асимметрией.

Технологический регламент должен применяться в качестве руководства для выполнения работ по изготовлению горячекатаных листов из низкоуглеродистых С-Mn сталей различных классов прочности (от S355MC до S700MC в соответствии с EN 10149-2) без использования легирующих добавок Nb, V, Ti, Mo, Cr, Ni, Cu, B.

1 Термины и определения

В настоящем технологическом регламенте применены следующие термины с соответствующими определениями:

1.1 **Скоростная асимметрия** – неравенство частоты вращения (угловой скорости, линейной скорости) рабочих валков при равенстве их диаметров;

1.2 **Коэффициент соотношения скоростей валков** – отношение частоты вращения (угловой скорости, линейной скорости) рабочего валка, вращающегося с большей скоростью (быстрый), к частоте вращения (угловой скорости, линейной скорости) рабочего валка, вращающегося с меньшей скоростью (медленный);

1.3 **Заготовка** – исходный плоский полуфабрикат в состоянии поставки;

1.4 **Раскат** – плоский полуфабрикат после прокатки;

1.5 **Лист** – плоский полуфабрикат после прокатки и отделки;

1.6 **Ac1** – температура (точка фазового превращения), при которой начинается образование аустенита при нагревании стали;

1.7 **Ac3** – температура (точка фазового превращения), при которой заканчивается превращение феррита в аустенит при нагревании стали;

1.8 **Ar3** – температура (точка фазового превращения), при которой начинается превращение аустенита в феррит при охлаждении стали;

1.9 **Ar1** – температура (точка фазового превращения), при которой заканчивается превращение аустенита в перлит при охлаждении стали;

1.10 $T_{A \rightarrow \Phi}^k$ – температура (точка фазового превращения), при которой заканчивается превращение аустенита (А) в феррит (Ф) при охлаждении стали;