Министерство образования и науки Российской Федерации
Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение
высшего профессионального образования
«Южно-Уральский государственный университет (НИУ)»
Факультет «Материаловедение и металлургические технологии»
Кафедра «Физическое металловедение и физика твердого тела»

МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ ГОРЯЧЕЙ ДЕФОРМАЦИИ ТРУБНЫХ СТАЛЕЙ С ПОВЫШЕННЫМ СОДЕРЖАНИЕМ НИОБИЯ

РАБОТА ПРОВЕРЕНА
Рецензент (начальник лаборатории ФМТМП)
_____ А.М. Ахметдьянов
04. 06. 2016 г.

ДОПУСТИТЬ К ЗАЩИТЕ
Заведующий кафедрой (проф)
_____ Ю.Д. Корягин
_____2016 г.

ПОЯСНИТЕЛЬНАЯ ЗАПИСКА
К ВЫПУСКНОЙ КВАЛИФИКАЦИОННОЙ НИР
ЮУрГУ– 22.04.02. 2016.172 ПЗ ВК

Руководитель НИР (проф., д.ф-м.н.)
_____С.В. Рущиц
10 июня 2016 г.

Автор НИР
студент группы МиМТ - 212
_____Л.И. Попёнова
10 июня 2016 г.

Нормоконтролер (доц.)
_____ В.И. Филатов
14.06.2016 г. 2016 г.

Челябинск 2016

МИНИСТЕРСТВО ОБРАЗОВАНИЯ И НАУКИ РОССИЙСКОЙ ФЕДЕРАЦИИ
Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего профессионального образования
«ЮЖНО-УРАЛЬСКИЙ ГОСУДАРСТВЕННЫЙ УНИВЕРСИТЕТ»
(национальный исследовательский университет)

Факультет «Материаловедение и металлургические технологии»
Кафедра «Физическое металловедение и физика твердого тела»
Специальность «Металловедение и термическая обработка металлов»

УТВЕРЖДАЮ
Заведующий кафедрой
проф. д.т.н. Ю.Д. Корягин
_____ 2016 г.

ЗАДАНИЕ
на выпускную квалификационную работу студента
Попеновой Людмилы Ивановны
(Ф. И.О. полностью)
Группа МиМТ - 212

1 Тема работы (проекта)

МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ ГОРЯЧЕЙ ДЕФОРМАЦИИ ТРУБНЫХ СТАЛЕЙ С ПОВЫШЕННЫМ СОДЕРЖАНИЕМ НИОБИЯ

утверждена приказом по университету от 15 апреля 2016г. № 661
(утверждена распоряжением по факультету от _____ 2016г. № _____)

2 Срок сдачи студентом законченной работы (проекта) __10.06.2016

3 Исходные данные к работе (проекту)

а) Список литературных источников, обязательных к проработке

б) Образцы исследуемых сталей

4 Содержание расчетно-пояснительной записки (перечень подлежащих разработке вопросов)

1 Введение

2 Процессы горячей деформации и технология производства бесшовных труб

3 Материал и методика исследований

4 Моделирование прошивки

5 Изучение деформационного поведения исследуемой стали в условиях изотермической горячей деформации

6 Заключение

5 Перечень графического материала (с точным указанием обязательных чертежей, плакатов в листах формата А1)

1.Особенности горячей деформации

2. Цель и задачи исследования

3. Материал и методика исследования

4. Моделирование прошивки

5. Микроструктура сталей в исходом состоянии и после прошивки

6.Диаграммы деформации в условиях изотермической осадки

7. Результаты регрессионного анализа экспериментальных данных

8. Сравнение экспериментальных и расчетных диаграмм деформации

9. Выводы по работе

Всего 9 листов

6 Консультанты по работе (проекту), с указанием относящихся к ним разделов работы (проекта)

Раздел	Консультант	Подпись, дата	
		Задание выдал (консультант)	Задание принял (студент)
Литературнй обхор	С.В.Рушиц		
Теоретическая часть	С.В.Рушиц		
Эксперимeтальная часть	С.В.Рушиц		

7 Дата выдачи задания

Руководитель / С.В.Рушиц
(подпись)

Задание принял к исполнению / Л.И. Попёнова
(подпись студента)

КАЛЕНДАРНЫЙ ПЛАН

Наименование этапов выпускной квалификационной работы (проекта)	Срок выполнения этапов работы (проекта)	Отметка о выполнении руководителя
Литературный обзор	03.04.2015	
Освоение экспериментальных методик	10.10.2015	
Экспериментальное моделирование прошивки	09.04.2016	
Исследование процессов изотермической деформации	12.05.2016	
Анализ и общение результатов	30.05.2016	

Заведующий кафедрой _____/Ю.Д. Корягин/

Руководитель работы (проекта)_____/Рущиц С.В./

Студент _____/Попенова Л.И./

РЕФЕРАТ

Попёнова Л.И. Выпускная квалификационная НИР на тему «Моделирование процессов горячей деформации трубных сталей с повышенным содержанием ниобия» – г. Челябинск: ЮУрГУ, гр. МиМТ - 212, 51 с., 4 ч., 40 рис., 2 табл., 22 источников

Горячая деформация, стали с повышенным содержанием ниобия, бесшовные трубы.

Объектом исследования являются экспериментальные низкоуглеродистые стали с повышенным содержанием ниобия, предназначенные для производства бесшовных труб.

Цель работы – изучение деформационного поведения экспериментальной стали с 0,08% ниобия при ее горячей деформации в интервале температур и скоростей деформирования, характерных для прошивки и раската бесшовных труб.

Физическое моделирование процессов горячей деформации осуществлялось методами одноосной осадки цилиндрических образцов на физическом симуляторе термомеханических процессов Gleeble 3800.

Моделирование горячей прошивки сталей показало, что в результате динамической рекристаллизации, сопровождающей прошивку, происходит уменьшение исходного аустенитного зерна от 800 – 1000 мкм до 200 – 400 мкм. Имитированная ферритная структура после медленного охлаждения от температуры прошивки полностью идентична структуре, полученной на экспериментальной стали в производственных условиях.

Изучено деформационное поведение стали в условиях изотермической осадки в интервале температур и скоростей деформации, типичных для прокатки на пилигримовом стане. Показано, что горячая деформация, сопровождается динамическим возвратом без признаков динамической рекристаллизации.

Построена математическая модель, позволяющая предсказать напряжения деформирования по заданным температурно-скоростным параметрам деформации.

ОГЛАВЛЕНИЕ

ВВЕДЕНИЕ 7

ГЛАВА 1 ПРОЦЕССЫ ГОРЯЧЕЙ ДЕФОРМАЦИИ В ПРОИЗВОДСТВЕ БЕСШОВНЫХ ТРУБ. ЛИТЕРАТУРНЫЙ ОБЗОР 8

1.1 Особенности горячей деформации металлов 8

1.2 Технология производства горячекатаных бесшовных труб 13

1.3 Традиционные низкоуглеродистые комплексно-легированные стали для производства бесшовных труб 16

1.4 Новая концепция легирования трубных сталей 20

ГЛАВА 2 ОБЩЕЕ УСТРОЙСТВО ФИЗИЧЕСКОГО СИМУЛЯТОРА GLEEBLE 3800. МАТЕРИАЛ И МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТОВ 26

2.1 Общее устройство комплекса Gleeble-3800 26

2.2 Материал и методика эксперимента 29

ГЛАВА 3 МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОШИВКИ 31

3.1 Влияние исходного состояния исследуемой стали на деформационное поведение и образующуюся структуру в процессе прошивки 31

3.2. Сравнение имитированной структуры со структурой опытной стали после прошивки в производственных условиях 36

ГЛАВА 4 ИЗУЧЕНИЕ ДЕФОРМАЦИОННОГО ПОВЕДЕНИЯ СТАЛИ С ПОВЫШЕННЫМ СОДЕРЖАНИЕМ НИОБИЯ В УСЛОВИЯХ ИЗОТЕРМИЧЕСКОЙ ГОРЯЧЕЙ ДЕФОРМАЦИИ 40

4.1 Экспериментальные диаграммы деформации одноосной осадкой 40

4.2 Анализ экспериментальных диаграмм деформации 42

4.3 Приведение диаграмм деформации к стандартным условиям 49

ЗАКЛЮЧЕНИЕ 52

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК 53

ВВЕДЕНИЕ

Бесшовные горячекатаные трубы используются на объектах, от которых требуется большая надежность. В частности, они применяются в подводных трубопроводах, деталях машин и котельных установках. Поэтому от бесшовных труб во многих случаях требуется высокая вязкость в дополнение к высокой прочности.

Бесшовные трубы изготавливаются из низкоуглеродистых легированных сталей. Такой продукция обладает повышенной устойчивостью к коррозии и может применяться в условиях воздействия химически активных сред.

Технологические процессы прошивки и прокатки бесшовных труб происходят при температурах, превышающих температуру остановки рекристаллизации аустенита традиционных трубных сталей. Поэтому в производстве бесшовных труб трудно реализовать идеи контролируемой прокатки, в частности, получить наклепанный аустенит и последующую мелкодисперсную структуру продуктов его распада. По этой причине бесшовные трубы после горячей прокатки подвергают закалке с последующим высоким отпуском.

Очевидно, что на осуществление закалки и отпуска требуются дополнительные расходы. Поэтому, крайне важно найти способ, позволяющий производить бесшовные трубы с высокой прочностью и вязкостью без применения термической обработки.

На решение этой задачи направлена современная концепция легирования трубных сталей, предполагающая резкое повышение температуры остановки рекристаллизации аустенита за счет увеличения содержания ниобия в сталях. Реализация такой концепции легирования позволит обеспечить возможности получения мелкодисперсной структуры после горячей прокатки бесшовных труб и отказаться от их последующей термообработки.

Целью настоящей работы является изучение деформационного поведения экспериментальной стали с 0,08% ниобия при ее горячей деформации в интервале температур и скоростей деформирования, характерных для прошивки и прокатки бесшовных труб.

ГЛАВА 1 ПРОЦЕССЫ ГОРЯЧЕЙ ДЕФОРМАЦИИ В ПРОИЗВОДСТВЕ БЕСШОВНЫХ ТРУБ. ЛИТЕРАТУРНЫЙ ОБЗОР

1.1 Особенности горячей деформации металлов

Известно, что пластическая деформация сопровождается увеличением плотности дислокаций. Дислокации, перемещаясь в своих плоскостях скольжения, скапливаются у препятствий. Такими препятствиями могут служить включения другой фазы, границы зерен, места пересечения дислокаций разных систем скольжения. Дальнейшее движение дислокации могут осуществлять, лишь покидая плоскости скольжения путем поперечного скольжения. Выходя из своих плоскостей скольжения, дислокации взаимодействуют между собой, образуя дислокационные сплетения (клубки).

Большинство сталей и сплавов в процессе производства полуфабрикатов или изделий подвергается обработке давлением (прокатке, ковке, экструзии, волочению) при температурах, превышающих температуру рекристаллизации. Такая высокотемпературная деформация называется горячей деформацией. В указанном температурном интервале металлы имеют высокую пластичность и пониженное сопротивление пластической деформации, что позволяет придавать материалом необходимые размеры и форму при минимальных энергетических затратах.

Особенность горячей деформации заключается в том, что процессы упрочнения сопровождаются процессами разупрочнения - динамическим возвратом и динамической рекристаллизацией [1–8]. Соотношение между этими процессами, как и характер формирующейся структуры, зависит от таких параметров, как температура, скорость и степень деформации, а также от состава деформируемого сплава.

Процессы *динамического возврата* можно представить следующим образом. На начальных стадиях деформации, когда наблюдается интенсивное деформационное упрочнение, плотность дислокаций растет; они образуют сплетения, а также ячейки. Такую структуру обычно называют структурой горячего наклепа. При дальнейшем деформировании, когда еще происходит рост напряжений, но уже получают определенное развитие процессы разупрочнения, связанные с перераспределением дислокаций, в структуре начинают появляться субзерна. По мере развития деформации структура горячего наклепа постепенно заменяется субзеренной. Сначала преобладают

сильно вытянутые субзерна, границы которых параллельны плоскостям скольжения. Увеличение степени деформации приводит к появлению равноосных субзерен, которые не имеют четкой направленности границ. На установившейся стадии горячего деформирования субструктура полностью состоит из равноосных субзерен. При этом зерна, в которых сформировалась такая субструктура, могут быть сильно вытянуты вдоль направления деформации.

Для анализа особенностей поведения материала при горячей деформации широко используют диаграммы деформации, построенные в координатах “истинное напряжение - истинная деформация”. Форма кривых деформации бывает весьма различна в зависимости от характера развития процессов разупрочнения. На стадии динамического возврата напряжение течения с увеличением степени деформации сначала растут, достигая определенного значения, и затем сохраняется постоянным (рисунок 1.1). Стадия деформации, на которой напряжение практически не изменяется, называется установившейся стадией. Ей соответствует динамическое равновесие между количеством возникающих и аннигилирующих дислокаций.

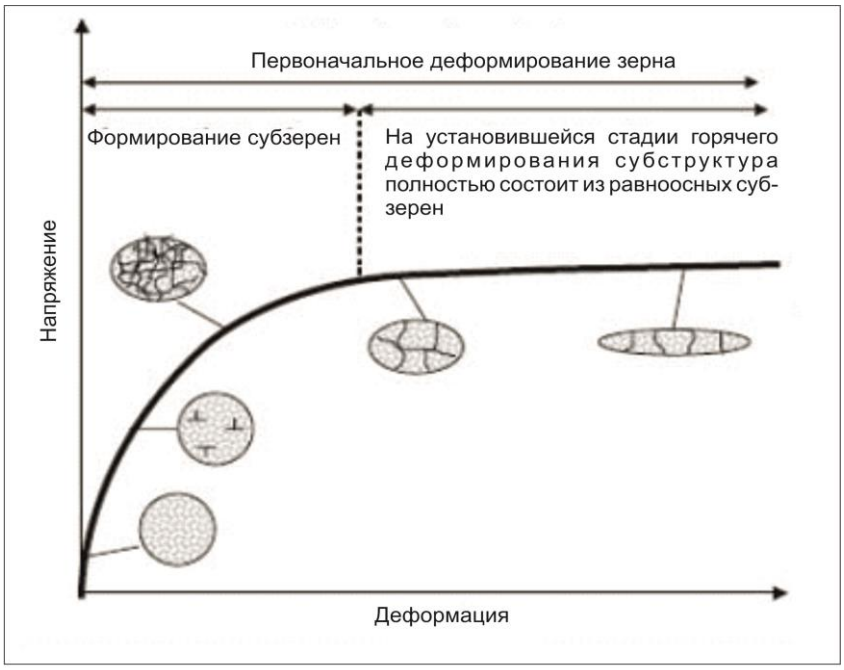


Рисунок 1.1 – Диаграмма деформации на стадии динамического возврата

При определенных условиях деформирования (высокие температуры, небольшие скорости деформации) наряду с динамическим возвратом получает

развитие *динамическая рекристаллизация*. Ее особенность заключается в том, что она не приводит к полному устранению субструктуры, как это имеет место в случае статической рекристаллизации, происходящей при отжиге холоднодеформированного металла. Возникшие при динамической рекристаллизации новые зерна во время своего роста подвергаются деформации, и в них формируется субструктура. Плотность дислокаций увеличивается до критической величины, после чего происходит новый цикл рекристаллизации, за которой опять следует образование субструктуры.

Образование динамически рекристаллизованных зерен может протекать по двум механизмам. Наиболее часто их зарождение осуществляется на большеугловых границах путем их выгибания (механизм Бейли—Хирша). При высоких скоростях деформации формирование зародышей может происходить в результате коалесценции субзерен.

Появление рекристаллизованных зерен наблюдается после достижения критической деформации на стадии деформационного упрочнения (рисунок 1.2).

Рисунок 1.2 – Диаграмма деформации на стадии динамической рекристаллизации

Пока динамическая рекристаллизация не получила еще существенного развития, напряжения течения при деформировании могут продолжать расти. Но когда возникает значительный объем рекристаллизованных участков с низкой прочностью, то напряжение течения падает, причем происходит более резкое

разупрочнение, чем в случае динамического возврата. Далее следует установившаяся стадия деформации, на которой могут многократно протекать циклы динамической рекристаллизации. Этой стадии соответствует появление равноосных зерен с неизменным средним значением величины зерна.

С ростом температуры и снижением скорости деформации величина критической деформации становится меньше, а развитие динамической рекристаллизации облегчается.

Характер изменения напряжения течения на установившейся стадии при развитии динамической рекристаллизации бывает различным. При пониженных температурах и больших скоростях деформации установившейся стадии обычно соответствует постоянное напряжение течения. Для высоких температур и малых скоростей деформации характерна на установившейся стадии осцилляция напряжений.

Важно подчеркнуть, что в результате динамической рекристаллизации в горячедеформированном металле возникает неоднородная субструктура. В тех участках, где рекристаллизация прошла раньше успевает возникнуть высокая плотность дислокаций и сформироваться развитая субзеренная структура. В других участках, где рекристаллизация прошла позже, плотность дислокаций может быть невысокой, а субзерна еще не успевают образоваться.

На протекание процессов разупрочнения в ходе горячей деформации в существенной мере влияет энергия дефектов упаковки. Чем она выше, тем легче осуществляются поперечное скольжение и переползание дислокаций, а следовательно, интенсивнее идет динамический возврат. При этом образуется более совершенная субзеренная структура. И наоборот, снижение энергии дефектов упаковки затрудняет протекание динамического возврата и способствует развитию динамической рекристаллизации.

Процессы разупрочнения при деформировании могут быть затруднены, если в структуре присутствуют дисперсные выделения. Особенно существенно динамический возврат и динамическая рекристаллизация тормозятся тогда, когда образование дисперсных выделений происходит непосредственно в процессе деформирования.

Важной особенностью структуры, формирующейся при горячей деформации, является искаженность (зубчатость) на границах зерен. Образование зубчатости можно связать с развитием начальных стадий динамической рекристаллизации

сопровождающейся миграцией большеугловых границ. Неодинаковые условия деформации в приграничных объемах разных зерен приводят к тому, что локальная плотность дислокаций по обе стороны большеугловой границы будет различна. Миграция границ осуществляется в сторону повышенной плотности дефектов. Распределение структурных несовершенств вдоль мигрирующей границы неоднородно, что предопределяет неравномерное ее перемещение и появление выступов в местах с наиболее высокой и плотностью дислокаций.

Большинство процессов горячей деформации осуществляется за несколько операций; пластическая деформация может чередоваться с паузами от нескольких секунд до нескольких минут. Во время последеформационных пауз или при охлаждении после окончания деформации может происходить разупрочнение деформированной стали. Оно осуществляется за счет статического возврата, статической и метадинамической рекристаллизации.

Первые два процесса развиваются так же, как и при отжиге холоднодеформированного металла. Метадинамическая рекристаллизация присуща только горячей деформации, причем наблюдается лишь в том случае, если во время горячей деформации получает развитие динамическая рекристаллизация. Если деформация прервана в тот момент, когда не завершилась стадия динамической рекристаллизации, то в металле имеется много зародышей рекристаллизации, которые не успели подвергнуться значительной деформации. Они оказываются способны к росту сразу же после окончания деформации. Поэтому в отличие от статической метадинамическая рекристаллизация не имеет инкубационного периода.

Характер протекания процессов разупрочнения при последеформационных паузах зависит от того, на какой стадии была прервана горячая деформация. Если деформация была осуществлена с небольшими обжатиями и в деформированном металле возникла сравнительно невысокая плотность дислокаций, то при паузах получает развитие только статический возврат. Рост плотности дислокаций при увеличении степени деформации на стадии деформационного упрочнения приводит к тому, что во время последеформационных пауз наряду со статическим возвратом протекает статическая рекристаллизация. После больших деформаций, сопровождающихся развитием динамической рекристаллизации, при паузах могут развиваться как статические возврат и рекристаллизация, так и метадинамическая рекристаллизация. Так как метадинамическая

рекристаллизация протекает с высокой скоростью, то не исключены случаи, когда статическая рекристаллизация вообще не успевает развиться и разупрочнение во время последеформационных пауз в основном происходит за счет статического возврата и метадинамической рекристаллизации.

Чем выше температура деформации, тем больше скорость разупрочнения при последеформационных выдержках или охлаждении. Интенсивность протекания процессов разупрочнения после окончания деформации в существенной мере зависит от характера легирования стали. Их развитие резко тормозят дисперсные выделения (карбиды, нитриды).

Таким образом, последовательность процессов структурообразования при горячей деформации: горячий наклеп → динамическая полигонизация (неустановившаяся) → динамическая полигонизация (установившаяся) → динамическая рекристаллизация первичная → динамическая рекристаллизация собирательная. При этом нет дискретной смены этих стадий, они накладываются и идут параллельно, циклично и неоднородно; о них судят по превалирующей структуре металла. Некоторые стадии могут не реализоваться, а их температурный интервал зависит от температуры, степени и скорости деформации. Благоприятной считается структура с равноосными зернами и развитой полигональной. Очень нежелательны динамические собирательная и вторичная рекристаллизации.

1.2 Технология производства горячекатаных бесшовных труб

Прошивка заготовки. В качестве заготовок для производства бесшовных труб используют круглые и граненые слитки, а также катаные заготовки. Прошивка отверстия в заготовке с получением гильзы осуществляется на прошивочном стане. Прошивные станы по типу рабочих валков подразделяют на прошивные станы с бочкообразными валками (валковые), дисковыми валками (дисковые) и с грибовидными валками (грибовидные). Заготовка продавливается через оправку, а из-за растягивающих напряжений, создаваемых вращающимися валками, происходит течение металла от центра слитка и за счет этого без больших усилий происходит прошивка отверстия (рисунок 1.3) [9–11].

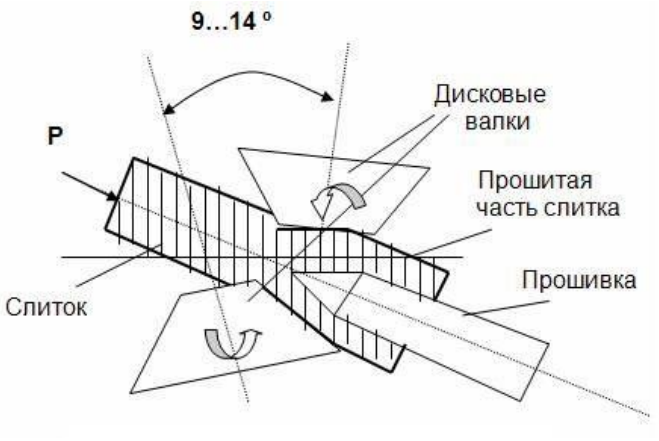


Рисунок 1.3 – Схема прошивки заготовки

Прокатка (раскатка) гильзы в трубу необходимого диаметра и толщины стенки выполняется в горячем состоянии на: автоматическом стане; непрерывном стане или на стане пилигримовой прокатки.

Автоматический стан представляет собой нереверсивную клеть дуо, в валках которой последовательно расположены круглые калибры (рисунок 1.4). Перед подачей металла в валки в калибр устанавливают оправку, закрепленную на длинном стержне таким образом, что зазор между оправкой и калибром соответствует толщине стенки трубы, которая прокатывается. Деформирование металла в данном случае происходит между валками и оправкой, при этом наряду с уменьшением толщины стенки наблюдается некоторое уменьшение наружного диаметра изделия.

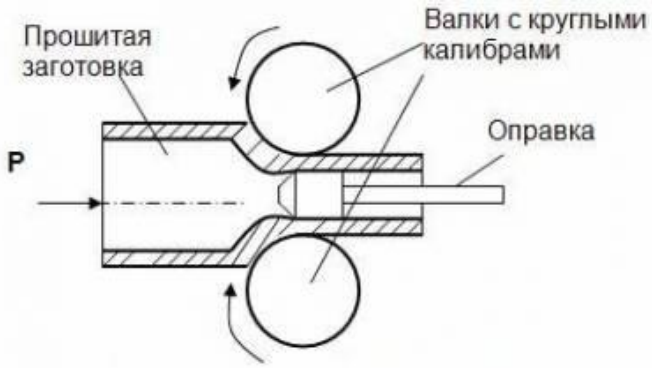


Рисунок 1.4 – Схема прокатки прошивной заготовки на оправке

Учитывая то, что прокатка на автоматическом стане за один проход не обеспечивает требуемую величину и равномерность деформации стенки изделия по его периметру, приходится давать два, а иногда и три прохода, возвращая гильзу в загрузочное устройство стана.

Отличием непрерывного стана является использование сразу нескольких последовательно расположенных пар валков, обеспечивающих постепенно возрастающие величины деформации. По этой причине на непрерывном стане раскатка гильзы в трубу происходит за один проход.

На пилигримовых станах раскатка трубы осуществляется двумя валками с калибром переменного профиля (рисунок 1.5). Валок пилигримового стана, имеет ручей переменной ширины и высоты по окружности и делится на две части: холостую, где диаметр калибра больше диаметра гильзы, и рабочую, состоящую из рабочей и полирующей участков. Прокатные валки вращаются в направлении, обратном направлению прокатки.

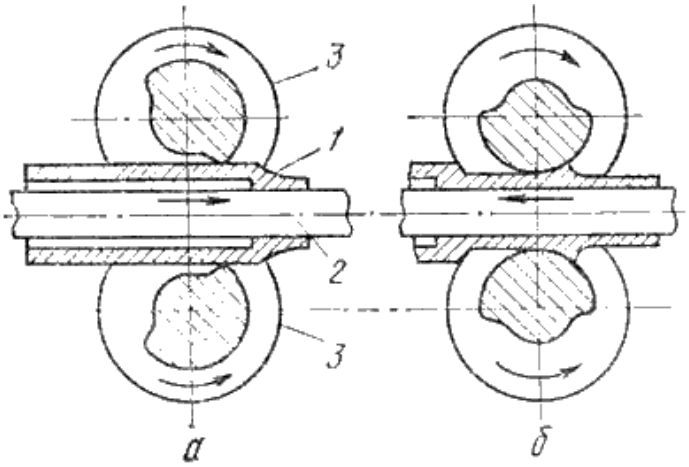


Рисунок 1.5 – Схема прокатки труб на пилигримовом стане:
1 – гильза, 2 – оправка, 3 – валки.

Процесс работы на пилигримовой клети заключается в периодической подаче гильзы вместе с дорном (на 20...30 мм) в зазор между валками в момент совпадения холостой части ручья обоих валков. При дальнейшем вращении валков осуществляется процесс прокатки, и гильза перемещается в направлении, которое совпадает с направлением вращения валков, т.е. обратном ходу трубы.

Калибровка. Придание окончательных размеров трубе по диаметру производится на калибровочном стане, состоящем из 5...7 клетей дуо, расположенных непрерывно. Клети калибровочного состояния устанавливают на общей раме таким образом, что оси валков попеременно в разные стороны образуют с горизонтом угол 45°, а угол между осями валков соседних клетей составляет 90°. Таким образом, труба при прокатке деформируется в двух взаимно перпендикулярных направлениях. При прокатке в калибровочном стане

происходит некоторое уменьшение диаметра изделия и незначительное увеличение толщины стенки.

Завершающей технологической операцией для всех способов раскатки труб является операция охлаждения изделий на охладительных столах.

Термообработка труб. После горячей прокатки и охлаждения на воздухе в бесшовных трубах формируется крупнозернистая феррито-перлитная структура, не обеспечивающая требуемый уровень свойств прочности и вязкости. По этой причине горячекатаные трубы подвергают закалке и высокому отпуску. Закалку осуществляют, помещая трубу в закалочное устройство, способное одновременно охлаждать водой бесшовные трубы и изнутри, и снаружи, для равномерной закалки толс той бесшовной трубы. Далее осуществляют высокий отпуск закаленной трубы. Для этого трубу нагревают до 630 – 730° С, выдерживают от 30 до 60 минут и затем охлаждают на воздухе.

Очевидно, что на осуществление закалки и отпуска требуются дополнительные расходы. Поэтому, крайне важно найти решение, позволяющее производить трубы с высокой прочностью и вязкостью без применения закалки и отпуска.

1.3 Традиционные низкоуглеродистые комплексно-легированные стали для производства бесшовных труб

Для производства бесшовных труб используют малоуглеродистые (менее 0,16 % С) стали, легированные марганцем и кремнием и содержащие микродобавки карбидообразующих элементов ванадия (до 0,075), ниобия (до 0,05 %) и титана (до 0,02 %) [12]. В условиях режимов прокатки и охлаждения, характерных для производства бесшовных труб, окончательной микроструктурой традиционных сталей является ферритно-перлитная структура. Предел текучести таких материалов в первую очередь зависит от размера зерна феррита и от содержания марганца и кремния в твердом растворе. Каждый весовой процент марганца и кремния за счет твердорастворного упрочнения увеличивает предел текучести стали примерно на 27 и 97 МПа, соответственно. При использовании максимального количества этих элементов, разрешенного по европейскому стандарту EN10210-1, увеличение предела текучести может составлять около 100 МПа.

Вклад твердорастворного упрочнения, однако, недостаточен, чтобы повысить прочность малоуглеродистой стали до требуемого уровня. Поэтому должны использоваться другие механизмы упрочнения, в частности, дисперсионное упрочнение карбонитридами ванадия и ниобия. (рисунок 1.6).

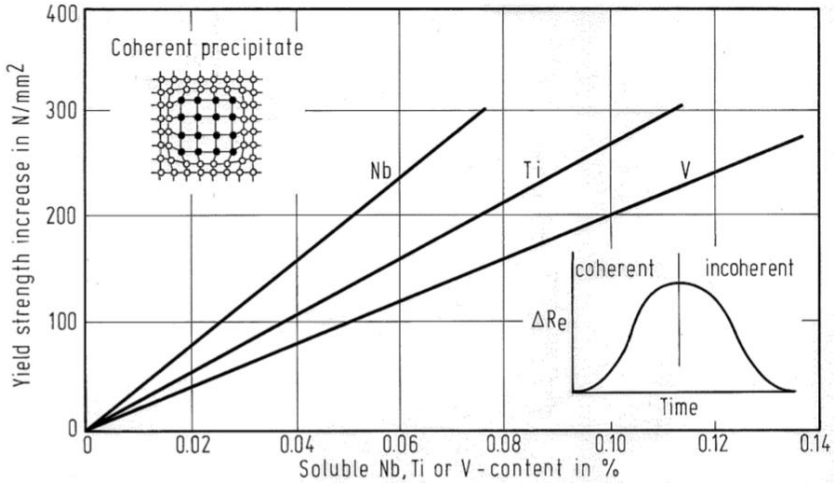


Рисунок 1.6 – Дисперсионное упрочнение за счет выделения карбидов Nb, Ti, V [12]

Потенциальный вклад выделений в повышении предела текучести лежит в диапазоне от 50 до 200 МПа. Его величина зависит от размера, распределения и типа выделившихся карбидов. Наиболее сильный эффект дисперсионного упрочнения дает ниобий при условии, что после чистовой прокатки весь ниобий остается в твердом растворе.

Образование выделений происходит либо во время, либо после превращения аустенита в феррит и, таким образом, чувствительно к условиям охлаждения. Соответственно, увеличение прочности, представленное на рисунке 1.6, должно рассматриваться как верхний предел, тогда как в промышленных условиях эффект от дисперсионного упрочнения может оказаться значительно слабее.

Недостатком использования комбинированного твердорастворного и дисперсионного упрочнения является уменьшение ударной вязкости и повышение температуры вязко-хрупкого перехода. Поэтому традиционные стали, микролегированные ванадием, часто дополнительно легируют никелем и медью для повышения ударной вязкости при низких температурах. Тем не менее, и в этом случае комплексного V-Ni-Cu легирования трудно получить одновременно требуемую прочность и вязкость.

Измельчение зерна является единственным механизмом, обеспечивающим упрочнение одновременно с увеличением вязкости и снижением температурного порога хладноломкости. При производстве листового проката трубных сталей с этой целью широко используют метод контролируемой прокатки с ускоренным охлаждением [13–15]. Принципиальная схема проведения контролируемой прокатки приведена на рисунке 1.7.

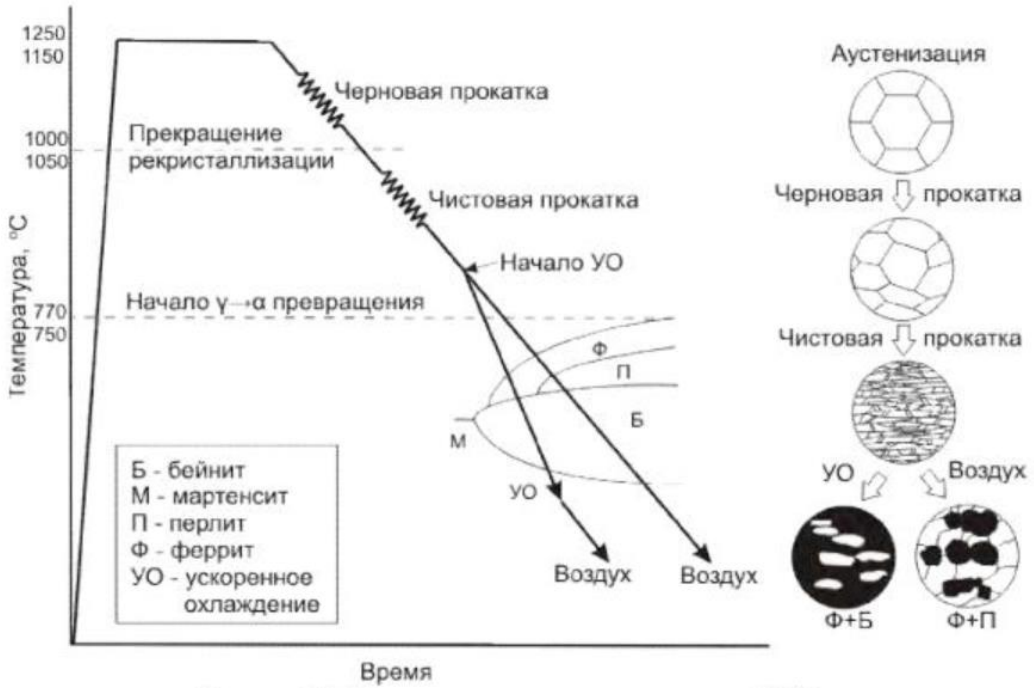


Рисунок 1.7 – Схема проведения контролируемой прокатки с ускоренным охлаждением [16]

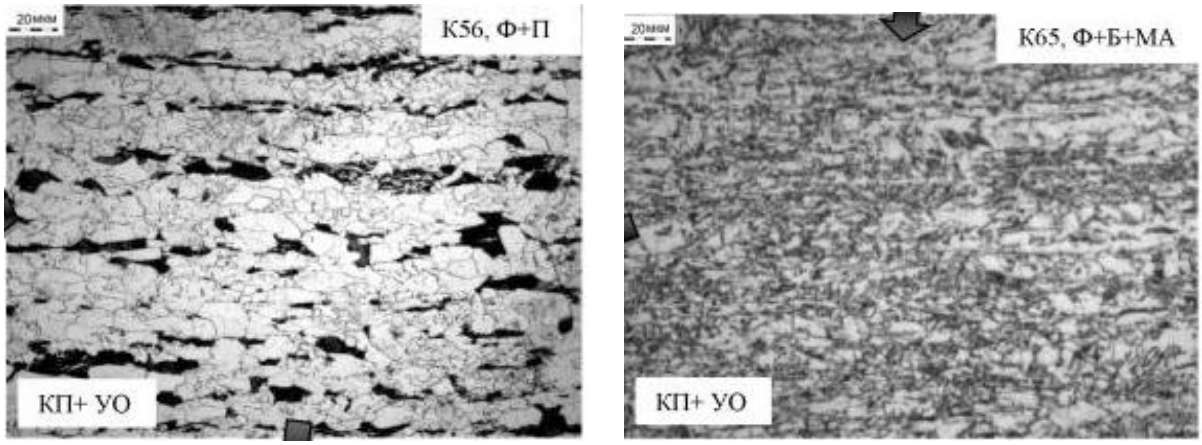
Температура нагрева сляба под прокатку должна обеспечить растворение максимально возможного количества карбонитридов ниобия и ванадия. Это позволяет более эффективно сдерживать рост зерна аустенита за счет выделения дисперсионных частиц карбонитридов при проведении прокатки. Черновую стадию прокатки проводят выше температуры остановки рекристаллизации аустенита.

Задачей черновой прокатки является измельчение исходного зерна аустенита за счет динамической, метадинамической и статической рекристаллизации в междеформационных паузах.

Чистовую стадию прокатки проводят при температуре ниже температуры полного торможения рекристаллизации аустенита, но выше температуры начала выделения феррита из аустенита (A_{c3}). При чистовой прокатке происходит

дальнейшее измельчение зерна аустенита путем «раскатывания» и формирования внутри него дефектов кристаллического строения (рисунок 1.7).

В процессе чистовой прокатки зерна аустенита приобретают «блинообразную» форму. Из такого наклепанного аустенита при последующем охлаждении образуется мелкодисперсная феррито-перлитная структура (при малой скорости охлаждения) или феррито-бейнитная структура при ускоренном охлаждении (рисунок 1.8).



а) б)

Рисунок 1.8 – Структура сталей: а) структура сталей К56, К60 феррито-перлитная; б) структура сталей К65 и выше феррито-бейнитная (х20) [16]

Сочетание контролируемой прокатки с последующим ускоренным охлаждением получило специальное название – термомеханическая контролируемая прокатка (ТМКП). Технология ТМКП используется для производства современных трубных сталей К60 и выше. Однако ее использование в производстве бесшовных труб затруднительно. Возникающие проблемы хорошо видны из принципиальной схемы технологического процесса горячей прокатки бесшовных труб, описанного выше (рисунок 1.9).

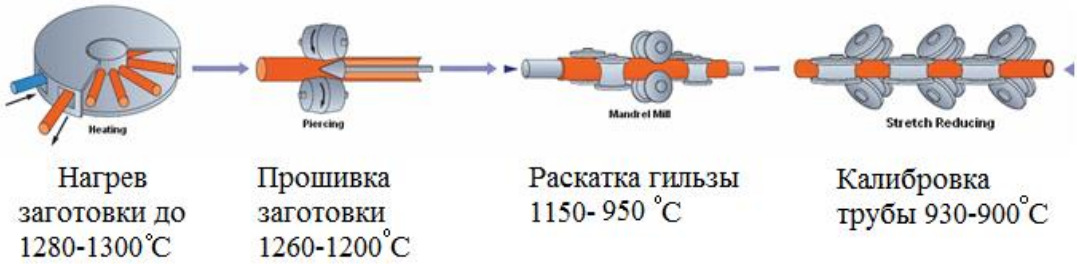


Рисунок 1.9 - Схема технологического процесса горячей прокатки

Так, процесс прошивки, происходящий в области высоких температур и малых скоростей деформации, может сопровождаться динамической рекристаллизацией, в результате которой происходит измельчение зерен исходной литой структуры. Однако последующая операция (раскатка гильзы) происходит при температурах 1150-950 °С, превышающих температуру остановки рекристаллизации обычных трубных сталей (930-950 °С). Поэтому при раскатке гильзы в междеформационных паузах происходит статическая рекристаллизация аустенита, так что получить наклепанный аустенит на этапе раскатки не удается.
На этапе калибровки температура прокатки опускается в нужный диапазон. Однако степень наклепа аустенита в данном случае не такая сильная, как при прокатке листов. Понизить температурный интервал горячей деформации нельзя, так как трубная заготовка приварится к оправке.

Все сказанное означает, что при прокатке бесшовных труб получить сильно наклепанный аустенит и добиться измельчения зерна, являющегося ключевым механизмом упрочнения и одновременного повышения вязкости, достаточно сложно.

Таким образом, для реализации идеи контролируемой прокатки в производстве бесшовных труб необходимо повысить температуру остановки рекристаллизации за счет целенаправленного легирования.

1.4 Новая концепция легирования трубных сталей

В последние годы так называемая HTP (High Temperature Processing) концепция легирования была успешно разработана несколькими производителями стали. HTP - концепция легирования характеризуется низким содержанием углерода (0,03-0,05%) и высоким содержанием ниобия (0,08-0,10%) в сталях [12, 17].

Использование такого высокого содержания ниобия не соответствует спецификации EN10210-1. Тем не менее, такие стали уже применяются в производстве листов для свариваемых труб, а в работе [12] анализируется возможность их использования в производстве бесшовных труб.

Идея повышения содержания ниобия в сталях заключается в том, что ниобий является наиболее эффективным элементом для торможения рекристаллизации и измельчения зеренной структуры (рисунок 1.10).

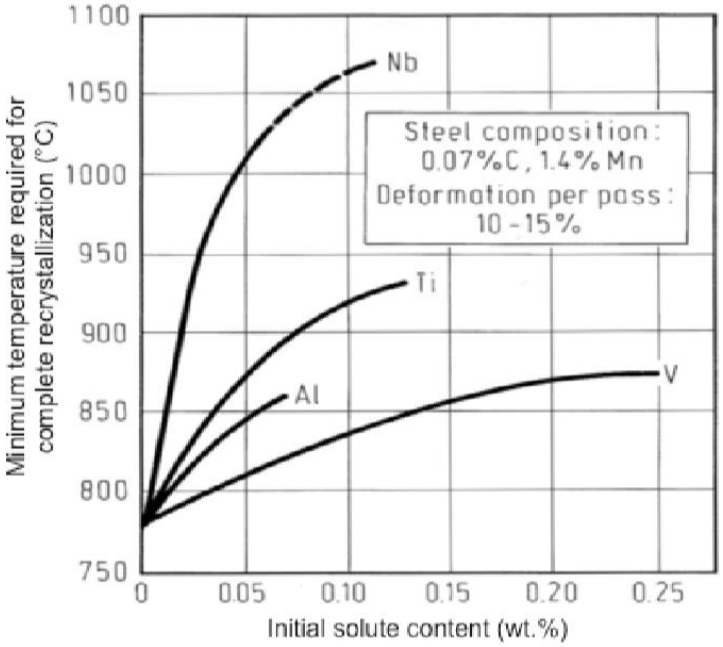


Рисунок 1.10 – Торможение рекристаллизации аустенита микролегирующими элементами

Сильное торможение рекристаллизации аустенита ниобием объясняется комбинированным действием двух факторов: его твердорастворным эффектом на кинетику статической рекристаллизации и выделениями дисперсных карбонитридов ниобия, индуцированных деформацией и блокирующих границы аустенитных зерен. Отметим, что ванадий – основной карбидообразующий элемент в традиционных трубных сталях, в отличие ниобия, имеет довольно слабый эффект на температуру остановки рекристаллизации.

Химический состав HTP-стали, предложенный в [12] приведен в таблице 1. Углеродный потенциал стали – 0,34. Небольшие добавки титана предназначены для обеспечения образования стабильных при высокой температуре частиц TiN, ограничивающих рост зерен аустенита во время высокотемпературного нагрева.

Таблица 1 - Химический состав опытной стали для бесшовных труб [12]

C	Si	Mn	P	S	Al	N	Nb	Ti
0.04	0.25	1.70	0.015	0.002	0.025	0.005	0.100	0.015

Горячие испытания на кручение, выполненные в [12], показали, что температура остановки рекристаллизации (T_{nr}) стали близка к 1060 ºС, что значительно превышает температуры T_{nr} обычных Nb-микролегированных низкоуглеродистых сталей (около 950 °С). Это обстоятельство может быть

связано с выделениями частиц NbC, блокирующими границы аустенитного зерна, а также с твердорастворным влиянием ниобия на задержку кинетики рекристаллизации.

В соответствии с термокинетическими диаграммами распада аустенита, показанными на рисунке 1.11, микроструктура, состоящая из полигонального феррита и низкоуглеродистого бейнита, формируется в рассматриваемой стали даже при условии медленного охлаждения на воздухе. Количество образующегося бейнита зависит от скорости охлаждения, а также от количества накопленной деформации. Низкоуглеродистый бейнит характеризуется высокой плотностью дислокаций и небольшим действительным размером зерна. Присутствие этой фазы в мелкозернистой матрице полигонального феррита отвечает за благоприятное сочетание высокой прочности и хорошей вязкости. Термокинетическая диаграмма показывает, что если накопленная деформация аустенита мала (например, в силу высокой температуры деформации и протекающей рекристаллизации), то доля бейнита может составлять около 90 %. При более низкой конечной температуре прокатки и, соответственно, при значительном наклепе аустенита, который способствует ферритному зародышеобразованию, доля бейнита падает до 20 % – 30%.

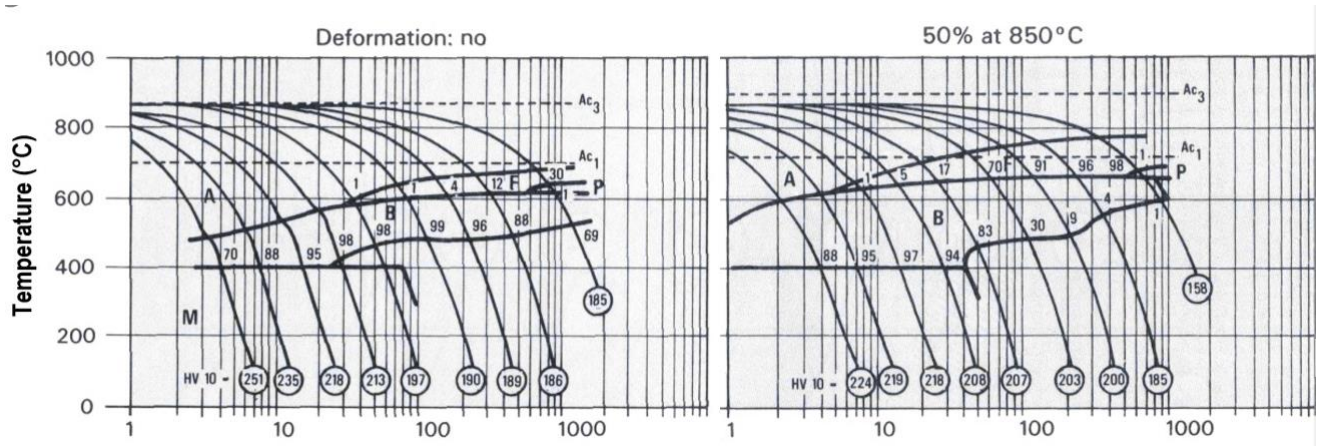


Рисунок 1.11 - Термокинетические диаграммы распада аустенита опытной стали [12]

На рисунке 1.12 показана температурная зависимость растворимости NbC в равновесных условиях для стали с 0,04 % C-0,10 % Nb. При температуре 1250 °C весь ниобий в количестве 0,10 % полностью растворяется в аустените. Черновая прокатка заканчивается при температуре (1020–1040 ºC) чуть ниже

температуры Tnr (1060 ºC). Два образца были закалены после черновой прокатки от температуры около 920 ºC и проанализированы с целью определения количества выделившихся карбонитридов ниобия. Анализ показал, что при этой температуре около 0,08% Nb все еще находится в твердом растворе. Эта величина значительно выше, чем максимальная растворимость в равновесных условиях, что объясняется достаточно медленной кинетикой выделения, неспособной привести систему в равновесие.

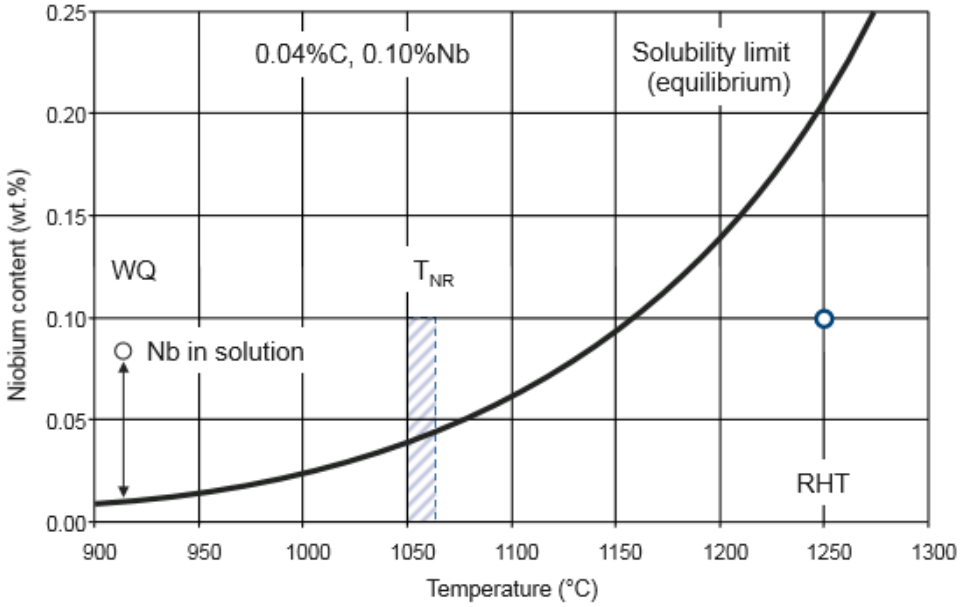


Рисунок 1.12 - Ниобий в твердом растворе до и после черновой прокатки [12]

Образцы, подвергнутые черновой прокатке, переносили в нагревательную печь (без промежуточного охлаждения ниже A_{r1}) при температуре выше A_{r3} и подвергали финишной прокатке. Из образцов после финишной прокатки изготавливали образцы для испытаний на растяжение и ударную вязкость по Шарпи с V-образным надрезом. Из кривой на растяжение определяли условный предел текучести (Rp0.2) и предел прочности при растяжении (Rm). Обе эти величины представлены в зависимости от общего обжатия во время чистовой прокатки и температуры финишной прокатки на рисунке 1.13. Данные показывают, что даже при самой низкой степени обжатия (λ = 1.3) минимальный предел текучести соответствует требованиям для сталей класса S460NH. С увеличением степени обжатия предел текучести возрастает. Снижение температуры финишной прокатки также приводит к повышению предела текучести, как и ожидалось.

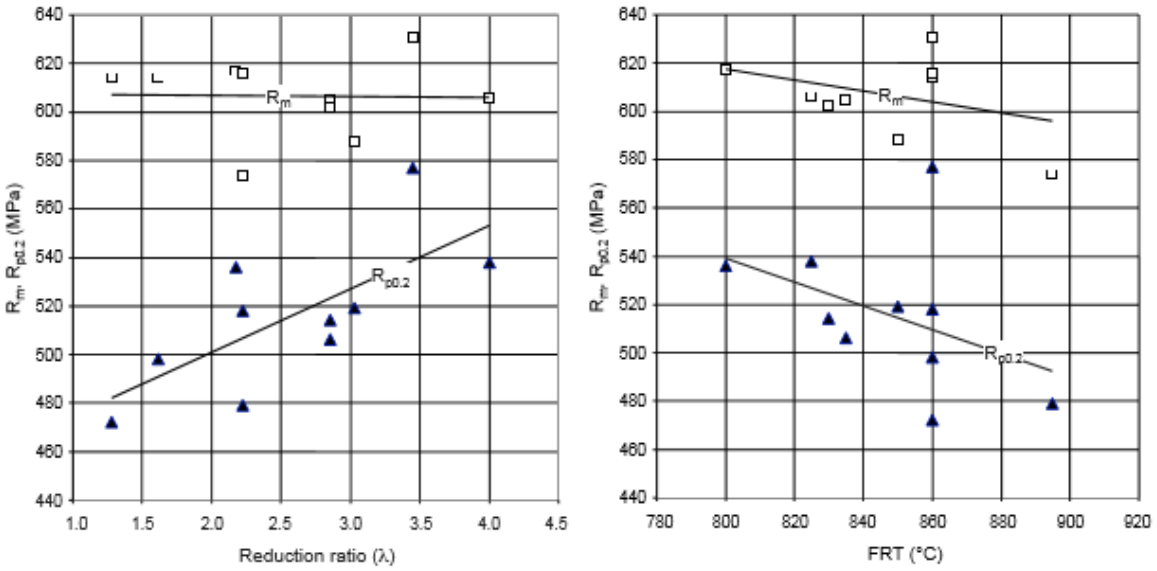


Рисунок 1.13 - Предел и прочность на разрыв зависимости от условий чистовой прокатки [12]

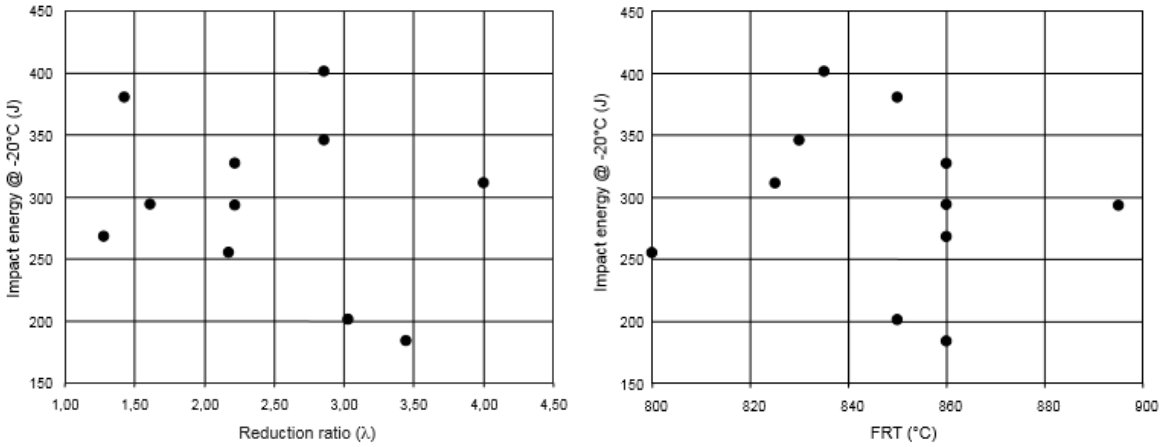
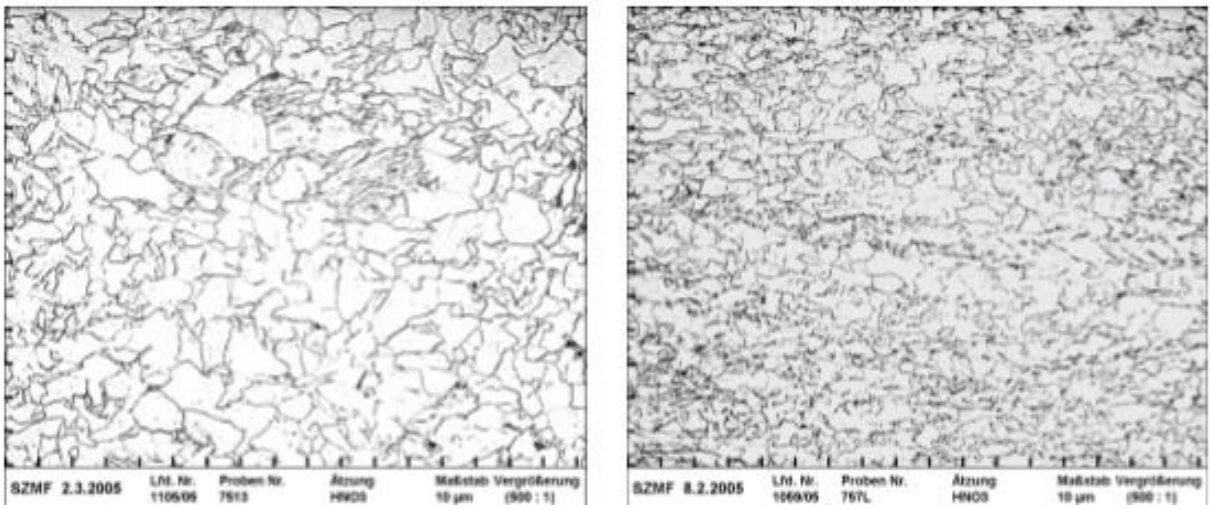


Рисунок 1.14 - Ударная вязкость по Шарпи с V-образным вырезом при -20 ° C для различных условий чистовой прокатки [12]

Измеренные значения вязкости при -20 ºC представлены на рисунке 1.14. Отметим достаточно большой разброс значений энергии удара в диапазоне от 180 до 400 Дж. Разумно предположить, что уровень 200 Дж будет обеспечен в промышленных условиях. Таким образом, требования по вязкости удовлетворяются.

Анализ микроструктуры (рисунок 1.15) подтвердил выводы, сделанные из термокинетических диаграмм (рисунок 1.11). Доля феррита составила около 75%, а доля бейнита составит около 22%. Была также обнаружена небольшая доля M/A составляющей. Размер зерен феррита был ASTM 9 для низкой степени обжатия и

ASTM 12 для наиболее высокой степени обжатия при финишной прокатке. Таким образом, разумно предположить, что изменение прочностных характеристик, наблюдаемое на рисунке 1.15, обусловлено различиями в размере зерна феррита.



860 °C
Микроструктура: 73 % феррит,
25 % бейнит, 2 % М/А
Балл зерна 9

825 °C
Микроструктура: 75 % феррит,
22 % бейнит, 3 % М/А
Балл зерна 11

Рисунок 1.15 - Микроструктура образцов после горячей прокатки (x10) [12]

Таким образом, предложенная концепция легирования трубных сталей, предполагающая повышенное содержание ниобия, является перспективной для использования в производстве бесшовных труб. Ее применение позволит отказаться от термической обработки бесшовных труб и, соответственно, сократить производственные расходы в размере около 60$ США на тонну продукции.

ГЛАВА 2 ОБЩЕЕ УСТРОЙСТВО ФИЗИЧЕСКОГО СИМУЛЯТОРА GLEEBLE 3800. МАТЕРИАЛ И МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТОВ

2.1 Общее устройство комплекса Gleeble-3800

Комплекс Gleeble 3800 – физический симулятор термомеханических процессов, позволяющий воспроизводить на образцах исследуемых материалов те температурно-деформационные воздействия, которым исследуемый материал подвергается в процессе производства или эксплуатации изделий.

Комплекс Gleeble 3800 выполнен по модульной схеме, что позволяет варьировать его в зависимости от нужд исследователя [18].

Рисунок 2.1 – Общий вид комплекса

Каждый из модулей имеет свою рабочую камеру, которая соединена с вакуумной системой, обеспечивающей разряжение не менее 1×10–4 мм. рт. ст. Испытания можно проводить при более низком вакууме, в среде защитного газа или на воздухе.

Рисунок 2.2 – Сменные модули комплекса

Модуль Pocket Jaw (растяжение/сжатие). Данный модуль является самым широкофункциональным. Модуль реализует одноосную деформацию растяжением/сжатием и характеризуется наибольшими скоростями нагрева и охлаждения образцов. Он позволяет моделировать процессы плавления и кристаллизации, воспроизводить ударные тепловые воздействия, выполнять опыты на растяжение и сжатие при повышенных температурах, выполнять дилатометрические исследования, реализовывать режимы термической обработки в широком диапазоне параметров.

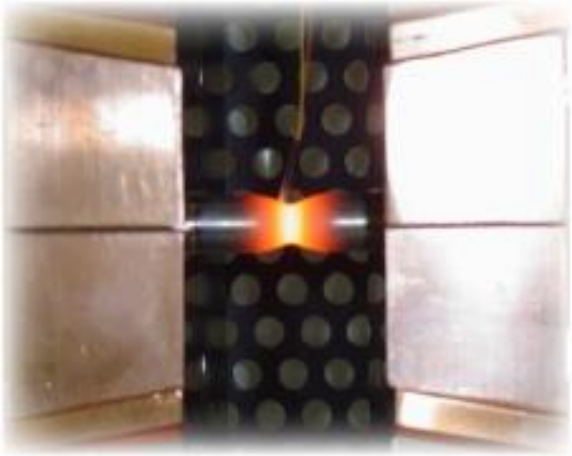


Рисунок 2.3 – Стальной образец в процессе обработки на модуле

Модуль Hydrawedge (Гидромолот). Модуль разработан для моделирования ударного нагружения образцов с высокой точностью по степени и скорости деформации. Специальная конструкция модуля позволяет выполнять многостадийные последовательные нагружения аналогичные режимам деформации на любом современном прокатном стане.

Конструкция модуля предусматривает выполнение экспериментов в двух вариантах: Flow Stress - этот вариант испытаний представляет собой классическую деформацию по схеме одноосного сжатия между двумя плоскими бойками.

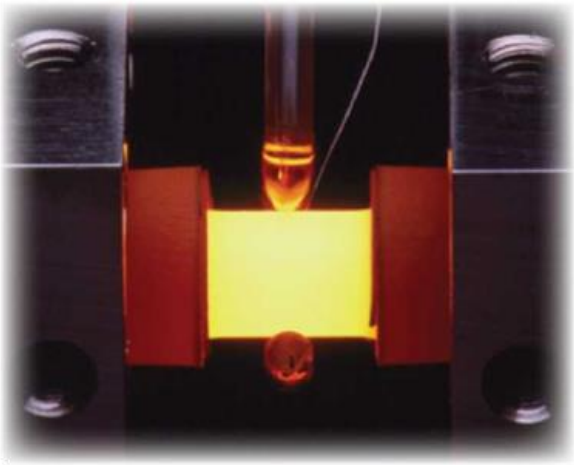


Рисунок 2.4 – Одноосное сжатие между двумя плоскими бойками

Plane Strain - данный вариант представляет собой вариант плоской деформации между клиновидными боками. Характерной особенностью данного вида нагружения является неизменная площадь контакта под бойками.

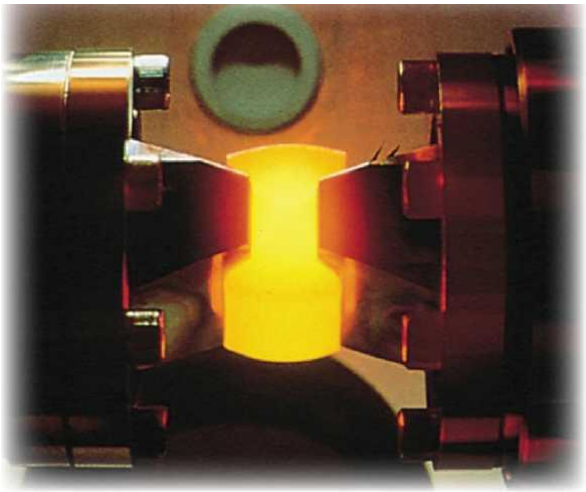


Рисунок 2.5 – Плоская деформация между клиновидными бойками

Модуль Torsion (Кручение). Модуль на кручение представляет собой классический испытательный модуль для проведения испытаний на кручение. Модуль позволяет осуществлять деформацию путем постадийного скручивания образца в одном направлении с возможностью приложения осевой нагрузки.

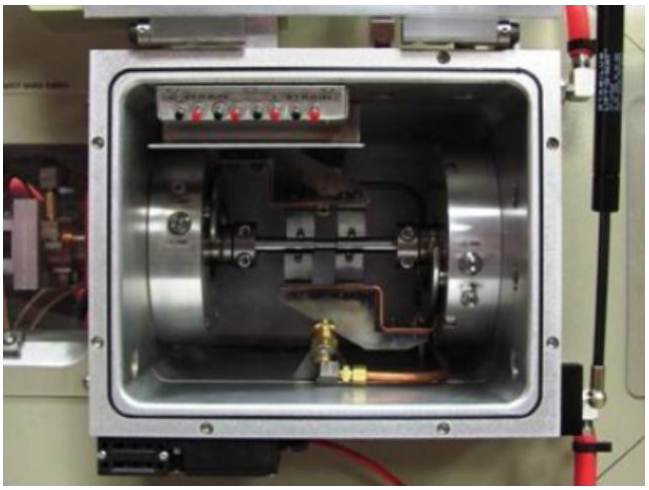


Рисунок 2.6 – Рабочая камера модуля Torsion со стальным образцом

2.2 Материал и методика эксперимента

Материалом исследования явилась экспериментальная сталь с химическим составом 0,05% C, 1,55% Mn, 0,2% Si, 0,01% Ti, 0,008% N и дополнительно легированная ниобием 0,08-0,1% Nb. Образцы опытной стали изготавливались из непрерывно-литой заготовки, а также из горячекатаных заготовок.

Исследование процессов горячей деформации в условиях одноосной осадки осуществлялось на модуле Hydrawedge физического симулятора Gleeble 3800 на цилиндрических образцах диаметром d_0=10 мм и высотой h_0=15 мм. Для уменьшения силы трения между образцом и бойками использовали эмульсионную смазку на основе высокочистого графита и никеля. Нагрев образцов осуществлялся прямым пропусканием через них электрического тока. Температура образца в процессе испытания измерялась термопарой, приваренной к центральной части образца.

В процессе эксперимента фиксировалась температура образца T; усилие деформации F и текущее значение высоты образца h. Автоматически с помощью встроенной программы рассчитывались истинная (логарифмическая) деформация

ε и истинные напряжения σ в предположении о неизменности объема образца и сохранения им цилиндрической формы в процессе испытания $(S_0 h_0 = Sh)$:

$$\varepsilon = \ln\left(\frac{h}{h_0}\right), \tag{1}$$

$$\sigma = \frac{F}{S} = \frac{F}{\pi d^2 / 4} = \frac{F}{\left(\frac{\pi}{4}\frac{h_0}{h} d_0^2\right)}. \tag{2}$$

Здесь h_0 и h – начальная и текущая высота образца, S_0 и S – начальная и текущая площадь сечения образца; d_0 и d – начальный и текущий диаметр образца.

Микроструктурные исследования выполнены с использованием оптического микроскопа C.Zeiss Observer. Для выявления ферритной структуры шлифы, изготовленные с поперечного сечения образцов, подвергались травлению в 3% растворе соляной кислоты. Аустенитное зерно вытравливалось в реактиве на основе пикриновой кислоты.

ГЛАВА 3 МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОШИВКИ

3.1 Влияние исходного состояния исследуемой стали на деформационное поведение и образующуюся структуру в процессе прошивки

Прошивка трубной заготовки в производственных условиях производится при температуре 1280 °С со средней скоростью деформации $\dot{\varepsilon} = 0,07$ $с^{-1}$. Моделирование прошивки осуществляли одноосной осадкой цилиндрических образцов по температурно-скоростному режиму, указанному выше.

Прежде всего, следовало выяснить, влияет ли исходное состояние образцов (литое или горячекатаное) на деформационное поведение и образующуюся структуру в процессе прошивки. С этой целью образцы опытной стали в разном исходном состоянии нагревали до температуры 1300 °С и выдерживали 10 минут с целью растворения карбонитридов ниобия. Затем понижали температуру до температуры прошивки (1280 °С) и деформировали на величину $\varepsilon = 1,1$ со скоростью 0,07 $с^{-1}$ (со средней технологической скоростью прошивки).

После осуществления деформации часть образцов закаливали, а другую часть образцов после ускоренного (со скоростью 20 °С/с) охлаждения до 900 °С подвергали последующему медленному охлаждению со скоростью 1 °С/с в температурном интервале фазовых превращений аустенита. При таком ступенчатом режиме охлаждения по границам аустенитных зерен формируется ферритная сетка, что позволяет оценить размер зерен исходного аустенита, не прибегая к не всегда удающемуся травлению в реактиве на основе пикриновой кислоты.

На рисунке 3.1 приведены диаграммы деформации образцов исследуемой стали в исходном литом и горячекатаном состоянии.

Наличие пика напряжений с последующим их падением и выходом на горизонтальное плато свидетельствует о протекании в ходе деформации динамической рекристаллизации.

Совпадение кривых деформации на рисунке 3.1 говорит об отсутствии различий в деформационном поведении образцов с исходной литой и горячекатаной структурой.

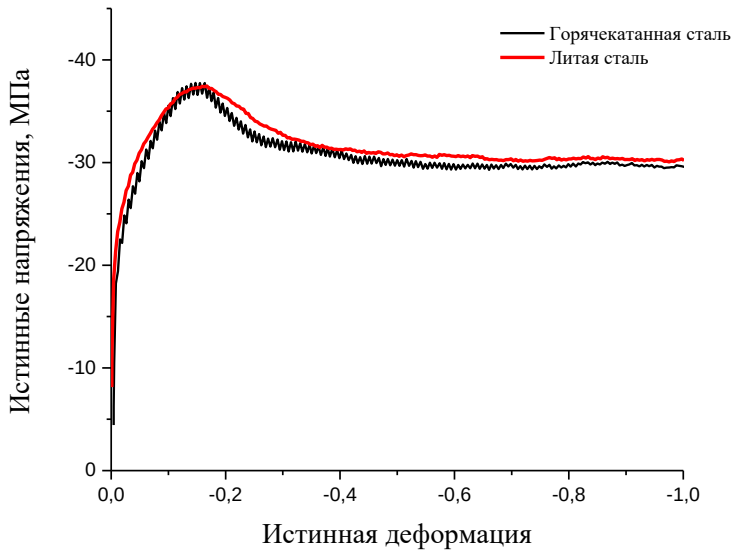
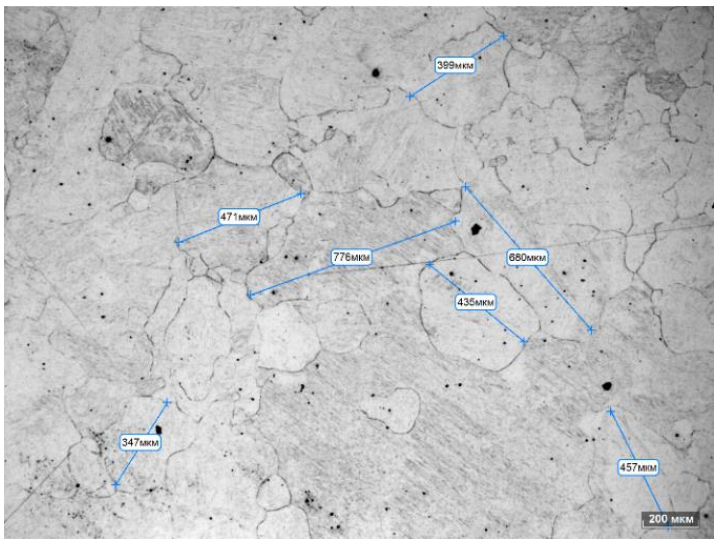


Рисунок 3.1 – Диаграммы одноосной осадки при 1280 °С со скоростью 0,07 $с^{-1}$ образцов исследуемой стали в исходном литом и горячекатаном состоянии

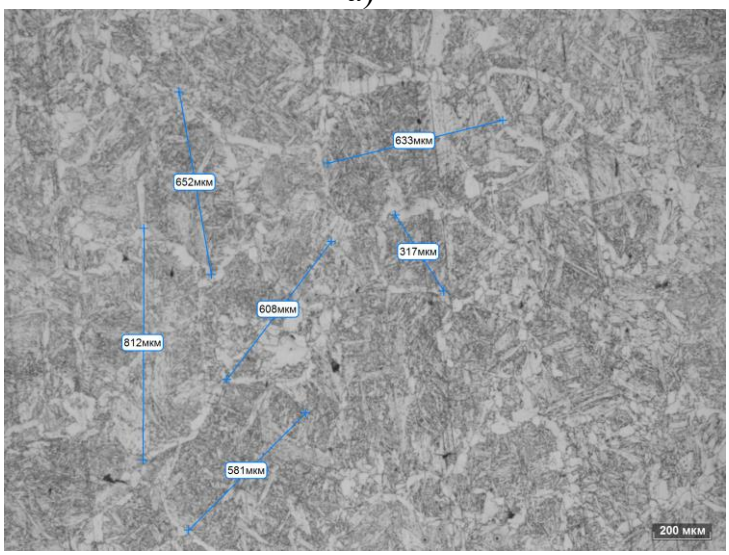
На рисунке 3.2, а представлена фотография образца стали в исходно литом состоянии после нагрева до 1300 °С, выдержки 10 минут и последующей закалке. Закаленный образец подвергался травлению в пикриновой кислоте для выявления границ аустенитных зерен. Хорошо видно, что такой нагрев приводит к формированию крупного аустенитного зерна с высокой степенью разнозернистости. В основном, размер зерен аустенита находится в интервале от 300 до 900 мкм. Однако встречаются редкие одиночные зерна с размером до 1100 мкм.

Фотография микроструктуры литого образца, охлажденного от температуры 1300 °С по ступенчатому режиму (охлаждение до 900 °С со скоростью 20 °С/с и последующее медленное охлаждение со скоростью 1 °С/с), представлена на рисунке 3.2, б. Сплошная белая сетка полигонального феррита отчетливо выявляет границы бывших зерен аустенита. В объеме зерен формируется структура, состоящая из смеси игольчатого феррита и, возможно, бейнита. Оценки размера аустенитных зерен по ферритной сетке лежат в том же диапазоне 300 – 900 мкм, что и на рисунке 3.2, а.

Полученные результаты подтверждают возможность оценки размера аустенитных зерен по размеру ферритной сетки, образующейся в процессе ступенчатого охлаждения аустенита.



а)

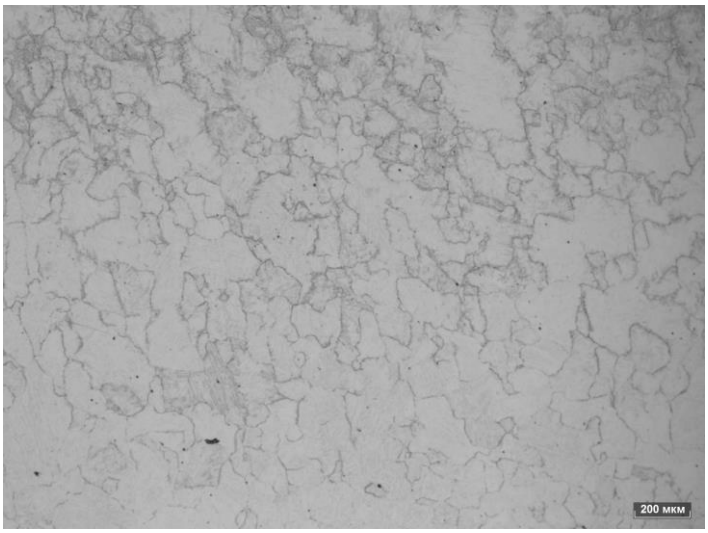


б)

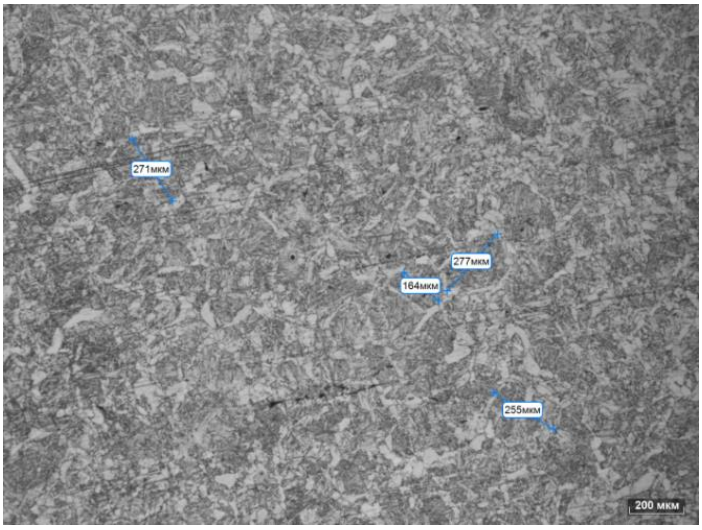
Рисунок 3.2 – Микроструктура стали в исходном литом состоянии: а) закалка от 1300°С в воде; б) ступенчатое охлаждение от 1300°С (х200)

На образце литой стали, закаленном после деформации, имитирующей прошивку, удалось вытравить аустенитное зерно (рисунок 3.3, а). Размер зерен аустенита (200-400 мкм) резко упал по сравнению с исходным литым состоянием (300-1200 мкм), причем зерна аустенита стали более однородными по размеру.

В образце литой стали, охлажденном после деформации, имитирующей прошивку, по ступенчатому режиму формируется ферритная сетка (рисунок 3.3,б), указывающая на аналогичный диапазон размер зерен аустенита (200–400 мкм). Очевидно, что наблюдаемое измельчение зеренной структуры аустенита – результат динамической и последующей метадинамической рекристаллизации, сопровождающей горячую деформацию при прошивке.



а)

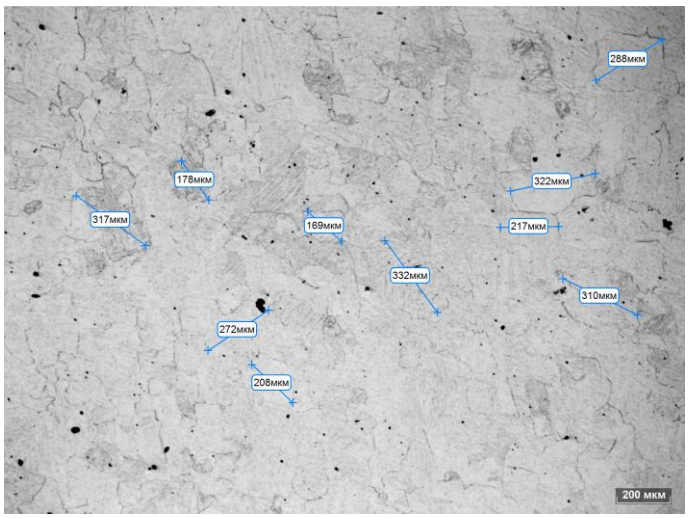


б)

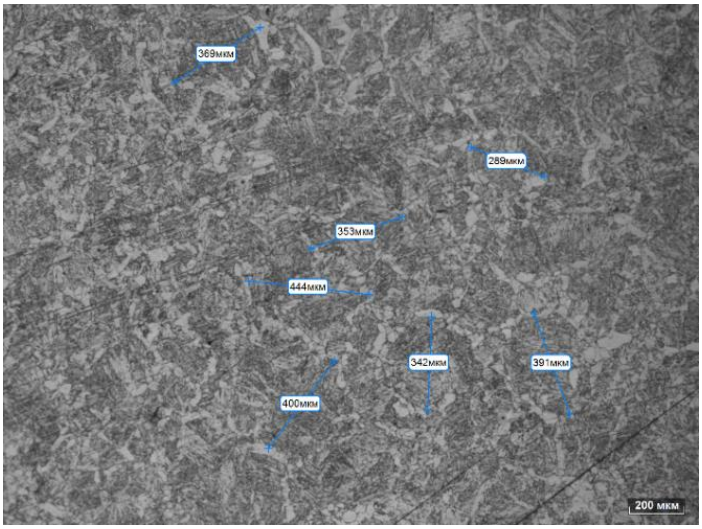
Рисунок 3.3 – Микроструктура литой стали после деформации, имитирующей прошивку: а) после закалки в воде; в) после ступенчатого охлаждения (х200)

Структура горячекатаной стали после имитации прошивки практически не отличается от таковой в литой стали (рисунок 3.4).

Таким образом, исходное состояние стали (литое или горячекатаное) не оказывает влияния на деформационное поведение исследуемой стали при ее прошивке и на формирующуюся после прошивки структуру. В обоих случаях в результате динамической и последующей метадинамической рекристаллизации зерно аустенита измельчается до размеров 200 – 400 мкм.



а)



б)

Рисунок 3.4 – Микроструктура горячедеформированной стали после деформации, имитирующей прошивку: а) после закалки в воде; в) после ступенчатого охлаждения (х200)

Отметим, что приведенные оценки размера зерен аустенита после прошивки согласуются с эмпирическим выражением Hodgson для сталей с ниобием:

$$d_{MDR} = 6,8 \cdot 10^4 Z^{-0.27}, \quad Z = \dot{\varepsilon} \exp\left[\frac{300000}{RT}\right]. \qquad (3)$$

По выражению (3) средний размер зерен, сформированных в результате метадинамической рекристаллизации в условиях наших экспериментов, должен

составлять 260 мкм. Этот размер укладывается в интервал наблюдаемых размеров зерен (200-400 мкм).

3.2. Сравнение имитированной структуры со структурой опытной стали после прошивки в производственных условиях

Для дальнейших исследований и моделирования процессов горячей деформации бесшовных труб важно убедиться, что структура образцов после одноосной осадки, имитирующей прошивку, аналогична структуре, формирующейся после прошивки в производственных условиях.

С этой целью нам были предоставлены производственные образцы исследуемой стали, вырезанные из гильзы, охлажденной после прошивки на воздухе. Действительная скорость охлаждения гильзы после прошивки достоверно не известна. Однако по производственным оценкам эта скорость не превышает 0,5 ^{o}C/с.

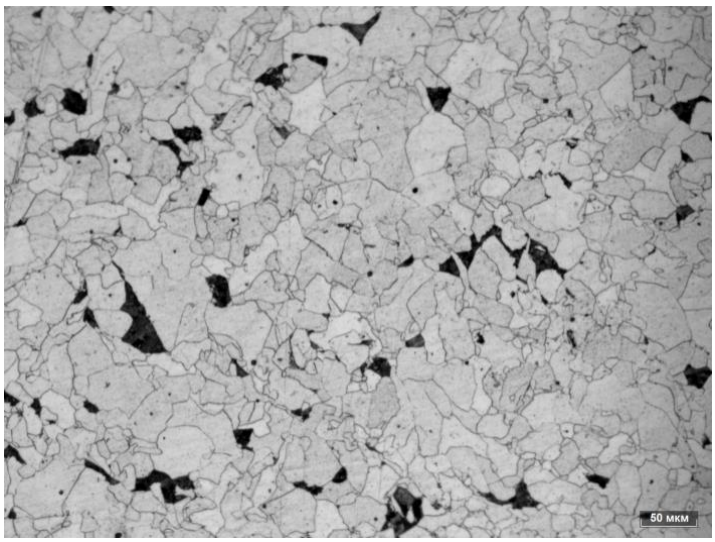
Структура наружной поверхности, сердцевины и внешней поверхности гильзы приведена на рисунке 3.5.

Помимо ферритных зерен в структуре присутствуют участки перлита (черные области) и бейнита (серые области). Сердцевина гильзы имеет наиболее крупные зерна феррита, размер которых уменьшается при приближении к наружной и внутренней поверхности гильзы. Разная дисперсность ферритной структуры, очевидно, объясняется градиентом скорости охлаждения по сечению гильзы.

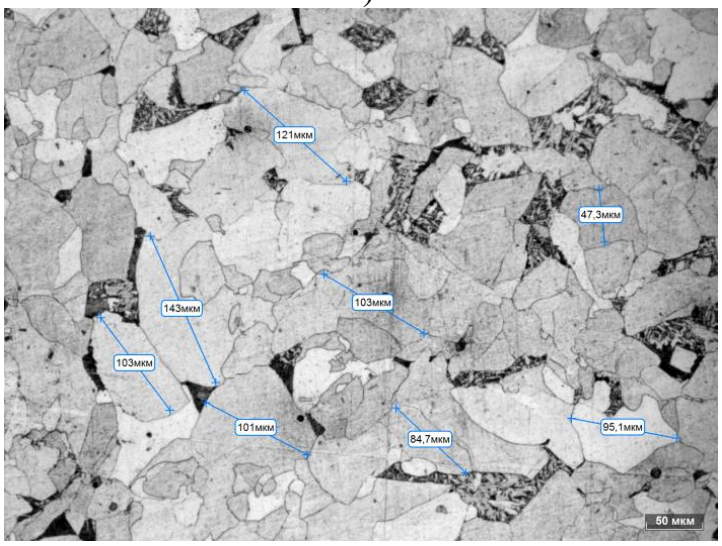
Охлаждение образцов после моделирования прошивки с указанной производственной скоростью 0,5 ^{o}C/с привело к формированию структуры, кардинально отличающейся от структуры гильзы (рисунок 3.6, а). Вместо феррито-перлитной/бейнитной структуры наблюдается ферритная сетка по границам бывших аустенитных зерен и бейнитоподобная структура в объеме зерен.

Такое кардинальное различие производственной и имитированной структур, очевидно, объясняется тем, что реальная скорость охлаждения гильзы была ниже предполагаемой скорости 0,5 ^{o}C/с.

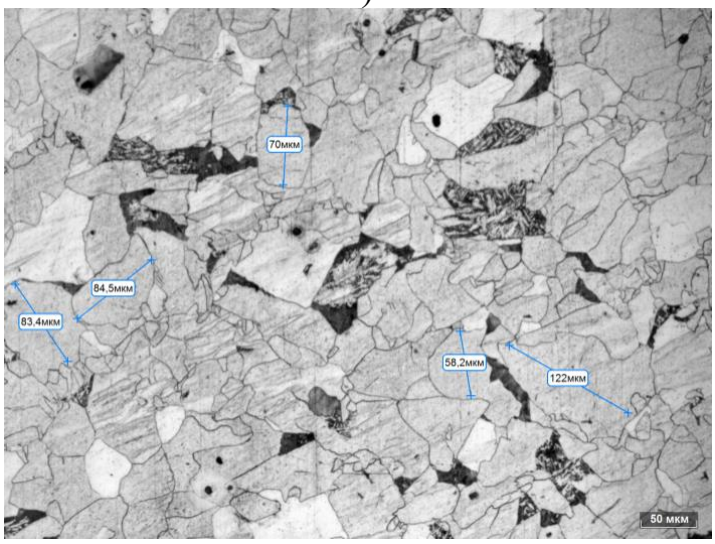
Действительно, понижение скорости охлаждения образов после имитации прошивки до 0,1 ^{o}C/с привело к полному устранению ферритной сетки и формированию однородной феррито-перлитной/бейнитной структуры по всему объему образца (рисунок 3.6, б).



а)

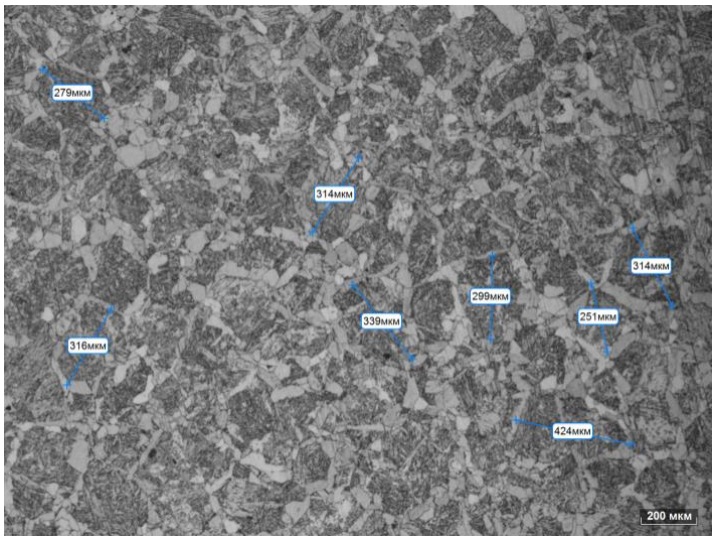


б)



в)

Рисунок 3.5 – Структура внешней поверхности (а), сердцевины (б) и внутренней поверхности (в) гильзы после прошивки и медленного охлаждения (х50)



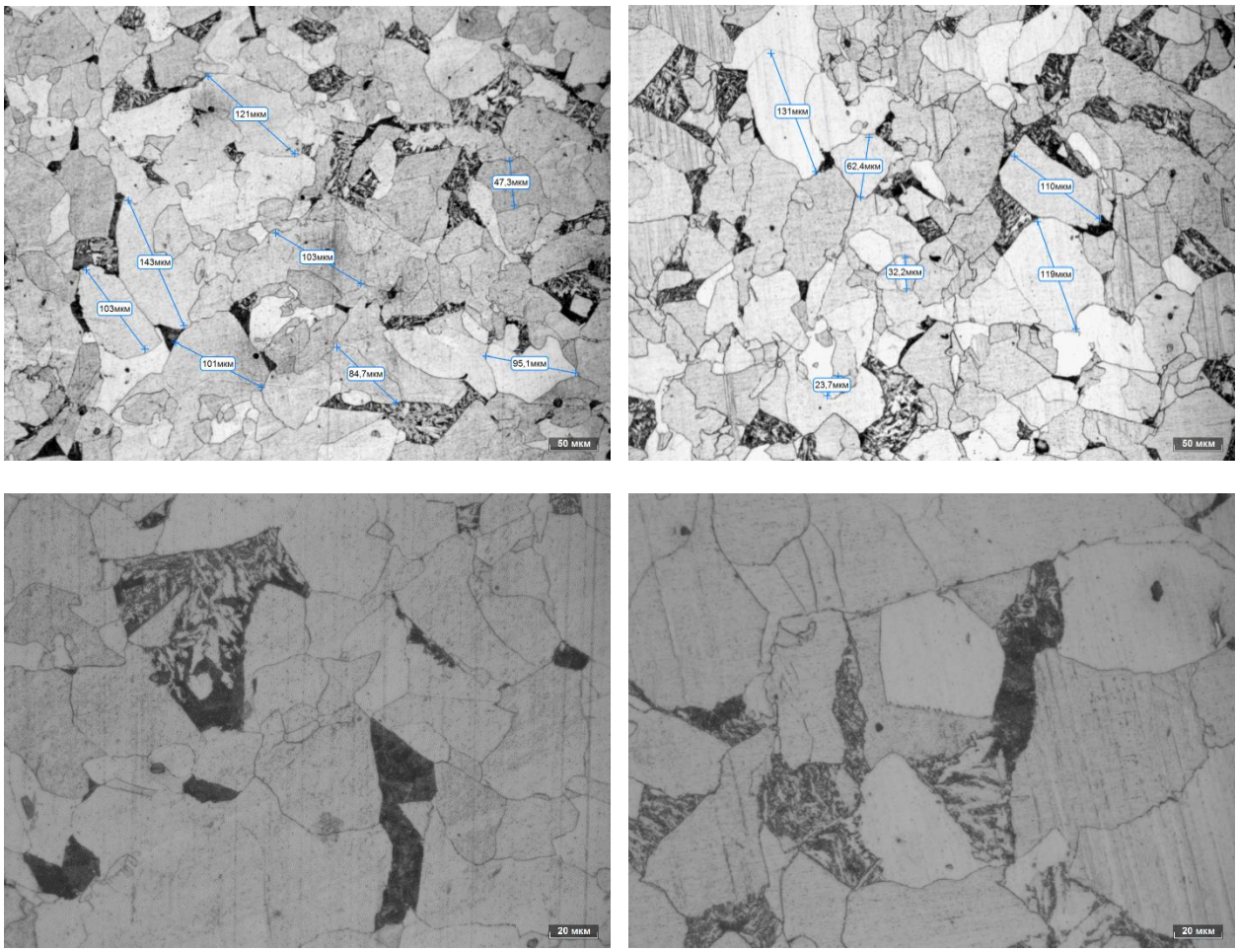
а)

б)

Рисунок 3.6 – Имитированная структура исследуемой стали после прошивки и охлаждения: а) скорость охлаждения 0,5 ºС/с; б) скорость охлаждения 0,1 ºС/с (х200)

Сравнение структуры в сердцевине гильзы с имитированной структурой после охлаждения со скоростью 0,1 ºС/с показывает их полную идентичность, как по размеру ферритных зерен, так и по доле участков бейнита и перлита (рисунок 3.7).

Вероятно, сердцевина гильзы в производственных условиях охлаждается со скоростью меньше 0,5 ºС/с. Это предположение целесообразно подтвердить компьютерным моделированием температурного режима охлаждения гильзы после прошивки.



а) б)

Рис. 3.7 – Сравнение структуры в сердцевине гильзы после прошивки (а) с имитированной структурой после охлаждения со скоростью 0,1°С/с (б) (х20 и х50)

ГЛАВА 4 ИЗУЧЕНИЕ ДЕФОРМАЦИОННОГО ПОВЕДЕНИЯ СТАЛИ С ПОВЫШЕННЫМ СОДЕРЖАНИЕМ НИОБИЯ В УСЛОВИЯХ ИЗОТЕРМИЧЕСКОЙ ГОРЯЧЕЙ ДЕФОРМАЦИИ

4.1 Экспериментальные диаграммы деформации одноосной осадкой

Для интерпретации результатов моделирования прокатки на пилигримовом стане требуется предварительно изучить деформационное поведение исследуемых сталей в условиях изотермической деформации. С этой целью были проведены испытания на одноосную изотермическую осадку образцов стали с 0,08% ниобия в исходно литом состоянии.

Цилиндрические образы высотой 15 мм и диаметром 10 мм нагревали до 1300 ^{o}C, выдерживали 10 минут и затем охлаждали до заданной температуры деформации со скоростью 5 ^{o}C/с. После достижения требуемой температуры следовала 60-и секундная выдержка для устранения температурного градиента и последующая деформация с заданной скоростью. Использовались скорости деформации 0,1; 2 и 10 с$^{-1}$.

Диаграммы деформации, построенные в координатах истинная деформация – истинные напряжения, приведены ниже (рисунок 4.1).

При скоростях деформации 2 и 10 с$^{-1}$ истинные напряжения быстро нарастают при увеличении величины деформации, а затем выходят на постоянный уровень либо медленно увеличиваются, вероятно, за счет возрастающих сил трения между бойками и образцом (рисунки 4.1, а, б). Выход напряжений на постоянный уровень обусловлен установившимся балансом между процессами деформационного упрочнения и процессами динамического возврата.

При малой скорости деформации (0,1 с$^{-1}$) и температурах выше 1050 ^{o}C на диаграммах деформации наблюдается пик напряжений, свидетельствующий о протекании в этих условиях динамической рекристаллизации (рисунок 4.1, в). Отметим, что скорости деформации при прокатке на пилигримовом стане достаточно велики (2–15 с$^{-1}$), соответственно, динамическая рекристаллизация в процессе прокатки маловероятна.

Наблюдаемая зависимость истинных напряжений от температуры и скорости одноосной осадки типична для процессов горячей деформации: в условиях постоянства скоростей деформации истинные напряжения падают с ростом

температуры, тогда как увеличение скорости деформирования при постоянной температуре испытаний сопровождается ростом напряжений деформирования.

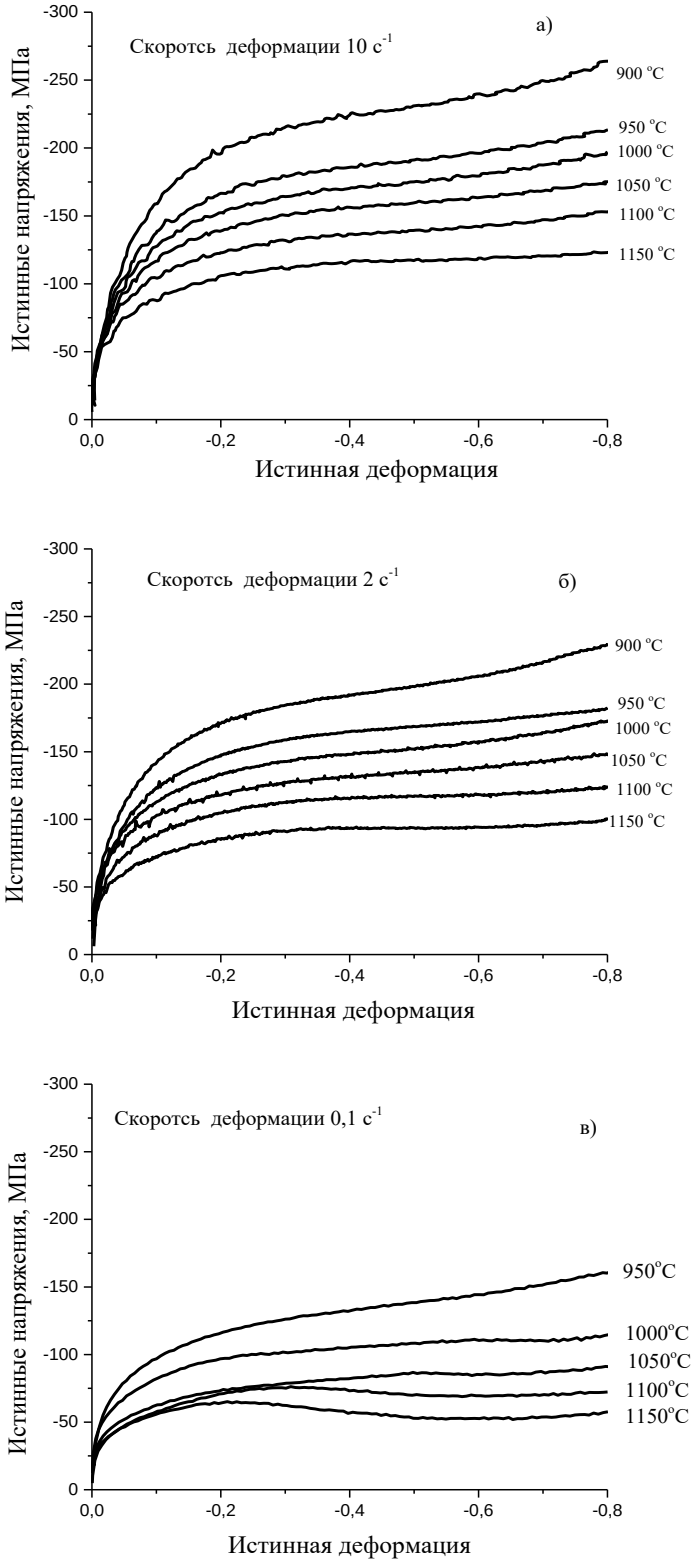


Рисунок 4.1 – Диаграммы деформации исследуемой стали в условиях одноосной осадки со скоростями 10 (а); 2 (б) и 0,1 $с^{-1}$ (в)

4.2 Анализ экспериментальных диаграмм деформации

Приведенные выше результаты находятся в полном согласии с известными представлениями о том, что совместное влияние температуры и скорости деформирования на деформационное поведение металлических материалов описается параметром Зинера-Холломона:

$$Z = \dot{\varepsilon}\exp\left(\frac{Q}{RT}\right). \tag{4}$$

В выражении (4) $\dot{\varepsilon}$ и T – соответственно скорость ($с^{-1}$) и абсолютная температура (К) деформации, $R = 8{,}314$ Дж/моль*К – газовая постоянная, а Q – энергия активации (Дж/моль) процесса, контролирующего горячую деформацию. Уменьшение параметра Z за счет уменьшения скорости деформации или роста температуры приводит к снижению напряжений деформирования, и наоборот.

Для связи параметра Зинера-Холломона с напряжениями σ используют одно из следующих выражений [20–22]:

$$\begin{aligned} Z &= A\sigma^n, \\ Z &= A\exp(\beta\sigma), \\ Z &= A\left[\mathrm{sh}(\alpha\sigma)\right]^n. \end{aligned} \tag{5}$$

В (5) A, α, β и n – константы исследуемого материала, подлежащие определению из экспериментальных данных. Логарифмируя (5), получаем выражения, удобные для графического анализа:

$$\begin{aligned} \ln\dot{\varepsilon} + \frac{Q}{RT} &= \ln A + n\ln\sigma, \\ \ln\dot{\varepsilon} + \frac{Q}{RT} &= \ln A + \beta\sigma, \\ \ln\dot{\varepsilon} + \frac{Q}{RT} &= \ln A + n\ln\left[\mathrm{sh}(\alpha\sigma)\right]. \end{aligned} \tag{6}$$

Строя зависимости $\ln\sigma$, σ или $\mathrm{sh}(\alpha\sigma)$ от $1/T$, можно выбрать из (6) то выражение, которое наилучшим образом описывает экспериментальные данные.

Так, из вторых выражений в (5) и (6) следует, что зависимость напряжений σ от обратной температуры деформации должны иметь вид прямых линий. Этот вывод согласуется с нашими экспериментальными результатами (рисунок 4.2). На этом рисунке приведены значения напряжений, отвечающие деформациям 0,05;

0,1; 0,3 и 0,5 при скоростях деформации 2 $с^{-1}$ и 10 $с^{-1}$, отвечающих минимальной и максимальной скорости деформации при прокатке на пилигримовом стане.

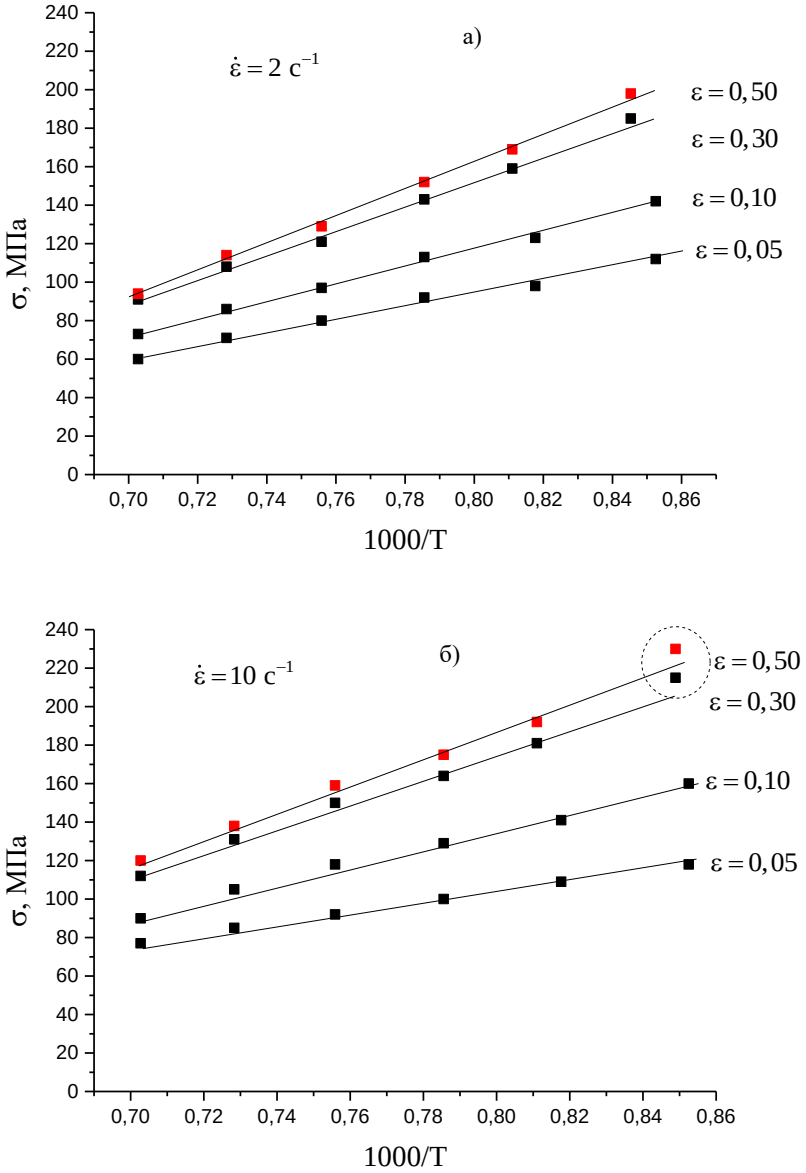


Рисунок 4.2 – Зависимость экспериментальных напряжений σ от обратной величины температуры деформации при скоростях деформации 2 $с^{-1}$ (а) и 10 $с^{-1}$ (б)

Видим, что в координатах $\sigma - 1000/T$ экспериментальные значения напряжений хорошо укладываются на прямые линии. Исключением являются две точки (выделены пунктирной окружностью), относящиеся к режиму деформации 900 °С, $\dot{\varepsilon} = 10 с^{-1}$. Исключим указанный режим деформации из рассмотрения, и для дальнейшего анализа будем использовать вторые выражения из (5) и (6).

Из второго выражения в (6) вытекает следующее выражение для напряжений:

$$\sigma = \frac{1}{\beta}\left(-\ln A + \ln\dot{\varepsilon} + \frac{Q}{RT}\right). \tag{7}$$

Представим выражение (7) в следующем виде:

$$\sigma\left(k_1, k_2, k_3\right) = k_1\left(-1 + k_2 \ln\dot{\varepsilon} + \frac{k_3}{T}\right) \tag{8}$$

Здесь для удобства введены новые неизвестные параметры:

$$k_1 = \frac{\ln A}{\beta}; \quad k_2 = \frac{1}{\ln A}; \quad k_3 = \frac{Q}{R\ln A}\ . \tag{9}$$

Для нахождения значений параметров k_1, k_2 и k_3 из экспериментальных данных организуем для каждой заданной деформации, указанной на рисунке 4.2, массив значений напряжений течения, отвечающих разным скоростям и температурам деформации. Затем проведем регрессионный анализ построенных массивов данных путем минимизации невязки

$$S(k_1, k_2, k_3) = \sum_n \left[\left(\sigma^{экс}\right)_n - \left(\sigma(k_1, k_2, k_3)\right)_n\right]^2, \tag{10}$$

где $\left(\sigma^{экс}\right)_n$ – экспериментальное значение напряжений σ для данного температурно-скоростного режима деформации, $\left(\sigma(k_1, k_2, k_3)\right)_n$ – соответствующее значение регрессионной функции, определяемой выражением (9). Используя встроенные функции регрессии пакета Mathcad, получаем значения искомых параметров, представленные в таблице 2.

Таблица 2 – Значения параметров k_1, k_2 и k_3 для разных значений деформации

Величина деформации	k_1	k_2	k_3
0,05	204	0,040	1786
0,01	249	0,042	1770
0,30	350	0,041	1761
0,50	380	0,039	1750

Видим, что значения параметров k_2 и k_3 имеют близкие значения для всех значений деформаций ε, тогда как параметр k_1 значительно возрастает с ростом величины деформации. Поэтому повторим регрессионный анализ всего массива экспериментальных данных, считая, что от величины деформации зависит только параметр $k_1(\varepsilon)$. В этом случае получаем следующий набор искомых параметров:

$$\begin{aligned} &k_1(0,05) = 212,1; \\ &k_1(0,10) = 264,1 \\ &k_1(0,30) = 337,0 \\ &k_1(0,50) = 359,7 \\ &k_2 = 0,04; \\ &k_3 = 1778. \end{aligned} \tag{11}$$

Результаты расчета напряжений по выражению (8) с параметрами (11) (сплошные линии) в сравнении с экспериментальными значениями напряжений (точки) приведены на рисунке 4.3.

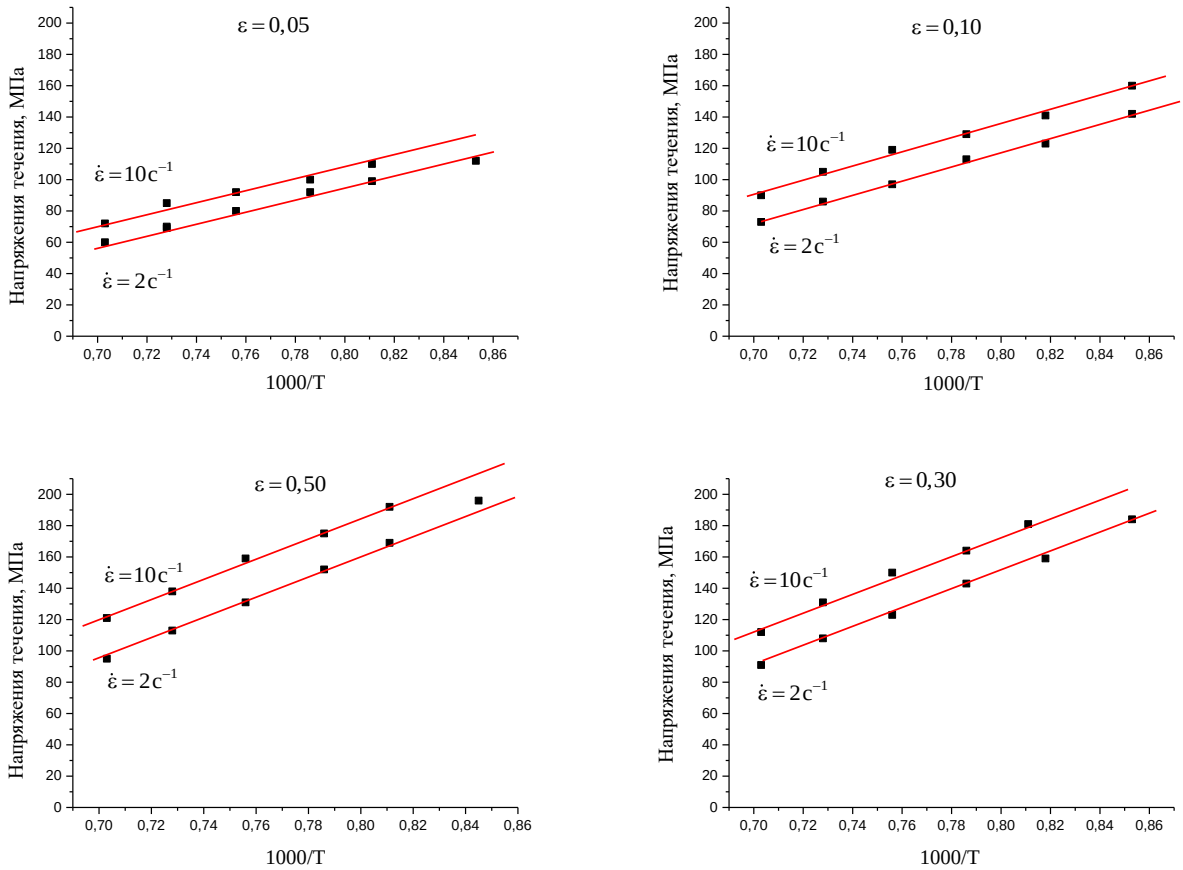


Рисунок 4.3 – Экспериментальные значения напряжений течения (точки) и расчетные значения по выражению (8) с параметрами (11) (сплошные линии) для четырех значений деформации и скоростей деформации 2 и 10 c^{-1}

Хорошее согласие экспериментальных и расчетных значений напряжений течения для всех величин деформации подтверждает обоснованность нашего допущения о независимости параметров k_2 и k_3 от величины деформации.

Далее найдем аналитическое выражение для зависимости параметра k_1 от величины деформации ε в следующем виде:

$$k_1(\varepsilon) = k_0\left(1 - \exp\left(-\frac{\varepsilon}{\varepsilon_0}\right)^n\right). \qquad (12)$$

Регрессионным анализом значений экспериментальных параметров $k_1(\varepsilon)$, указанных в (11), получаем:

$$k_1(\varepsilon) = 384{,}35\left(1 - \exp\left(-\frac{\varepsilon}{0{,}075}\right)^{0{,}535}\right). \qquad (13)$$

Полученное выражение (13) хорошо описывает экспериментальную зависимость параметров $k_1(\varepsilon)$ от величины деформации (рисунок 4.4).

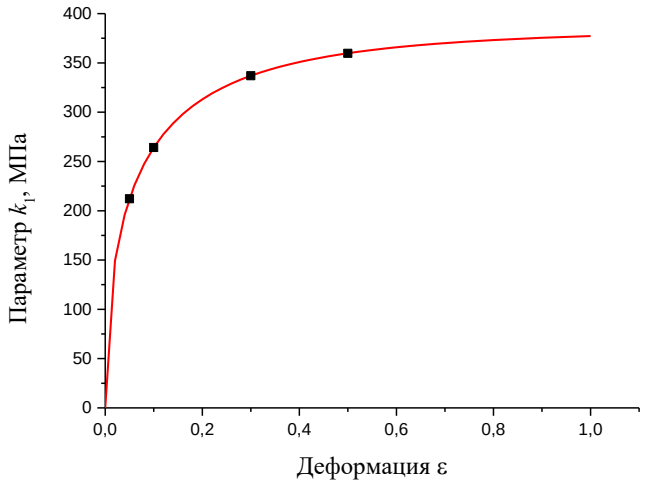


Рисунок 4.4 – Зависимость параметра $k_1(\varepsilon)$ от величины деформации: сплошная линия – расчет по выражению (13); точки – экспериментальные значения параметра

Теперь, подставляя в (8) полученные значения параметров $k_2 = 0{,}04$; $k_3 = 1778$ и выражение (13) для параметра k_1, запишем окончательное выражение для истинных напряжений как функции величины истинной деформации, скорости деформации ($с^{-1}$) и температуры деформации (К):

$$\sigma = 384{,}35\left[1-\exp\left[-\left(\frac{\varepsilon}{0{,}075}\right)^{0{,}535}\right]\right]\left(-1+0{,}04\ln\dot{\varepsilon}+\frac{1778}{T}\right). \qquad (14)$$

Сравнение рассчитанных по (14) напряжений и их экспериментальных значений, использованных в регрессионном анализе, говорит о хорошей сходимости результатов (R-фактор 0,997) (рисунок 4.5).

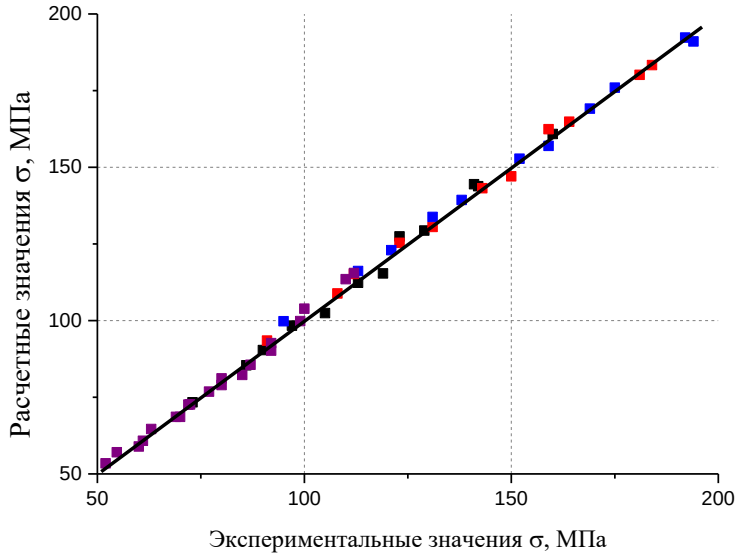


Рисунок 4.5 – Сравнение экспериментальных и расчетных значений напряжений течения

На рисунке 4.6 приведены экспериментальные диаграммы деформации исследуемой стали и диаграммы деформации, рассчитанные по выражению (14) для тех же температурно-скоростных режимов деформации.

Сравнение экспериментальных и расчетных диаграмм деформации также свидетельствует о том, что полученное выражение (14) с достаточной точностью описывает экспериментальные кривые деформации. Отклонения, превышающие экспериментальную погрешность, наблюдаются только для режима деформации 900 °С. Причины этих отклонений требуют дополнительного изучения. Не исключено, что резкое повышение напряжений течения с ростом величины деформации при 900 °С обусловлено дисперсными выделениями карбонитридов в процессе пластической деформации.

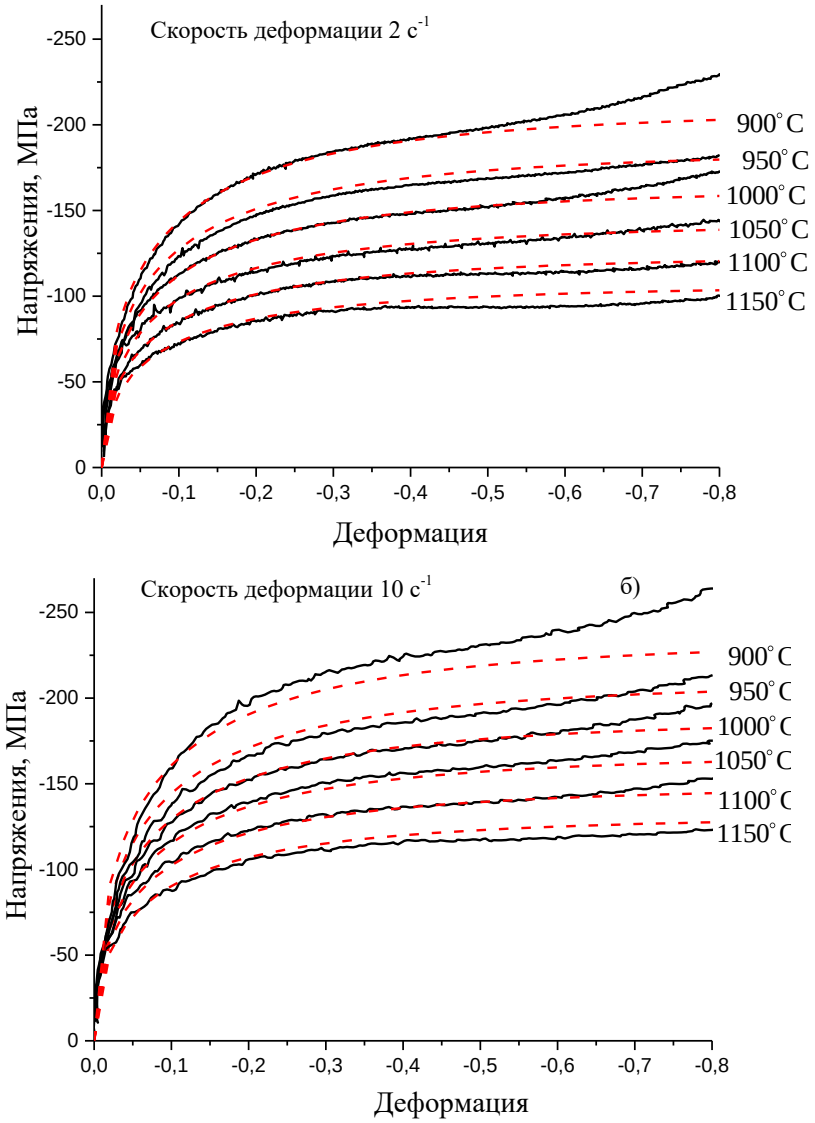


Рисунок 4.6 – Экспериментальные (сплошные линии) и расчетные по выражению (14) (пунктирные линии) диаграммы деформации при скоростях деформации 2 $с^{-1}$ (а) и 10 $с^{-1}$ (б)

Выражение (14) можно легко преобразовать к иному виду, вводя в его последний сомножитель параметр Зинера-Холломона:

$$\sigma = 384,35\left[1-\exp\left[-\left(\frac{\varepsilon}{0,075}\right)^{0,535}\right]\right]\ln\left[0,368Z^{0,04}\right],$$
$$Z = \dot{\varepsilon}\exp\left(\frac{369600}{RT}\right). \qquad (15)$$

Здесь $Q = 369,6$ КДж/моль – энергия активации процессов, контролирующих горячую деформацию.

4.3 Приведение диаграмм деформации к стандартным условиям

Особенностью выражений (14) и (15) является то, что в них напряжения течения представляются в виде двух сомножителей, один из которых (первый) зависит только от величины деформации, а второй – только от температуры и скорости деформации.

Это обстоятельство позволяет приводить диаграммы деформации, полученные при разных температурно-скоростных условиях к одним «стандартным» условиям.

Пусть $\sigma(T_i, \dot{\varepsilon}_i)$ – напряжения деформирования, отвечающие некоторой деформации при температуре T_i и скорости $\dot{\varepsilon}_i$, а $\sigma(T_{i+1}, \dot{\varepsilon}_{i+1})$ – напряжения, отвечающие той же деформации при иной температуре T_{i+1} и иной скорости $\dot{\varepsilon}_{i+1}$. Из (14) следует, что отношение $K_{i,i+1}$ указанных напряжений не зависит от величины деформации:

$$K_{i,i+1} = \frac{\sigma(T_{i+1}, \dot{\varepsilon}_{i+1})}{\sigma(T_i, \dot{\varepsilon}_i)} = \frac{-1 + 0{,}04 \ln \dot{\varepsilon}_{i+1} + 1778 / T_{i+1}}{-1 + 0{,}04 \ln \dot{\varepsilon}_i + 1778 / T_i}. \qquad (16)$$

Таким образом, для приведения напряжений $\sigma(T_i, \dot{\varepsilon}_i)$ к температуре T_{i+1} и скорости деформации $\dot{\varepsilon}_{i+1}$ достаточно умножить напряжения $\sigma(T_i, \dot{\varepsilon}_i)$ на коэффициент $K_{i,i+1}$, рассчитанный по (16):

$$\sigma(T_{i+1}, \dot{\varepsilon}_{i+1}) = K_{i,i+1} \sigma(T_i, \dot{\varepsilon}_i). \qquad (17)$$

На рисунке 4.7 приведены примеры приведения по (16) и (17) экспериментальных диаграмм одноосной осадки, полученных при разных температурах, к одной температуре деформации $(T_{i+1} = 1000^\circ\text{C})$. При скорости деформации 2 с$^{-1}$ приведенные кривые сливаются вплоть до деформации 0,45, а затем расходятся, вероятно, в силу разной величины сил трения между бойками и образцом. При скорости деформации 10 с$^{-1}$ разброс между приведенными кривыми деформации несколько выше, однако, его величина (±5 МПа) не превышает экспериментальную погрешность.

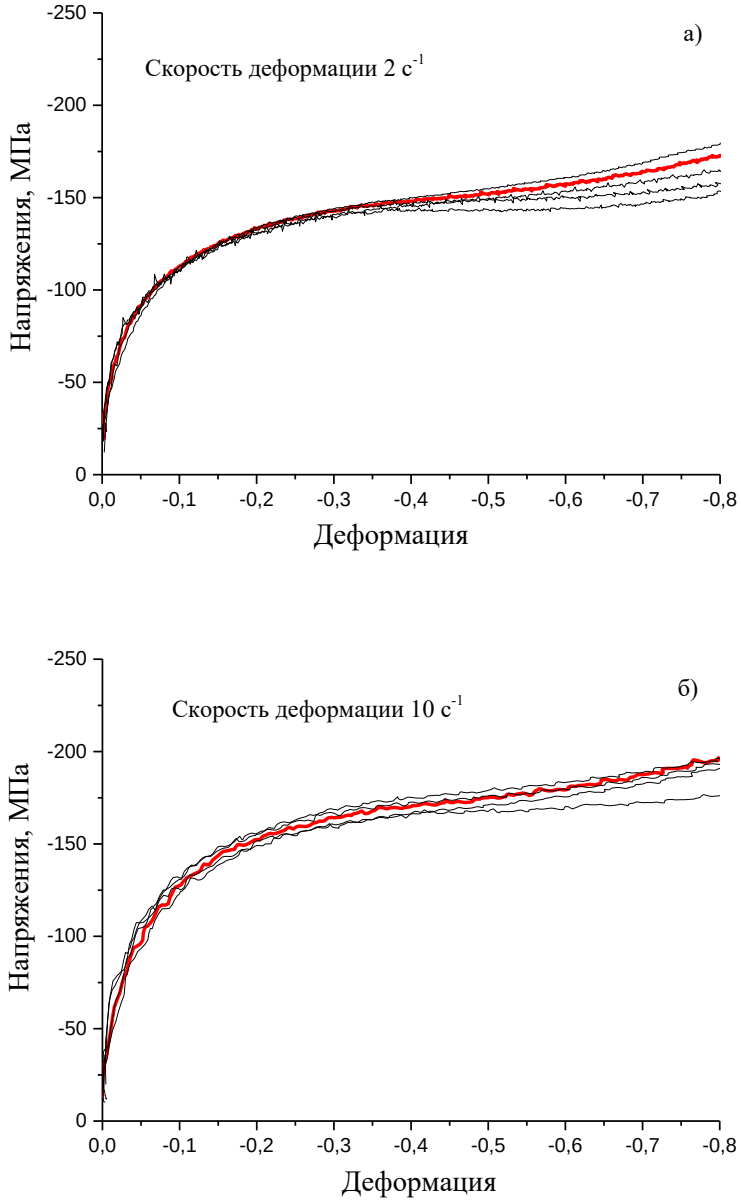


Рисунок 4.7 – Приведение экспериментальных диаграмм одноосной осадки, полученных при разных температурах, к одной температуре деформации (1000°С): а – скорость деформации 2 $с^{-1}$; б – скорость деформации 10 $с^{-1}$

На рисунке 4.8 приведены примеры приведения диаграмм одноосной осадки, полученных при скорости деформации 10 $с^{-1}$, к скорости деформации 2 $с^{-1}$. Вновь убеждаемся, что приведенные кривые (пунктирные линии) для всех температур деформации, включая 900°С, практически не отличаются от кривых, полученных при скорости 2 $с^{-1}$ (сплошные линии).

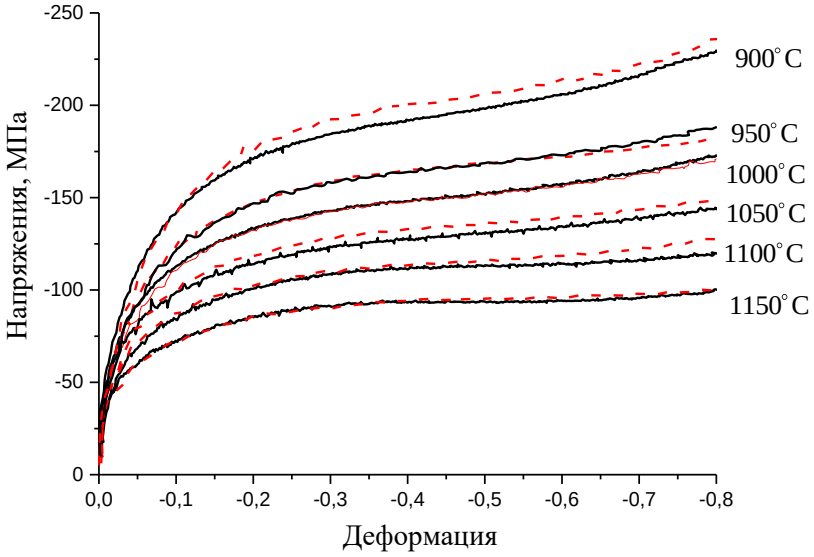


Рисунок 4.8 – Приведение экспериментальных диаграмм одноосной осадки, полученных при скорости деформации 10 $с^{-1}$ к скорости деформации 2 $с^{-1}$: сплошные линии – экспериментальные диаграммы, отвечающие скорости 2 $с^{-1}$; пунктирные линии – приведенные кривые деформации, полученные при скорости деформации 10 $с^{-1}$

Продемонстрированная выше возможность приведения диаграмм деформации, полученных в одних температурно-скоростных режимах, к иным температурно-скоростным режимам крайне важна для анализа процессов многопроходной прокатки, реализуемой в интервале температур и с вариацией скоростей деформации.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Проведено изучение деформационного поведения опытной стали с 0,08% ниобия в условиях изотермической осадки в интервале температур и скоростей деформации, типичных для прокатки на пилигримовом стане.

Отметим важные из полученных результатов в данной работе:

1. Методами одноосной осадки проведено моделирование прошивки сталей. Существенных различий в деформационном поведении сталей с различной исходной структурой (литой или горячекатаной) не обнаружено. Показано, что в результате динамической рекристаллизации, сопровождающей прошивку, и последующей метадинамической рекристаллизации происходит уменьшение размера зерен аустенита до 200 – 400 мкм. Имитированная ферритная структура после медленного охлаждения от температуры прошивки полностью идентична структуре, полученной на экспериментальной стали в производственных условиях.
2. Изучено деформационное поведение стали в условиях изотермической осадки в интервале температур и скоростей деформации, типичных для прокатки на пилигримовом стане. Показано, что горячая деформация, сопровождается динамическим возвратом без признаков динамической рекристаллизации.
3. Построена математическая модель, позволяющая предсказать напряжения деформирования в интервале температур пилигримовой прокатки по заданным температурно-скоростным параметрам деформации. Построенная модель может использоваться для расчета энергосиловых параметров прокатки, а также, для конечно-элементного моделирования процессов горячей прокатки.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Левит, В.И. Высокотемпературная термомеханическая обработка аустенитных сталей и сплавов/ В.И. Левит, М.А. Смирнов. - Челябинск: Изд-во ЧГТУ, 1995. – 276 с.
2. Смирнов, М.А. Основы термической обработки стали: Учебное пособие/ М.А. Смирнов, В.М. Счастливцев, Л.Г. Журавлев. – Екатеринбург: УРО РАН, 1999. – 496
3. Клименко, П.Л. Упрочнение стали при горячей деформации: Монография/ П.Л. Клименко. – Днепропетровск: Пороги, 2009. – 103 с.
4. Погоржельский, В. И. Контролируемая прокатка / В. И. Погоржельский, Д. А. Литвиненко, Ю. И. Матросов, А. В. Иваницкий. – М.: Металлургия, 1979. – 184 с.
5. Бериштейн, М. Л Термомеханическая обработка стали / М. Л. Бериштейн, В. А. Займовский, Л. М. Капуткина. – М.: Металлургия, 1983. – 480 с.
6. Новиков, И. И. Теория термической обработки металлов / И.И. Новиков. – М.: Металлургия, 1986. – 480 с.
7. Смирнов, М. А. Высокотемпературная термомеханическая обработка и хрупкость сталей и сплавов / М.А. Смирнов, С.Н. Петрова, Л.В. Смирнов. – М.: Наука, 1991. – 167 с.
8. Баранов, А.А. Проблемы совмещения горячей деформации и термической обработки стали / А.А. Баранов, А.А. Минаев, А.Л. Геллер, В.П. Горбатенко. – М.: Металлургия, 1985. – 128 с.
9. Данченко, В.Н. Технология трубного производства / В.Н. Данченко. – М.: Интерметинжиниринг, 2002. – 640 с.
10. Диомидов, Б.Б. Прокатное производство/ Б.Б. Диомидов, Н.В. Литовченко. – М.: Металлургия, 1979. – 535 с.
11. Ваткин, Я.Л. Бесшовные трубы/ Я.Л. Ваткин, О.А. Пляцковский, Ю.И. Ващенко. –М.: Металургиздат, 1963. –182 с
12. Mohrbacher, H. Production concepts of niobium microalloyed structural hollows by seamless pipe rolling// NiobelCon bvba, Swaenebeecklaan 5, B-2970 Schilde, Belgium.

13. Эфрон, Л.И. Термомеханическая прокатка как способ получения высокоэффективных высокопрочных сталей для труб большого диаметра северного назначения. Прогрессивные листовые стали для газопроводных труб большого диаметра и металлоконструкций особого назначения: Сборник докладов / Л.И. Эфрон. – М.: Металлургиздат, 2004. – 120 с.
14. Бернштейн, М.Л. Термомеханическая обработка стали/ М.Л. Бернштейн, В.А. Займовский, Л.М. Капуткина. – М.: Металлургия, 1983. – 480 с.
15. Эфрон, Л.И. Металловедческие основы получения хладостойких трубных сталей путем высокотемпературной контролируемой прокатки/ Л.И. Эфрон, В.И. Ильинский, А.В. Голованов, Ю.Д. Морозов. – Сталь. №6, 2003. – 69-72 с.
16. Струин, А.О. Повышение сопротивлению разрушению труб большого диаметра классов прочности К60, К65 из малоуглеродистых феррито-бейнитных сталей: Диссерт. на соискание ученой степени к.т.н./ А.О. Струин. – Челябинск, 2014. – 21-151 с.
17. Drewett, L. J. A novel, high performance, economic steel concept for linepipe and general structural use: European Commission, Final report/ L. J. Drewett. – HIPERC, 2010.
18. Gleeble Users Training, Dynamic Systems Inc, 2011. – p. 250.
19. Sellars, CM, La relation entre la résistance et la structure dans la deformation à chaud: Memories Scientifiques Rev. Métallurg/ CM Sellars, WJ. Tegart, G.Mc. 1966. – 731-746
20. Laasraoui, A. Prediction of steel flow stresses at high temperature and strain rates. Metall.Trans /A. Laasraoui, J. J. Jonas. 1991. – 22
21. Pereda, B. Improved Model of Kinetics of Strain Induced Precipitation and Microstructure Evolution of Nb Microalloyed Steels During Multipass Rolling/ B.Pereda, J.M. Rodriguez-Ibabe, B. Lopez. – ISIJ International, 2008. 48(10): p. 1457-1466.
22. Uranga, P. Materials Science and Technology/ P. Uranga, B. Lopez and J. M. Rodriguez-Ibabe. Vol. 25 No. 9. 2009. – p. 1147