МИНИСТЕРСТВО НАУКИ И ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ РОССИЙСКОЙ ФЕДЕРАЦИИ
ФЕДЕРАЛЬНОЕ ГОСУДАРСТВЕННОЕ АВТОНОМНОЕ ОБРАЗОВАТЕЛЬНОЕ
УЧРЕЖДЕНИЕ ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ
«МОСКОВСКИЙ ПОЛИТЕХНИЧЕСКИЙ УНИВЕРСИТЕТ»
(МОСКОВСКИЙ ПОЛИТЕХ)

На правах рукописи

Медведев Вадим Анатольевич

РАЗРАБОТКА И ИССЛЕДОВАНИЕ РЕЖИМОВ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ, ОБЕСПЕЧИВАЮЩИХ ЗАДАННЫЕ СВОЙСТВА СТАЛЬНЫХ СОСУДОВ НА ВЫХОДЕ ПРОКАТНО-ПРЕССОВОЙ ЛИНИИ

Специальность 2.6.4 – «Обработка металлов давлением»

Диссертация на соискание ученой степени
кандидата технических наук

Научный руководитель — Шаталов Роман Львович, доктор технических наук, профессор,

Москва 2022

СОДЕРЖАНИЕ

Введение …… 5

Глава 1 Обзор современных технологий, оборудования, методов управления и контроля механических свойств стальных сосудов при горячей деформации …….… 13

1.1 Требования к показателям качества сосудов из углеродистых конструкционных сталей ……... 13

1.2 Анализ технологий и оборудования производства круглых сосудов из углеродистых сталей в горячем состоянии ……..…. 15

1.3 Анализ факторов, влияющих на неравномерность распределения температуры и методов управления механическими свойствами проката …….……. 21

1.4 Методы контроля физико-механических свойств и микроструктуры стальных сосудов после деформирования……..……... 28

1.5 Методы компьютерного моделирования температурных условий деформирования и формирования механических свойств стальных сосудов …… 40

Выводы по главе 1 и задачи исследования ……..…… 45

Глава 2 Исследование условий формирования температуры, механических свойств и микроструктуры сосудов из стали 50 при обработке на прокатно-прессовой линии методами компьютерного моделирования и промышленного эксперимента ……...……..……...… 48

2.1 Компьютерное моделирование температурно-деформационных показателей при винтовой прокатке с неполной прошивкой и последующей штамповки стальных сосудов …….……..….. 48

2.2 Экспериментальное исследование влияния температурно-деформационных показателей винтовой прокатки и штамповки на распределение механических свойств и структуры стальных сосудов ……..…….……. 57

2.2.1 Исследование режимов нагрева и выравнивания температуры прутков-заготовок ……..……... 58

2.2.2 Влияние деформационного нагрева и охлаждения на неравномерность распределения температуры по длине сосудов после винтовой прокатки и штамповки ……..…….…… 62
2.2.3 Влияние скорости закалки неравномерно нагретого полуфабриката на механические свойства и структуру стальных сосудов ……..……. 64
Выводы по главе 2 ……..……..… 71
Глава 3. Разработка технологических методов управления температурой по длине сосудов после горячей винтовой прокатки с неполной прошивкой и последующей калибровки штамповкой для формирования заданных механических свойств ……...……...… 73
3.1 Разработка и исследование оборудования и режимов выравнивания температуры по длине стальных полуфабрикатов после винтовой прокатки с учетом последующей штамповки ……...……...… 73
3.2 Исследование метода выравнивания температуры неравномерно нагретого по длине сосуда в процессе штамповки ……...……..……... 80
Выводы по главе 3 ……..……..… 86
Глава 4. Разработка температурно-временных режимов, обеспечивающих заданную микроструктуру и твёрдость чистовых сосудов из стали 50 ……...… 87
4.1 Разработка режима нагрева заготовок обеспечивающего выравнивание показателей свойств и структуры сосудов из стали 50 ……..……. 87
4.2. Разработка средств управления скоростью закалки стального проката для выравнивания температуры ……..……. 90
4.3 Разработка режима управления скоростью закалки для расширения диапазона формирования показателей свойств и структуры сосудов из стали 50 ……... 92
Выводы по главе 4 ……..…….. 98
Глава 5. Разработка методики неразрушающего контроля механических свойств и электромагнитного устройства (ЭМУКС) для управляемой термомеханической обработки и закалки сосудов из стали 50 на выходе ППЛ ……..… 99
5.1 Разработка методики и оборудования неразрушающего контроля свойств проката …….. 99

5.2 Исследование распределения электромагнитных и механических свойств по длине стальных сосудов с использованием ЭМУКС …….…… 103
5.3 Опытно-промышленное опробование и внедрение технологии и оборудования неразрушающего контроля свойств сосудов на выходе прокатно-прессовой линии…106
Выводы по главе 5 …..…..……...…….. 110
Основные выводы ……..……..……...…….. 111
Список использованных литературных источников ……..……...…..... 113
Приложение А …..……..…….130
Приложение Б …… 131

Введение.

В металлургии и машиностроении начали применяться автоматизированные прокатно-прессовые линии (ППЛ), позволяющие комбинировать горячую винтовую прокатку при неполной прошивке заготовок с объемной штамповкой и термообработкой для производства круглых сосудов с дном ответственного назначения.

На ППЛ в процессе горячей деформации стальной заготовки изменяются не только размеры и форма, но и механические свойства. В металле происходят процессы неодинакового упрочнения и разупрочнения из-за нестабильности кристаллической решетки, обусловленной неравномерным распределением деформации и температуры по длине сосуда при обработке.

Компьютерное моделирование методом конечных элементов (МКЭ) процесса горячей винтовой прокатки и последующей штамповки стальных сосудов на прокатно-прессовой линии позволит определить влияние не контролируемых переменных на формирование температуры по длине проката.

Изменение температуры чернового сосуда в процессе винтовой прокатки с неполной прошивкой и последующей штамповки чистового сосуда влияет на неравномерный разогрев металла в процессе их формоизменения и охлаждение от деформирующего инструмента. Нестационарные условия охлаждения сосудов приводят к разнице фазовых превращений и как следствие к неравномерности распределения механических свойств.

Значительное влияние на структуру и свойства сосудов оказывают температурно-деформационные и скоростные условия деформирования, последующего охлаждения и термообработки. За последние годы решены многие проблемы повышения качества при производстве стальных сосудов. Однако, на машиностроительном предприятии БФ АО «НПО «Прибор» актуальным остается проблема получения заданных механических свойств по длине и сечению стальных сосудов.

Недостаточно исследованы и разработаны методы управления температурой полуфабрикатов в процессе прокатки и последующей штамповки для обеспечения

рациональных условий термообработки и формирования заданных свойств. Оперативный контроль показателей качества полуфабрикатов требует разработки средств неразрушающего контроля механических свойств стальных сосудов, позволяющих корректировать настройку технологического процесса. Кроме того, при управлении механическими свойствами сосудов недостаточно исследовано влияние различных охлаждающих сред на диапазон формирования заданных свойств при закалке.

Известно, что, нагрев заготовок приводит к росту обезуглероживания на поверхности проката. Однако винтовая прокатка и последующая штамповка влияет на эволюцию обезуглероженного слоя и приводит к неравномерности формирования свойств по сечению стального сосуда, что недостаточно полно изучено.

Поэтому актуальным остаётся решение задач поиска рациональных технологических режимов термомеханической обработки, методов управления и создания оборудования, позволяющего контролировать и управлять механическими свойствами и микроструктурой стальных сосудов на выходе ППЛ.

Цель работы. Разработка рациональных условий и методов управления термомеханической обработки, обеспечивающих заданные свойства по длине сосудов из стали 50 на выходе прокатно-прессовой линии.

В соответствии с поставленной целью, в работе решались следующие задачи:

1. Анализ современных технологических схем производства круглых стальных сосудов с дном;
2. Исследовать, методами компьютерного моделирования и опытно-промышленного эксперимента, влияние на формирование неоднородности структуры и механических свойств по длине закалённых сосудов из стали 50 изготовленных на ППЛ;
3. Разработать рациональные температурно-деформационные режимы, обеспечивающие заданные механические свойства по высоте и сечению сосудов

из стали 50, а именно твёрдость 200 и 300 НВ, МПа; σ0,2 500 и 700 МПа, $\sigma_в$ 700 и 1000 МПа, δ 13 и 18% и ψ 22 и 35% с отклонением не более 5%;

4. Разработка новых технических устройств и их интеграция в технологическую линию горячей винтовой прокатки и штамповки, для реализации режимов выравнивания температуры по длине сосудов перед закалкой;
5. Исследовать влияние индукционного нагрева и выдержки на равномерность распределения температуры во время деформирования стального проката;
6. Исследовать влияние температуры и времени нагрева на формирование обезуглероженного слоя и его влияние на распределение твёрдости сосудов из стали 50 после горячей прокатки и штамповки на ППЛ;
7. Разработать методы управления свойствами горячедеформированных сосудов путем варьирования охлаждающих сред при закалке нагретых полуфабрикатов, поступающих с ППЛ;
8. Усовершенствовать методику и средства неразрушающего контроля свойств после завершающей термообработки изделий на ППЛ;
9. Внедрить рациональные технологические режимы, методы управления и технические устройства, обеспечивающие заданные свойства сосудам, поступившим с прокатно-прессовой линии БФ АО «НПО «Прибор».

Объектом исследования является технологическая линия горячей винтовой прокатки, штамповки и закалки стальных сосудов.

Предметом исследования является формирование температуры, структуры и механических свойств стальных сосудов в процессе деформирования и термообработки.

Научная новизна:

1. На основе экспериментальных исследований на ППЛ нестационарных условий разогрева и охлаждения в процессе горячей винтовой прокатки с последующей штамповкой и скорости охлаждения при закалке получены регрессионные

линейные уравнения, позволяющие по распределению температуры прогнозировать неоднородность формирования физико-механических свойств по длине сосудов из стали 50;

2. Разработаны научно обоснованные методы термомеханической обработки с управляемым нагревом и охлаждением, обеспечивающие заданные свойства, отличающиеся учетом неоднородности формирования температуры по длине деформируемой заготовки при горячей винтовой прокатки и последующей штамповки сосудов из стали 50, позволяющие стабилизировать распределение механически свойств по длине проката в пределах 5%;

3. Разработан метод выравнивания температуры по сечению стальных прутков-заготовок в печи сопротивления, отличающиеся учётом неравномерности формирования ферритного кольца и твердости по сечению стальных сосудов в процессе винтовой прокатки, штамповки и закалки, что позволило уменьшить слой обезуглероживания с 0,7 до 0,4 мм и выровнять твёрдость по их сечению на 25%;

4. Разработана научно обоснованная методика выбора охлаждающих сред, влияющих на скорость закалки и формирование структуры и свойств сосудов, позволившая разработать дискретный способ управления твёрдостью полуфабрикатов варьированием охлаждающих сред при закалке проката. Получено уравнение, устанавливающее связь влияния концентрации в воде полимера ТЕРМАТ на скорость охлаждения сосуда при закалке. Показано, что применение различных охлаждающих сред обеспечивает управление твёрдостью в широком диапазоне от 217 до 555НВ;

5. Впервые получены полиномиальные 2-го порядка зависимости механических свойств от удельного электросопротивления и величины э.д.с. сосудов из стали 50, позволившие разработать методику неразрушающего контроля свойств на выходе прокатно-прессовой линии.

Практическая значимость и реализация результатов работы.

Основные результаты работы опробованы и внедрены на прокатно-прессовой линии машиностроительного предприятия БФ АО «НПО «Прибор»:

1. Разработана и внедрена технология и оборудование для управления температурными режимами прокатки и штамповки на ППЛ. Разработанные режимы управления позволяют обеспечивать заданные механические свойства по высоте сосудов из стали 50;
2. Результаты проведенных исследований позволили разработать и внедрить электромагнитное устройство неразрушающего контроля механических свойств, снижающую себестоимость сосудов из стали 50 на выходе прокатно-прессовой линии на 3-5%.

Методы исследований и достоверность полученных результатов.

Измерение температуры по длине заготовок при обработке на прокатно-прессовой линии проведено с использованием оптического пирометра CEM DT8859 (КНР). Измерение температуры охлаждения сосудов осуществлялось с помощью хромель-алюмелевых (ХА) термопар, с применением контрольного прибора ТЕРМОДАТ 19М5 (Россия).

Определение предела текучести, временного сопротивления, относительного удлинения, сужения поперечного сечения в объёме исследуемого металла сосудов на этапах обработки на прокатно-прессовой линии проведено с применением универсальной разрывной машины INSTRON модели 3382 (США).

Измерение твёрдости полуфабрикатов и стальных сосудов проведено с применением Российских твердомеров: Роквелла ТК-2М и Бринелля ТБ5004.

Исследование микроструктуры сосудов из стали 50 проведено с использованием оптического микроскопа CarlZeiss (Германия) со встроенной цифровой камерой.

Достоверность результатов исследований обеспечивалась применением статистических методов и регрессионного анализа, использованием современного

оборудования и подтверждалась соответствием результатов теоретических исследований лабораторным и промышленным экспериментам.

Основные положения, выносимые на защиту.

1. Закономерности изменения температуры и механических свойств по длине стальных сосудов в процессе горячей винтовой прокатки с предварительной неполной прошивкой и последующей штамповкой на ППЛ;

2. Разработка и внедрение технологического оборудования, позволяющего управлять свойствами по длине стальных сосудов при изменении температуры во время прокатки и штамповки, а именно: дополнительного нагрева позволяющего изменять температуру по длине стальных сосудов после прокатки с учётом деформационного нагрева во время штамповки и дополнительного охлаждения перегретой части сосуда во время штамповки, для выравнивания скорости закалки и формирования заданных свойств;

3. Технологические режимы охлаждения проката в водных растворах полимера во время закалки, обеспечивающие широкий интервал формирования прочностных и пластических свойств;

4. Технологический режим нагрева, позволяющий обеспечивать равномерность температуры по сечению прутков-заготовок для снижения слоя обезуглероживания на поверхности проката на выходе ППЛ;

5. Разработка и внедрение технологии и оборудования неразрушающего контроля, позволяющих определять изменения физических и механических свойств сосудов из стали 50.

Личный вклад соискателя состоит в непосредственном участии в постановке задач исследований, в получении научных результатов, в самостоятельном проведении компьютерного моделирования, лабораторных и промышленных экспериментов.

Апробация. Основные положения и результаты работы были доложены, обсуждены и одобрены на научно-технических конференциях:

- VI Международная научно-практическая конференция «Автоматизированное проектирование в машиностроении», СибГИУ, г. Новокузнецк, 22 ноября 2018 г.

- Всероссийская научно-практическая конференция «Наука – Общество – Технологии», Московский Политех, г. Москва, 26 февраля 2019 г.
- V Международная научно-практическая конференция «Механика пластического формоизменения», ТулГУ, г. Тула, 18 сентября 2019 г.
- VI Международная научно-техническая конференция «Научно-технический прогресс в чёрной металлургии», ПАО «Северсталь» и ВГБОУ ВО ЧГУ, г. Череповец, 18-20 сентября 2019 г.
- XII Международный конгресс прокатчиков, МОО «Объединение прокатчиков» АО «Выксунский металлургический завод» г. Выкса, 8–10 октября 2019г.
- III Всероссийская научно-практическая конференция «Современная металлургия нового тысячелетия» ЛГУ, г. Липецк, 21-23 октября 2020 г.
- VI Международная научно-практическая конференция молодых учёных и студентов «Металлургия XXI столетия глазами молодых» ДОННТУ, г. Донецк, 26-27 мая 2020 г.
- Международная научно-техническая конференция «Современные проблемы и направления развития металловедения и термической обработки металлов и сплавов» посвящённая 150 - летию со дня рождения академика А.А. Байкова» ЮЗГУ, г. Курск, 18 сентября 2020 г.
- Международная научно-техническая конференция молодых учёных «Новые материалы, оборудование и технологии в промышленности» Белорусско-Российский университет, г. Могилев, 29-30 октября 2020 г.
- Всероссийская научно-практическая конференция «Наука – Общество – Технологии», Московский Политех, г. Москва, 26-29 марта 2021 г.
- Всероссийская научно-практическая конференция «Наука – Общество – Технологии», Московский Политех, г. Москва, 01–04 марта 2022 г.
- Международная научно-практическая конференция «Инновационные технологии, оборудование и материалы заготовительных производств в машиностроении», МГТУ им. Баумана, г. Москва, 24 - 26 мая 2022 г.

Публикации. Основное содержание работы отражено в 31 печатных трудах, из них 12 статей в изданиях, рекомендованных ВАК для опубликования основных научных результатов диссертаций на соискание ученых степеней доктора и кандидата наук; 9 статей в научных журналах, индексируемых в базе данных Scopus и Web of Science.

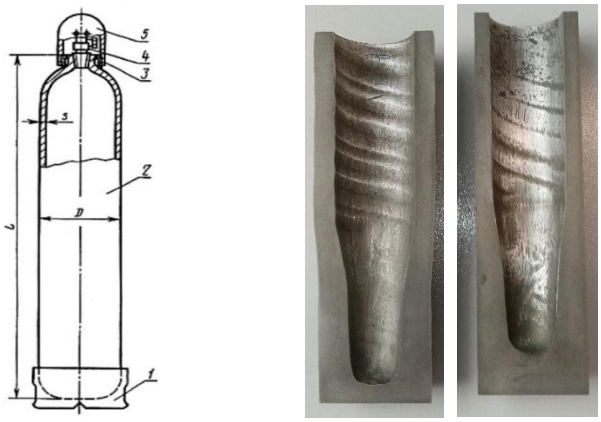
Структура и объем работы. Диссертационная работа состоит из введения, пяти глав, основных выводов, изложенных на 129 страницах машинописного текста, включающего 57 рисунков, 14 таблиц, список литературы из 154 использованных источников, в состав которых входят отечественные и зарубежные авторы, 2 приложения.

Глава 1 Обзор современных технологий, оборудования, методов управления и контроля механических свойств стальных сосудов при горячей деформации

1.1 Требования к показателям качества сосудов из углеродистых конструкционных сталей

В современном машиностроении нашей страны нашли широкое применение горячедеформированные круглые корпусные изделия в виде бесшовных сосудов, изготовленные из конструкционных углеродистых сталей в виде газовых баллонов малого, среднего и большого объёма с допустимым внутренним давлением 19.6 … 39.2 МПа, а также в виде полуфабрикатов специального назначения выпущенные на прокатно-прессовой линии (ППЛ) [1,2] Номенклатура сосудов регламентирована общими техническими требованиями конструкторской документации. [3-6]

На рисунке 1 приведены наиболее востребованные в машиностроении стальные сплошные сосуды ответственного назначения.



1 2

а б

Рис. 1.1 Востребованные в машиностроении сплошные стальные сосуды ответственного нагначения: а - газовый баллон в составе: 1 – опорный башмак, 2 - корпус, 3 – горловина, 4 – вентиль, 5 - предохранительный колпак; б – полуфабрикаты специального назначения выпущенные на ППЛ предприятия БФ АО «НПО «Прибор» в разрезе: 1 – черновой сосуд после винтовой прокатки, 2 – чистовой сосуд после штамповки.

Геометрические размеры газового сосуда и его механические свойства определяются исходя из общей нормативной документации [7] с принятыми общими условными обозначениями указанными на рис.1 : L – общая длинна, D – наружный диаметр, S – толщина сечения стенки и V – внутренний объём от внутреннего давления измеренного в МПа. В таблице 1 приведены геометрические размеры газовых стальных сосудов и их расчётное давление.

Таблица 1.1 Геометрические размеры газовых стальныхсосудов и их расчётное давление.

Объем баллонов V, л	Наружный диаметр цилиндрической части баллонов D, мм	Длина корпуса баллонов L, мм		Толщина стенки баллонов S, мм, не менее		Масса баллонов m, кг	
		при рабочем давлении, МПа (кгс/см)					
Большого объёма		31,4 (320)	39,2 (400)	31,4 (320)	39,2 (400)	31,4 (320)	39,2 (400)
80…200	325…377	1430…2500	1500…2690	13,8…16,0	16,9…19,6	180…440	240…540
Среднего объёма		9.8(100)	19.6 (200)	9.8(100)	19.6 (200)	9.8(100)	19.6 (200)
10…50	140…219	680…1660	740…1755	8…13.8	13.8…16.9	10,2…42	11.1…62.5
Малого объёма		9.8(100)	19.6 (200)	9.8(100)	19.6 (200)	9.8(100)	19.6 (200)
0,4…8	30…140	165…610	175…660	2…6	6…8	0.6…7,6	0.7…9,9

Геометрические размеры полуфабрикатов специального назначения обладают увеличенными припусками для последующей механической обработки [8]. В таблице 2 приведены геометрические размеры полуфабрикатов сосудов малокалиберного боеприпаса после прокатки и штамповки БФ АО «НПО «Прибор».

Таблица 2 Геометрические размеры сосудов специального назначения после прокатки и штамповки БФ АО «НПО «Прибор»

сосуд	Размеры, мм			
	Общая длина	Наружный диаметр	Диаметр полости	Глубина полости
черновой	119…121	35…36	15…18	109…110
чистовой	126…127	32…32.5	17…20	110…111

Бесшовные стальные газовые баллоны изготавливаются в соответствии с требованиями установленных стандартов и правил устройства и безопасной эксплуатации сосудов, работающих под давлением утверждённых Гостехнадзором РФ, по рабочим чертежам, утверждённых в рабочем порядке. Вот

почему при конструкторских расчётах добротности, включающей в себя отношения агрегатной прочности к объёму, уделяется особое внимание контролю их механических свойств сосудов в процессе изготовления [9]. Не мало важным остаётся придание заданных механических свойств полуфабрикатам сосудов специального назначения на выходе ППЛ для последующих технологических операций механической доделки обточкой и обжатием до завершённого изделия. [10,11] В таблице 2 приведены значения механических свойств горячедеформированных и закалённых газовых баллонов и полуфабрикатов специального назначения из конструкционных сталей.

Таблица 2 Минимальные значения механических свойств горячедеформированных сосудов из конструкционных сталей

Газовый баллон					
Временное сопротивление $\sigma_в$, МПа	Предел текучести $\sigma_{0.2}$, МПа	Относительное удлинение δ, %	Ударная вязкость, KCU Дж/см		Твёрдость по Бринеллю, НВ
не менее			при +20°C	при -50°C	341…269
883	678	12	49	29,4	
Полуфабрикат специального назначения					
Временное сопротивление $\sigma_в$, МПа	Предел текучести $\sigma_{0.2}$, МПа	Относительное удлинение δ, %	Сужение поперечного сечения ψ, %		Твёрдость по Бринеллю, НВ
не менее					
700	500	13	23		200
не более					
1000	700	17	35		300

Повышение качества на этапах производства полуфабрикатов и их последующего передела в сосуды достигается за счёт использования высокопрочных конструкционных углеродистых сталей и прогрессивных технологических процессов горячей винтовой прокатки и штамповки, обеспечивающих повышение надёжности завершённых изделий. [12,13]

1.2 Анализ технологий и оборудования производства круглых сосудов из углеродистых сталей в горячем состоянии.

На сегодняшний день производство стальных профилей с дном обусловлено потребительским спросом, наличием необходимого оборудования, технологии и сырья. [14-16].

В качестве традиционного и наиболее применимого оборудования, используемого для передела заготовок в сосуды различной формы и размеров, всегда считалась технология горячей штамповки на гидравлических и механических прессах различных модификаций [17-19]. Около 70% от общего количества выпущенных в горячую сосудов изготавливается этим способом [20,21]. Отличительными преимуществами данной технологии считаются: доступность оборудования и оснастки, технологичность, высокая точность геометрических размеров выпускаемых изделий и др. Вместе с тем существенным недостатком является стойкость прессового инструмента из-за высоких нагрузок и перегрева рабочих частей особенно при производстве сосудов малого объёма. Деформация и износ прессового инструмента влияет на точность геометрических размеров полуфабрикатов. [22]

Наиболее часто при выборе оборудования для горячей штамповки отдаётся предпочтение прессам механического типа, позволяющим обеспечивать высокую энергию деформирования и производительность стальных профилей и сосудов [23,24]. В на рисунке 2 приведён кривошипный пресс для горячей штамповки стальных сосудов КЕ 2130 максимальным усилием 100 тон БФ АО НПО «Прибор».

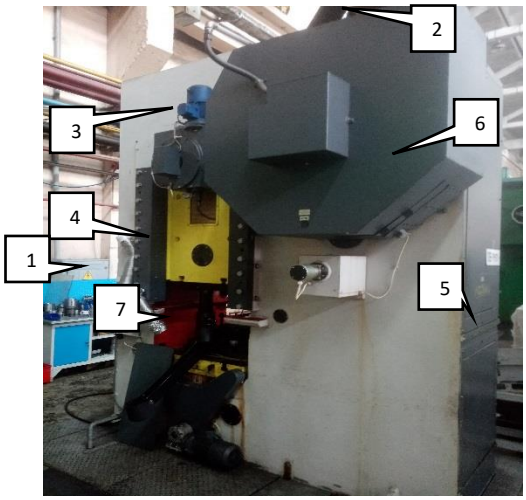


Рис. 1.2 Кривошипный пресс для горячей штамповки стальных сосудов КЕ 2130 максимальным усилием 100 тон АО НПО «Прибор».

Изготовление стальных сосудов горячей штамповкой регламентируется нормативной документацией изготовления [25]. Исходные заготовки для горячего передела штамповкой в сосуды обычно выглядят в виде: слитков, обжатых болванок, кованных или катанных заготовок в том числе зацентрованных мерных стальных прутков, кружков, листов и пр. [26] Нагрев заготовок чаще происходит в печи сопротивления 1 (но может проводиться и в газопламенных, индукционных, соляных и др. печах) до температуры, обеспечивающей пластичность металла. Скорость формообразования выбирается исходя из природы деформируемого материала и технических возможностей оборудования.

Усилие на деформирующий инструмент передаётся за счёт вращения маховика 2, передающего энергию на ползун 3. Пресс имеет шатун 4, обороты которого обеспечиваются контрольным прибором 5. При повышении нагрузки деформирования существует возможность передавать усилие от шатуна через редуктор 6 на штамповый инструмент 7 который состоит из матрицы и пуансона. Изготовление чистового сосуда простой формы обычно происходит за один технологический этап. Охлаждение изделия проводится на спокойном воздухе или с использованием закалочных сред.

Принцип формообразующей обработки горячей штамповкой стальных сосудов схожий между собой, отличия заключаются лишь в передаче запасённой

энергии (гидроцилиндра, маховика, винта и пр.) к деформирующему инструменту. [27, 28]

Менее популярной, но часто используемой является технология горячей винтовой прокатки с неполной прошивкой оправкой цельной заготовки прутка, которая имеет преимущества и недостатки по сравнению с горячей штамповкой. [29-31] На рисунке 3 приведён опытно-промышленный двухвалковый винтовой прокатный стан МИСиС 130Д с прошивной оправкой для изготовления стальных сосудов.

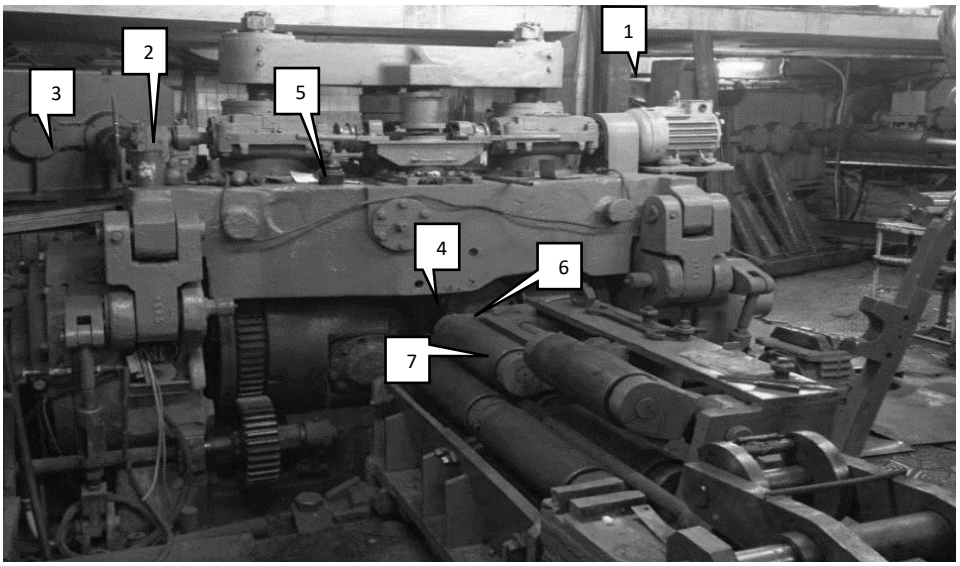


Рис. 1.3 Двухвалковый опытно-промышленный винтовой прокатный стан МИСиС130Д с прошивной оправкой для изготовления стальных сосудов в составе: 1 - нагревательной печи сопротивления, 2 - электродвигателей, 3 - редукторов, 4 - прокатных валков, 5 - направляющей линейки, 6 - прошивной оправки, 7 - извлекающего упора.

Ниже приведены общепринятые технологические настройки опытно-промышленного прокатного оборудования для изготовления стальных сосудов. В составе рабочие валки с углами конусности φ_1 = 2°30', направляющая линейка. Прошивная оправка диаметром 19,5 мм с углом конусности рабочей поверхности 6° длиной 72 мм длиной 67 мм. с обратным конусом длиной 10 мм с углом наклона 4°. Зацентрованный пруток-заготовка нагревается в печи сопротивления до температуры 1100 ^{0}С. Для получения заданных геометрических размеров

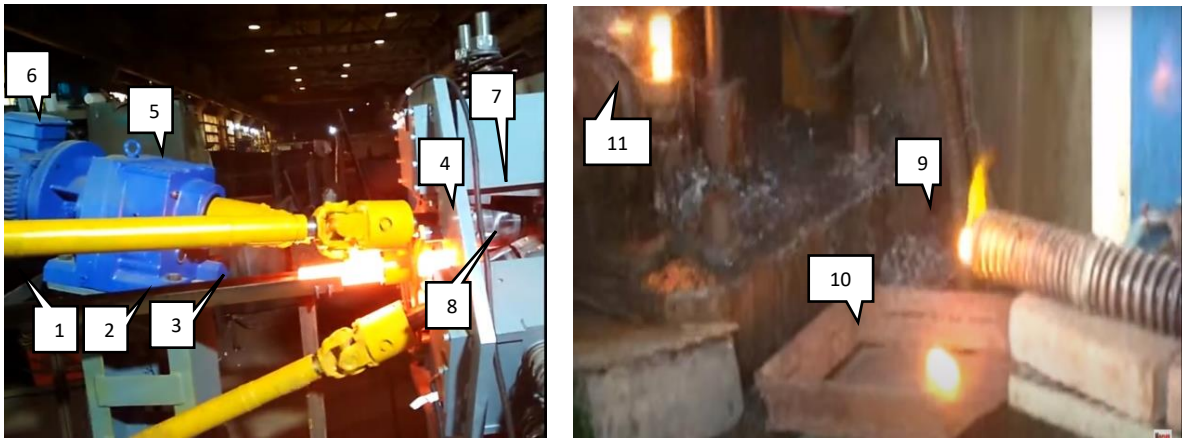
полых заготовок с дном применяется следующая настройка прошивного стана: – расстояние между валками в пережиме В=26,2 мм; – расстояние между линейками Л=29,5 мм; – выдвижение оправки за пережим валков С=17 мм; – коэффициент овализации ξ=1,126; – угол подачи рабочих валков β=18°; – обжатие заготовки в пережиме εп=15,5 %; – обжатие заготовки перед носком оправки εн=12,1 %. Время прошивки составляет примерно 0,8…1 с. Изготовление стальных сосудов с использованием технологии горячей винтовой прокатки может быть регламентировано ГОСТ 8320.13-83 (стандарт на горячекатаные круглые периодические профили сплошного сечения, получаемые поперечно-винтовой прокаткой для последующей механической или горячей обработки давлением).

К достоинствам можно отнести: высокую производительность, более высокую стойкость обрабатывающего инструмента, возможность автоматизации процесса прокатки и прошивки [32-35]. Главным и существенным недостатком является низкая точность геометрических размеров проката, неравномерность распределения температуры по длине изделий. [36,37]

На протяжении последних 5…7 лет начала интенсивно применяться технология, совмещающая достоинства горячего производства винтовой прокатки и штамповки с последующей механической обточкой стальных сосудов. [38,39] На рисунке 4 приведена технологическая линия ППЛ предприятия ОАО «Первоуральский новотрубный завод» (ПНТЗ) для производства полого проката.

Для этих целей на машиностроительных предприятиях регулярно проводится модернизация существующего штатного оборудования. [40,41] Не редко для повышения эффективности используемое оборудование объединяется в линии прокатки и прессования (ППЛ) заключающие в себе устройства: нагревательные, прокатно-прошивные станы, прессы, баки с различными средами, обеспечивающие заданную скорость охлаждения изделиям. На выходе таких линий находятся механообрабатывающие станки, проводящие доводку до необходимых геометрических размеров, произведённых на ППЛ изделий.

Стальные сосуды, произведённые на прокатно-прессовых линиях, пользуются особым спросом, поскольку за счёт оптимизации процесса производства удаётся добиваться снижения цены на 10…20% без потери качества изделий. [42,43]



а б

Рис. 1.4 Прокатно-прессовая линия ОАО «ПНТЗ» для производства полого проката: а - трёхвалковый винтовой стан СВП45-16, б - калибровочный пресс ПГП-50 нагрузкой 50т.

Порядок выпуска круглых профилей на ППЛ машиностроительного предприятия ОАО «ПМТЗ»: исходные стальные прутки нагреваются в индукционной печи 1, после чего по направляющему жёлобу 2 линейкой 3 направляются на трёхвалковый винтовой прокатный стан СВП45-16, валки 4 которого вращаются, воспринимая момент через редукторы 5 приводящие в движение серводвигателями 6. Вдоль оси прокатки находится вращающаяся прошивная оправка 7 которая формирует полость чернового сосуда. Извлекался сосуд с помощью упора 8 после чего по жёлобу 9 поступает в накопитель 10. Штамповка полуфабриката проводится на гидравлическом прессе ПГП-50 с помощью калибра и пуансона 11. Законченное изделие охлаждается на воздухе. Режимы винтовой прокатки с неполной прошивкой и последующей штамповки могут варьироваться в зависимости от технологического разбега настройки оборудования и требований конструкторской документации геометрических размеров и свойств получаемых сосудов.

Отличительной особенностью технологии горячего непрерывного производства винтовой прокаткой и последующей штамповкой полуфабрикатов является возможность автоматизации процесса при высокой производительности и точности геометрических размеров заготовок. [44,45]

Главным недостатком существующей технологии является нестабильное распределение температуры при деформационном разогреве и неравномерном охлаждении теплопередачей от менее нагретого инструмента по длине сосудов на выходе ППЛ. Неравномерность температуры приводит к разнице в скорости охлаждения и как следствие к формированию неоднородности микроструктуры и механических свойств частей полуфабрикатов. Повторная термическая обработка позволяет устранить показатели неравномерности, однако приводит к увеличению себестоимости проката на 3-5%. [46,47]

1.3 Анализ факторов, влияющих на неравномерность распределения температуры и методов управления механическими свойствами проката.

Термомеханическая обработка (ТМО) позволяет повышать прочностные характеристики труб и сосудов из углеродистых конструкционных сталей на выходе ППЛ. [48,49] Существуют две технологии ТМО которые отличаются друг от друга температурой и степенью деформации, а также условиями последующего охлаждения во время закалки.

- высокотемпературная термомеханическая обработка (ВТМО), отличающаяся температурой деформирования выше фазового перехода аустенита не менее чем на 20 – 30 ^{0}С (для стали 50 около 760 ^{0}С);

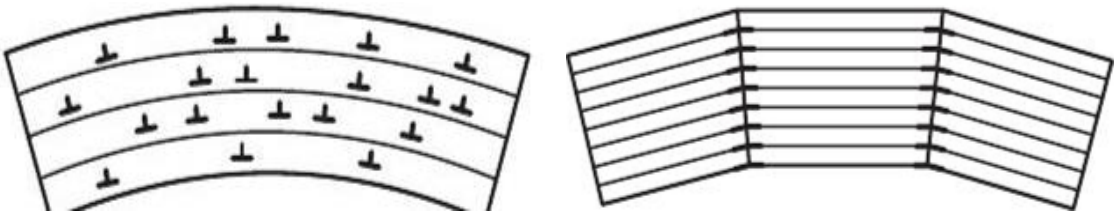
- низкотемпературная термомеханическая обработка (НТМО), проводится в температурном интервале ниже фазового перехода аустенита (для стали 50 интервал 727 - 560 ^{0}С).

Термомеханическая обработка ограничена во времени, поскольку по завершении деформирования происходит быстрый рост зёрен металла стального сосуда (рекристаллизация или возврат). При этом чем выше степени

деформирования и температура нагрева, тем выше скорости рекристаллизации и возврата. [50]

Механизм упрочнения стальных заготовок заключается в появлении и развитии дислокаций у нагретого деформированного металла. Его зёрна уплотняются, а ячейки зёрен превращаются в субзерна. Уплотнённые стенки зёрен металла сохраняют значительную кривизну и настолько подвижны, что отдельные их части оставаясь в нагретом состоянии могут становиться центрами первичной рекристаллизации. [51,52]

Предшествующая полигонизация - перестроение кристаллической решётки при удлинении и формировании полости сосуда является начальной стадией первичной рекристаллизации. Строение субзерен и их границ сильно зависит от температуры, степени деформации и скорости полигонизации. На рисунке 5 приведена схема стабилизирующей полигонизации полуфабриката



а б

Рис. 1.5 Схема стабилизирующей полигонизации полуфабриката: а - хаотичное распределение дислокаций деформированного нагретого металла, б – упорядоченные стенки дислокаций после полигонизации.

Стабилизирующая полигонизация наклёпанного металла стальных сосудов представляет собой формирование субзерен разделённых плоскими дислокациями – стенками. Чем меньше степень деформации, тем менее подвижны стенки зёрен и достаточно устойчивы вплоть до температуры плавления. [53,54]

Стабилизирующая полигонизация развивается лишь в определённых условиях: отсутствие ячеистой структуры дислокаций, наличие избытка краевых дислокаций в наклёпанном металле и др. Такие условия возможны при высоких значениях деформации при прокатке и штамповке металла.

При деформировании стальной заготовки в температурном диапазоне выше 0,35 т/пл вместо полигонизации развивается первичная рекристаллизация. Если процесс стабилизирующей первичной полигонизации проведён полностью (зёрна в микроструктуре приобрели мелкую равно осную форму) то дальнейшем нагреве до высоких температур до 2/3 от плавления продолжение процессов рекристаллизации с ростом зёрен не развивается. [55,56]

Ограничение движений дислокаций при деформировании и последующей рекристаллизации металла атомами легирующих элементов и примесей, образование дефектов упаковки, уменьшение концентрации вакансий затрудняет полигонизацию. Чаще всего эффект наблюдается в металле сосудов с высокой энергией дефектов упаковки [57].

Практическое использования эффекта полигонизации проявляется в следующем:

- Создание субзеренной структуры углеродистой конструкционной стали позволяет повышать прочностные характеристики материала при минимальном снижении пластических свойств сосудов на выходе ППЛ;
- Завершение процесса рекристаллизации с образованием субзерен позволяет сохранить долю наклёпа в металле, при этом исключаются остаточные напряжения деформированного металла. Это позволяет исключать последующее коррозионное растрескивание изделий в их последующей эксплуатации;
- Увеличение границ субзерен является препятствием для дальнейшего перемещения дислокаций, что важно при эксплуатации изделий при повышенных температурах.

В зависимости от температуры нагрева, степени деформации и времени выдержки металла стальных профилей различают три стадии рекристаллизации: первичная, собирательная и вторичная. [58,59]

Первичная рекристаллизация при которой формируются зародыши новых зёрен до момента полного замещения наклёпанного металла новой микроструктурой (собирательная рекристаллизация). Собирательная

рекристаллизация позволяет вернуть мелкую микроструктуру в исходное состояние. На рисунке 6 приведены этапы рекристаллизации горячедеформированных стальных сосудов.

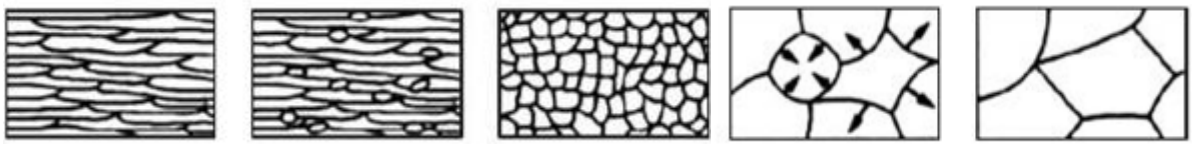
При первичной рекристаллизации должны быть соблюдены два условия:

- деформация нагартованного металла должна быть выше критической;
- температура остаточного нагрева должна обеспечивать рекристаллизацию металла.

Температура рекристаллизации описывается уравнением:

$$T_{рек} = \alpha\ T_{пл,} \quad (1.1)$$

Где: α – коэффициент рекристаллизации, $T_{пл}$ – температура плавления нагартованной стали, ^{0}C (в зависимости от химического состава выбирается индивидуально)



а б в г д

Рис. 1.6 Этапы рекристаллизации горячедеформированных стальных сосудов: а – наклёпанная сталь, б – начало появления зародышей, в – гомогенная рекристаллизация с мелким гомогенным зерном, г – рост зерна, д – формирование равновесной микроструктуры.

Объёмная концентрация примесей в стали также влияет на время и температуру рекристаллизации как в положительную, так и в отрицательную сторону. [60,61]

Первичная рекристаллизация полностью снимает наклёп от деформирования нагретого металла сосуда с минимальным количеством дефектов кристаллического строения, а механические свойства становятся похожими по состоянию на отожжённый металл (прочность минимальна, а пластичность максимальна). На рисунке 7 приведено влияние температуры на твёрдость и пластичность при росте зерна стальных сосудов.

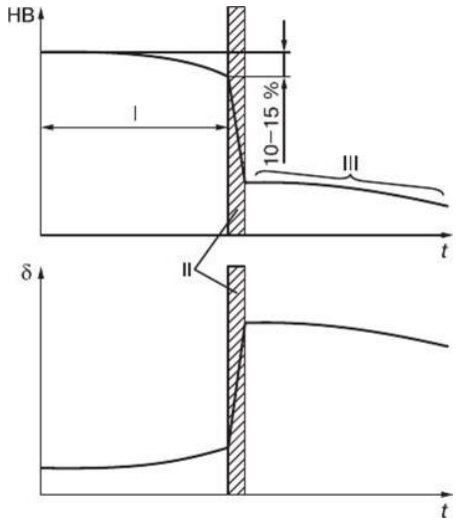


Рис. 1.7 Влияние температуры на твёрдость и пластичность при росте зерна стальных сосудов: I – возврат, II – первичная рекристаллизация, III – рост зерна.

Таким образом управление степенью деформации, температурой и временем рекристаллизации позволяет обеспечивать необходимую микроструктуру и как следствие заданные значения механических свойств стальных сосудов, выпущенных в горячую на прокатно-прессовой линии. [56,62,63]

Закалку проводят для дополнительного измельчения зёрна при фазовых перестроениях в микроструктуре деформированного стального проката. Если использовать закалку нагретых сосудов из стали 50 в комплексе с остаточным наклёпом, оставшимся после прокатки и штамповки, то это приведёт к повышению показателей твёрдости и прочности непрерывно деформированных сосудов на выходе ППЛ. [64,65]

Обычно закалка доэвтэктойдных сталей в соответствии с диаграммой состояния железо-углерод рисунок 8 осуществляется из однофазной области аустенита (γ раствора железа и цементита на 20 – 30 ^{0}C выше линии G – S температура около 760 ^{0}C) Однако нестационарные условия деформирования и тепло потери не редко приводят к тому, что температура стального сосуда неравномерная по длине (находящаяся в области перехода начального фазового состава γ и γ – α около 760 – 727 ^{0}C), что может влиять на объёмное содержание фаз закалки (формы и дисперсности цементита в феррите) и размера зерна и как следствие приводить к разнице механических свойств по длине стального

проката. Закалка стали с температуры ниже образования γ раствора (линия P – S около 727 ^{0}C) невозможна поскольку зёрна цементита уже сформированные. [66]

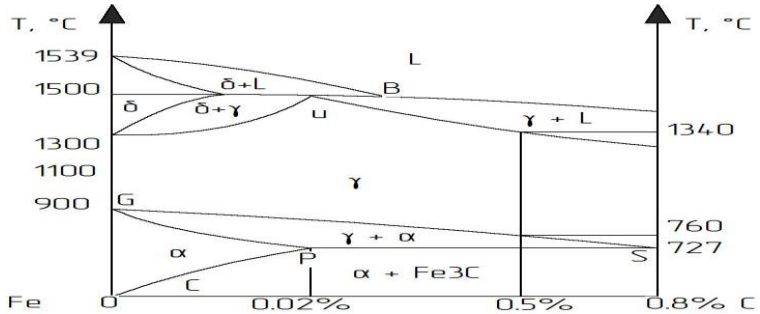


Рис. 1.8 Температурный участок диаграммы состояния железо - углерод, для доэвтэктойдной стали 50.

Приведённая на рисунке 8 диаграмма железо – углерод обуславливает не только температуру закалки, но и рациональные границы обработки (температуры нагрева, прокатки и последующей штамповки) круглых профилей из стали 50 при изготовлении на ППЛ. Литературные источники [46,67] устанавливают оптимальную температуру предварительного нагрева 2/3 от плавления (для стали 50 около 1500 ^{0}C) обеспечивающая достаточную пластичность металла, что составляет около 1000 ^{0}C. Однако, принимая во внимание тепло потери при непрерывности процесса прокатки и последующей штамповки и закалки может быть увеличена не более 1340 ^{0}C (начало оплавления границ зерна фазы γ + L).

По мере прокатки и последующей штамповки температура стального полуфабриката может меняться, как в положительную, так и в отрицательную сторону. [68] Неравномерность нагрева требует разработки и внедрения дополнительного оборудования, управления температурой в необходимом технологическом интервале обеспечивающим пластичность металла.

Скорость закалки ещё один важный фактор при обеспечении требуемых свойств структуры металла стальных сосудов на выходе ППЛ. В соответствии с экспериментально установленной скоростью охлаждения формируются определённые фазы цементита различного размера и дисперсности. На рисунке 9 приведена диаграмма охлаждения, позволяющая обеспечивать требуемый фазовый состав цементита сосудов из стали 50.

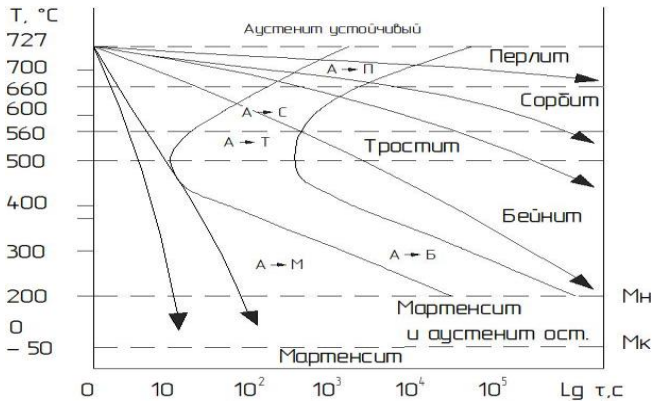


Рис. 1.9 Диаграмма охлаждения, позволяющая обеспечивать требуемый фазовый состав цементита сосудов из стали 50

Условия превращения цементита приведённой на рисунке 9 диаграммы охлаждения сосудов из стали 50 могут быть соблюдены при правильном выборе среды охлаждения. Остывание с печью или на спокойном воздухе позволяет соблюсти минимальную скорость охлаждения при условии формирования мягкого перлита сферического до температуры около 660 ^{0}С. Для модифицирования перлита в сорбит выбирают масло или полимерные водные растворы высоких концентраций для обеспечения плавности скорости охлаждения в диапазоне 150 – 400 ^{0}С/м до температуры около 560 ^{0}С. Более резкое охлаждение происходит при закалке стали 50 на тростит и более дисперсную его модификацию бейнит. Скорость охлаждения в этом случае может колебаться в диапазонах 400 – 700 и 700 – 900 ^{0}С/м до температур около 500 и 200 ^{0}С соответственно. Для получения наиболее твёрдой и прочной фазы мартенсита необходимо обеспечивать максимальную скорость закалки не менее 1100 ^{0}С/м (охлаждения в воде или соленных водных растворах), при этом внутри металла сосуда остаётся не превращённый до конца аустенит остаточный, что требует дальнейшего отпуска или охлаждения до температуры не выше – 50 ^{0}С. [69]

Если закаливать неравномерно нагретый сосуд, то фазовые превращения, влияющие на структуру и механические свойства в нём, будут неравномерными по длине. Эти особенности возможно использовать при последующих операциях обжатия верхней или при качественной механической обточки донной части полуфабриката. В случае если неравномерность свойств нежелательна, то следует

повторно провести термическую обработку или разработать технологию и оборудование управления температурой проката на ППЛ. [10,14,33]

В случае образования на поверхности стальных изделий слоя обезуглероживания, состоящего из чистого феррита или феррита и обеднённого цементита необходимо учитывать, что закалка такого слоя происходить в полном объёме не может. [70] Повышенная концентрация мягкого феррита неизбежно будет влиять на равномерность распределения механических свойств по длине и сечению, что необходимо учитывать при дальнейшем составлении технической документации по дальнейшей обработке и эксплуатации стальных сосудов на выходе ППЛ.

1.4 Методы контроля физико-механических свойств и микроструктуры стальных сосудов после деформирования

Механические свойства являются важным параметром оценки качественных характеристик при составлении технологической документации дальнейшей обработки или расчёта агрегатных характеристик стальных сосудов на выходе ППЛ. Существуют стандартизированные технологии проведения исследований и оборудование для определения прочностных и пластических показателей стальных изделий разрушающим методом, к которым можно отнести: испытания на растяжение с помощью универсальных разрывных машин. [71]

Способ контроля механических свойств разрушающим методом при растяжении подразумевает предварительное изготовление образцов (механической обточкой и шлифовкой) от исследуемых частей по длине и сечению стального сосуда. При этом не допускается разогрев при обточке рабочих металла изделий выше 100 °С, а также формирования острых кромок и рисок в изменяющих поперечное сечение образцов. На рисунке 10 приведены стандартные образцы для определения механических свойств при растяжении разрушаемым методом.

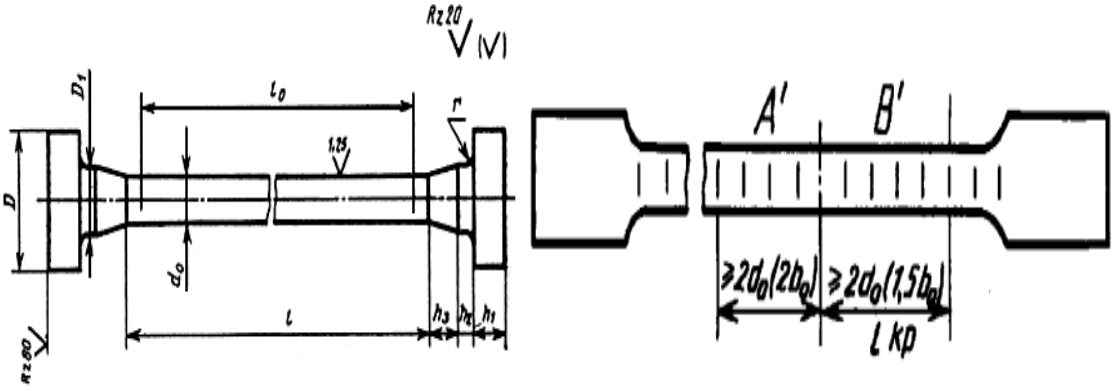


Рис. 1.10 Стандартные образцы для определения механических свойств при растяжении разрушаемым методом: а - цилиндрический, б - плоский.

Для испытания на растяжение отделённых от стальных сосудов образцов применяют пропорциональные цилиндрические или плоские образцы с известной длинною или с разметкой (через 5 мм.) на рабочей поверхности. Отношения сечения в рабочей части к начальной расчётной длине (L_0) рекомендуется использовать в пределах от $L_0 = 5.65\sqrt{F_0}$ до $L_0 = 11.3\sqrt{F_0}$, при этом испытание коротких образцов вносит минимальную погрешность в полученных результатах. Важным также остаётся способ фиксации головок образцов в захватах, что влияет на скорость растяжения. Также при приложении нагрузки необходимо учитывать дополнительную деформацию во время выработки люфтов при натяжении траверсы разрывной машины, которая должна удовлетворять требованиям стандарта испытаний. [72]

Для определения характеристик механических свойств необходимо использовать аттестованные штангенциркули и микрометры с допустимой предельной погрешностью, не превышающей ± 0,06 мм., а отклонения от геометрических размеров площади поперечного сечения образцов измеренной в трёх местах не более ± 0,5%. [73,74]

Площадь поперечного сечения рабочей части цилиндрического образца определяется по формуле:

$$F_{0,\ мм^2} = \frac{\pi \cdot D^2}{4}, \quad (1.2)$$

где: π – 3,14, D – диаметр рабочей части образца

Площадь поперечного сечения плоского образца определяется по формуле:

$$F_0, мм^2 = B \cdot H, \quad (1.3)$$

где: В – ширина образца, Н – толщина образца

Измеряется начальная длина плоского или цилиндрического образца L_0 между шейками, которые помещены в захваты разрывной машины не менее трёх раз. Длина выбирается исходя из средних арифметических значений.

Предел текучести $\sigma_{0.2}$ и временное сопротивление разрыву $\sigma_в$ определяют с учётом величины пластической деформации при приложении растягивающей нагрузки определяют по диаграмме, записанной в реальном времени на испытательной машине или с помощью специальных устройств, а также с помощью микропроцессоров, связанных с условиями деформации.

Для определения предела текучести и временного сопротивления разрыву вырезанных из стального сосуда цилиндрических или плоских образцов основываются на полученной диаграмме растяжения с учётом установленного допуска, исходя из длины рабочей части образца или начальной расчётной длинны по тензометру. На рисунке 11 приведены точки диаграмм испытаний, отвечающие за прочностные параметры образцов от стальных сосудов

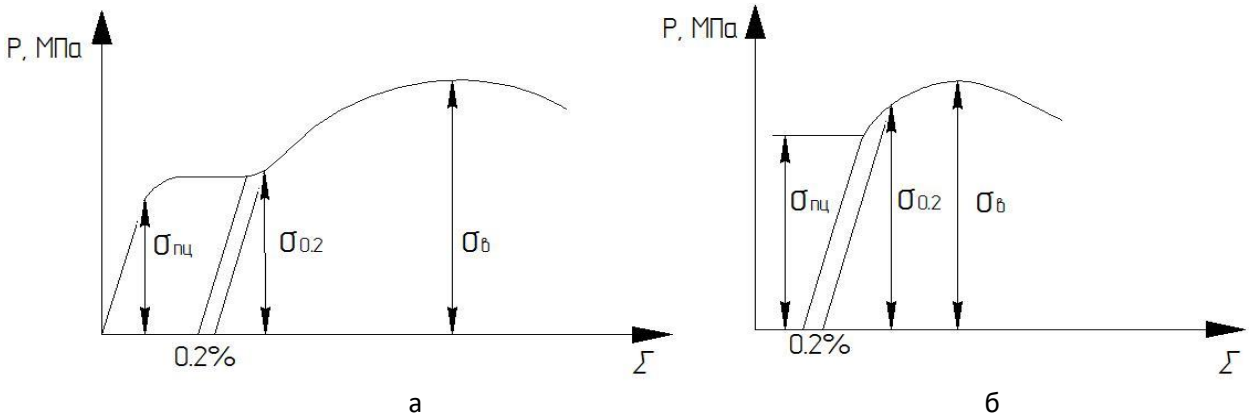


Рис. 1.11 Точки диаграмм испытаний, отвечающие за прочностные параметры образцов от стальных сосудов: а – пластичных сталей, б – хрупких сталей

Диаграммы разрушения образцов: а – пластичных сталей, б – упрачнённых сталей

Основные показатели изображенные на диаграммах: $\sigma_{пц}$ – предел пропорциональности зависимость между нагрузкой и деформацией (является началом отсчёта 0,2% показателя предела текучести), $\sigma_{0.2}$ – предел текучести при котором образец деформируется без заметного увеличения растягивающей

нагрузки, $\sigma_{в}$ – временное сопративление, напряжение соответствующее наибольшей нагрузке предшествующей разрушению образца.

Исходя из полученных значений нагрузки устанавливается параметр предел пропорциональности МПа по формуле:

$$\sigma_{пц} = F_0, мм^2 \ / P_{пц,} \quad (1.4)$$

Похожим образом устанавливается параметр предел текучести МПа по формуле:

$$\sigma_{0.2} = F_0, мм^2 \ / P_{0.2,} \quad (1.5)$$

где: $P_{0.2}$ – прилагаемая нагрузка предела текучести, МПа.

А также похожим образом устанавливается прочностной параметр временное сопротивление разрыву МПа по формуле:

$$\sigma_{в} = F_0, мм^2 \ / P_{в,} \quad (1.6)$$

где: $P_{в}$ – прилагаемая нагрузка временного сопротивления разрыву, МПа.

Для определения пластических параметров образцов, вырезанных из стального сосуда относительном удлинении определяют отношения длинны начальной и конечной, а сужение поперечного сечения определяют исходя из отношений сечений начального и после разрушения образцов. Для этого складываются разрушенные части образца и измеряется общая длинна и сечение рабочей части образца.

Расчёт относительного удлинения (%) проводится по формуле:

$$\delta = (L_{к} – L_0 / L_0) \cdot 100, \quad (1.7)$$

где: $L_{к}$ – длина рабочей части образца после разрушения, мм.

Расчёт сужения поперечного сечения (%) проводится по схожей формуле:

$$\psi = (F_0 – F_{к} / F_0) \cdot 100, \quad (1.8)$$

где: $F_{к}$ – сужение площади рабочей части поперечного сечения образца после разрушения, мм.

К условно разрушаемым методам контроля свойств стальных сосудов можно отнести испытания твёрдости поскольку перед проверкой необходимо подготавливать поверхность исследуемого изделия, исключив тем самым влияние на результаты измерений слоя обезуглероживания металла или его неровности. Измерения твёрдости в зависимости от прочностных параметров и конструкции

изделия могут проводится методами: Бринелля шкала HB, МПа, Роквелла шкала HRC, с использованием приспособлений удерживающих цилиндрическую поверхность сосуда. [75,76] Принцип измерения основан на вдавливании индента в виде закалённого шара или алмазной пирамиды в металл перпендикулярно расположенного и зафиксированного изделия. Оценка твёрдости проводится по ширине или диаметру отпечатка с использованием оптических приспособлений измерения или по глубине погружения индента в изделие. Существует менее точный экспресс метод измерения твёрдости по Шору шкала HSD. [77] В его принципе лежит измерение высоты отскока закалённого шара от поверхности изделия. При этом достаточно важным остаётся подготовка поверхности измерения и перпендикулярность поверхностей изделия, и направление движения шара.

Проведено не мало испытаний устанавливающих связи измерений твёрдости между собою, а также между испытаниями прочности (временного сопротивления разрыву – $\sigma_в$, МПа). Существуют руководящие технические материалы и конструкторские нормы на металлы и сплавы переводных таблиц твёрдости. [78]

Микроструктуру стальных сосудов на выходе прокатно-прессовых линий определяют, основываясь на стандартах металлографического метода контроля стального проката и метода выявления и определения величины зерна. [79,80]

Для исследования необходимой области стального проката механическим образом без разогрева выше 100 ^{0}С отделяется темплет, который должен включать в себя толщину металлопродукции и иметь ориентировку вдоль направления прокатки. Длина вырезанного темплета должна обеспечивать изготовление шлифа площадью поверхности не менее толщины изделия (или его стенки). На каждый из отделённых темплетов наносится обозначение (клеймо), соответствующее области исследования.

Для получения качественной поверхности шлифа исследуемый темплет запрессовывается в полимерный материал, после чего строго перпендикулярно шлифуется абразивными кругами с добавлением охлаждающей жидкости. Скорость шлифования не должна превышать 3600 об/мин, а давление на шлиф 35

– 40Н. Зерно абразивной бумаги уменьшается поэтапно в зависимости от качества начальной поверхности от 200-300 мкм до 40-50 мкм, после чего происходит доводка зерном 20-28 мкм. Полирование проводится на специальных тканях за четыре этапа и использованием алмазных паст АСМ10/7, АСМ3/2 и АСМ 170 по ГОСТ 25593.

Травление стального шлифа от исследуемого проката допускается проводить 4% раствором азотной кислоты в спирту. Время травления должно быть достаточным для придания текстуры шлифу выявления границ цементита, при этом границы зёрен могут быть выражены слабо.

Микроструктуру определяют на специализированных металлографических микроскопах в отражённом свете при увеличении 100 – 1000 крат.

Размер зёрен (балл зерна) до х10 определяется при увеличении х 100 с использованием объект микрометра, установленным в окуляр микроскопа. Для определения мелкого зерна от 11 до 14 при увеличении х200 Результатом измерения принимаются среднеарифметические значения средней величины случайных сечений зёрен в плоскости металлографического шлифа. Также размер зерна может определяться методом визуального сравнения видимых под микроскопом зёрен с эталонами шкал, с определением номера зерна. На рисунке 12 приведены шкалы для сравнения размера зерна.

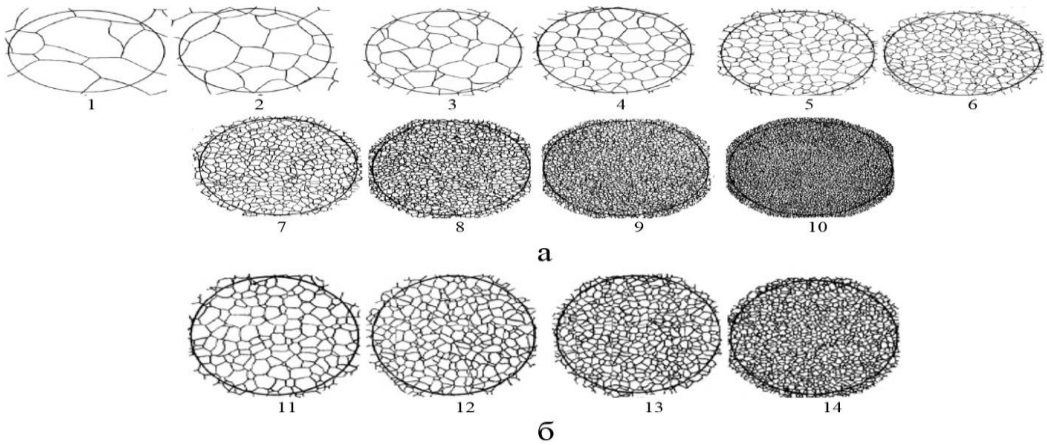
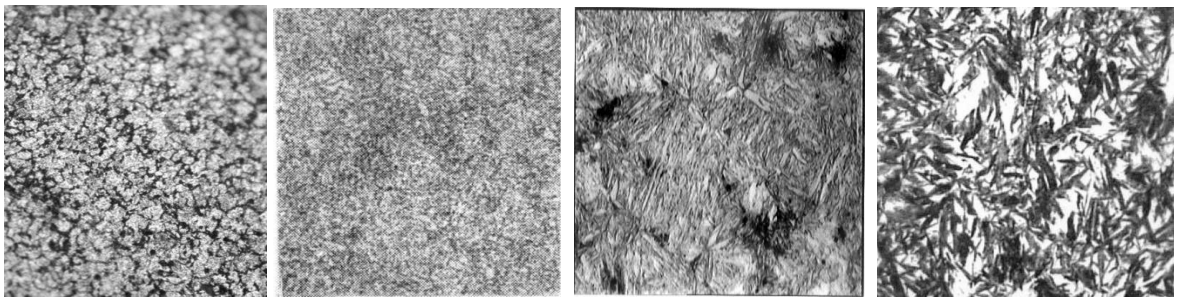


Рис. 1.12 Шкалы для сравнения размера зерна: а – размер 1 – 10 баллов увеличение х100, б – размер 11 – 14 баллов увеличение х 200

Изменение размера зерна в сторону уменьшения повышает прочностные показатели, твёрдость и вязкость стальных сосудов. [81-83] К способу изменения

размера зерна в стали при перестроении кристаллической решётки нагретого металла (фаза аустенита) можно отнести закалку с различной скоростью. При спокойном остывании конструкционной углеродистой стали аустенит переходит в феррита-перлитную смесь. На рисунке 13 приведены микроструктуры с форма изменённым цементитом углеродистой конструкционной стали различного фазового состава.



а б в г

Рис. 1.13 Микроструктуры углеродистой конструкционной стали с изменённым цементитом состава: а – перлит (увеличение х 100), б – сорбит (увеличение х 100), в - тростит (увеличение х 400), г - мартенсит (увеличение х 1000)

При ускоренном остывании феррит не изменяется, а перлит имеет размером около 0,5 мкм (Fe3C) трансформируется в более мелкие дисперсные составляющие, которые называются по мере измельчения: сорбит (0,2 мкм), тростит (не более 0,1 мкм) и мартенсит (5-30 нм). Потеря упорядоченности кристаллической решётки и изменение её зерна приводит к изменению физических и механических свойств стальных труб и сосудов в том числе и на выходе прокатных и прессовых линий. [84-86]

Неразрушающий контроль механических свойств проводится для исключения возможности появления брака при возникновении сбоев оборудования и технологических нарушений производства сосудов на ППЛ. Изменение основных физических параметров таких как электропроводность и э.д.с. В (установленная в отношении к магнитной индукции) целиком зависит от изменения составляющих в микроструктуре изделий (фаз и размера зерна), а также от размеров и формы получаемых изделий. [87]

Проведение испытаний физических свойств стальных сосудов возможно при наличии устойчивых парных или множественных отношений между контролируемыми показателями качества и механическими свойствами стальных сосудов. Определение допусков контролируемых параметров проводится с учётом необходимых требований в соответствии с нормативными документами по согласованию с заказчиком.

Проведение неразрушающим методом контроля качества штампованного стального проката сосудов возможно осуществлять в соответствии с требованиями межгосударственного стандарта неразрушающего контроля механических свойств и микроструктуры металлопродукции магнитным методом. [88] Указанная методика проведения неразрушающих испытаний свойств и полученные результаты многократно изучены при производстве стальных труб и прочих цилиндрических полых изделий на крупных машиностроительных предприятиях. [89-91] Поэтому можно считать достоверными данные физических свойств, сопоставленные с методами разрушающего контроля прочностных и пластических характеристик металла при растяжении: временного сопротивления разрыву, предела текучести, относительного удлинения, сужения поперечного сечения; твёрдости по Бринеллю, Роквеллу. Статистическими расчётами определены оптимальные параметры вероятностных оценок удовлетворяющие параметры корреляции, которые составляют не менее 95%. Связи, установленные между физическими и механическими показателями свойств, принимаются исходя из информационного массива проведённых испытаний, при этом важным остаётся сохранение разбега концентрации углерода в соответствии с выбранной маркой стали. Допускается компоновать разные марки легированных сталей при условии однотипных геометрических размеров изделий.

Проверка механических свойств электропроводностью основана на принципе проводимости заряда тока через проводник, в качестве которого может выступать любое металлическое тело в том числе сосуд из конструкционной стали на выходе ППЛ. На показатели электропроводности влияет обратная величина электросопротивление, а также форма и размеры проводника. Известно, [92] что

при искажении кристаллической решётки стальных деталей деформацией или термической обработкой электросопротивление (ρ) растёт из-за нарушения порядка зёрен их контакта между собой и чем выше степень искажений тем ниже электропроводность (μ) и выше магнитное насыщение металла сосуда (H) . На эти параметры также могут влиять количественное содержание в стали проводимых легирующих компонентов и концентрация углерода, однако при условии неизменности химического состава на распределение механических свойств влияет только параметры состояния кристаллической решётки. [93]

Самым простым, но достаточно грубым способом проверки можно считать схему, приведённую на рисунке 14 работающую на принципе электро-переноса постоянного тока по двухэлектродному методу. Метод подходит для определения однородности фазовых составляющих (микроструктуры её упорядоченности формы и размера зерна, химического состава) и их равномерного распределения по глубине, что влияет также на прочностные и пластические свойства металла стальных сосудов. Оптимальным в этом случае использовать поля постоянного тока до радиочастот около 10 ^{6}Гц [94,95]

В этом случае значения удельного электрического сопротивления ρ определяются по выражению:

$$\rho = U \cdot S / I \cdot d, \quad (1.9)$$

где I – сила тока, протекающего через образец, А; U – разность потенциалов между электродами, В; d - расстояние между электродами (толщина образца), S – площадь поперечного сечения, мм^2.

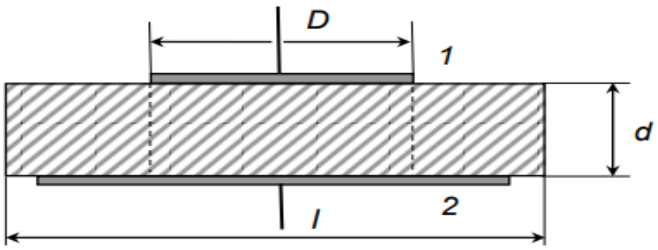


Рис 1.14 Двухэлектродная схема проверки объёмной электропроводимости: 1 – верхний электрод D – 5мм, 2 – нижний электрод, d, i – диаметр и толщина сосуда.

Данный метод исследования можно считать достаточно грубым из-за высокой вероятности влияния на показания измерений окисленного слоя измеряемой поверхности сосуда.

В случае если необходимо получать более стабильные и хорошо воспроизводимые результаты измерений ссвойств сосудов, то следует использовать бесконтактные методы контроля электропроводимости и электросопротивления. В отличии от контактного принципа исследования электро-переноса индукционный способ рисунок 15 заключает в себе создание внешнего наведённого магнитного поля и нахождения стального изделия в нём, а также в способе регистрации возникающего электротока. Существует несколько способов детектирования наведённых токов по изменению: добротности катушки резонансного контура, её импеданса и взаимной индуктивности двух катушек. [96-98]

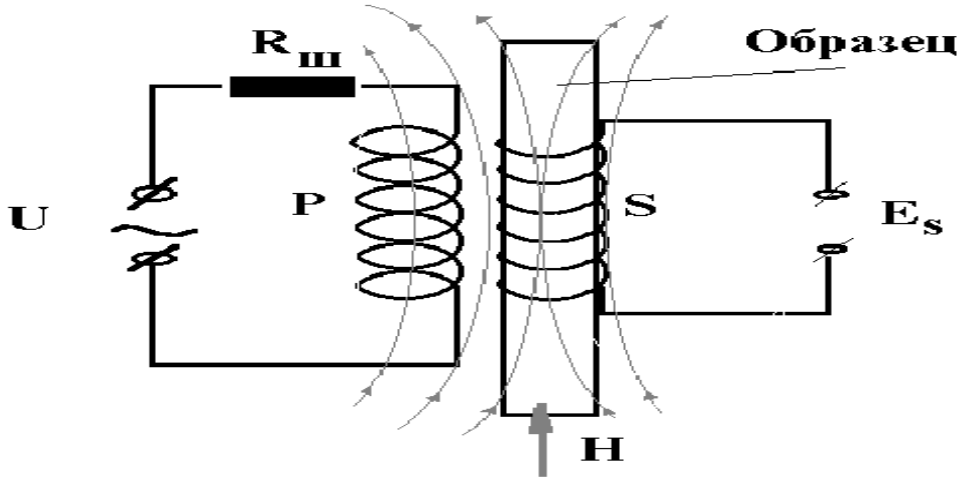


Рисунок 1.15 Схема бесконтактной электромагнитной проверки качественных характеристик свойств и микроструктуры круглого стального проката сосудов по электропроводности и электросопротивлению где: P – первичная катушка, создающая переменное магнитное поле, S – приёмная катушка с образцом, H – направление магнитного поля, Rш – сопротивление контура.

В основе перечисленных методов лежит регистрация изменения магнитного потока φ=Bs пронизывающую катушку с образцом. При этом основной причиной изменения магнитного потока (при условии неизменного химического состава

формы и размеров изделия) может являться микроструктурные составляющие и размер зерна. [99]

Рабочими элементами в схеме проверки свойств являются пара катушек в одной, из которых находится образец. Через первичную катушку пропускается переменный ток $I=I_o \sin(wt)$, в результате чего в ней создаётся однородное поле H по всей длине переменное по времени.

$$H=N_p I/l_p, \quad (1.10)$$

где: N_p - число витков катушки, P и l_p - длина катушки.

В наведённом поле катушки S в следствии эффекта Фарадея, будет возникать напряжение индукции E_{So} по закону:

$$E_{So} =- \varphi /t, \quad (1.11)$$

где: $\varphi = B_S N_S$ - магнитный поток пустой катушки S, для пустой катушки B=H.

подставляя выражение для H получим

$$E_{So}=-N_S N_P S_S\, wI_o \cos(wt)/l_P, \quad (1.12)$$

При помещении в катушку стального образца S, её внутреннее поле выражается как

$$Bs=H-4pM, \quad (1.13)$$

где: M - наведённый магнитный момент образца.

При появлении образца, напряжение на приёмной катушке будет выражаться уравнением:

$$E_S = E_{So} + (S_S N_S N_P I_o\, \omega 4\pi\chi_o/l_P)\cos(wt), \quad (1.14)$$

Вычитая сигнал от пустой катушки, мы получим чистый сигнал от образца

$$E_S = Aw\chi_o, \quad (1.15)$$

Для простых геометрий образца и катушек восприимчивость можно довольно легко связать с сопротивлением стального сосуда. Значение χ_o связано с протекающими по образцу экранирующими токами. При этом из-за наличия сопротивления возникают энергетические потери, токи как бы не успевают отслеживать изменение внешнего поля и магнитный поток, создаваемый экранирующими токами, не совпадает с потоком внешнего поля не только по

величине, но и по фазе. При этом принимаемый сигнал раскладывается на две составляющие, одна из которых связана с моментом токов- χ', а другая с энергетическими потерями χ''

$$E_S=Aw(\chi' -i\chi'') = E' -iE'', \quad (1.16)$$

Для регистрации изменения составляющих переменных сигналов нашли широкое применение в машиностроении синхронные детекторы. На рисунке 16 приведена схема синхронного детектора проверки электромагнитных свойств сосуда.

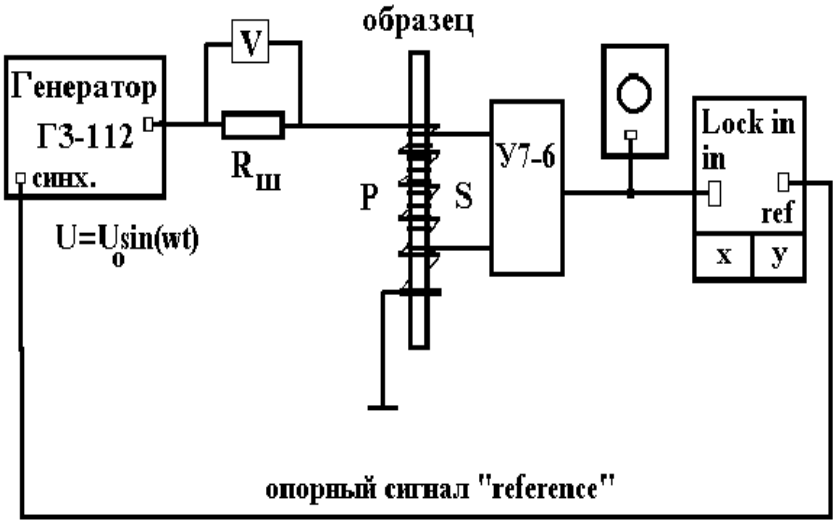


Рис. 1.16 Схема синхронного детектора проверки электромагнитных свойств сосуда.

Это устройство воспринимает сигнал как вектор в координатах (x,y), нужно только в начале измерения определить начало отсчёта нулевой фазы сигнала θ, т.е. или синхронизировать положение действительной оси прибора (задаётся подачей опорного сигнала с дополнительного выхода генератора “синхр” на вход “reference" синхронного детектора) и полезного сигнала имеющего только одну действительную составляющую. Эта операция называется "set", и выполняется путём измерения полезного сигнала от пустых катушек, когда никаких потерь нет и сигнал имеет только действительную составляющую. [100]

Электродвижущая сила измеренная в Вольтах (э.д.с. В) самоиндукции возникает в проводнике за счёт пересечения его магнитным полем созданным изменяющимся по величине током проходящим по этомуже проводнику.

$$E = IL/t, \quad (1.17)$$

где: μ_0 – абсолютная магнитная проницаемость, ω – число витков катушки, s – сечение, l – длина магнитопровода (для кольцевых катушек – длина средней силовой линии)

Величина э.д.с. самоиндукции зависит от скорости зменения магнитного потока и индуктивности. Направление э.д.с.В самоиндукции определяется по закону Ленца «э.д.с.В самоиндукции имеет всегда такое направление, при котором она припятствует изменению вызвавшего её тока»

Индуктивность – это способность катушки или проводника создавать э.д.с. самоиндукции. Если при скорости изменения тока в 1А происходит за 1 с. то создаётся э.д.с. В равная 1Гн (Генри).

Индуктивность цилиндрической катушки

$$L = \mu_0\ \omega^2 s/l, \quad (1.18)$$

где: μ_0 – абсолютная магнитная проницаемость, ω – число витков катушки, s – сечение, l – длина магнитопровода(для кольцевых катушек – длина средней силовой линии)

Способ неразрушабщего контроля основанный на принципе колличественного учёта э.д.с. может быть использован для достоверного контроля механических свойств стального проката из железоуглеродистых сплавов. [101]

1.5 Методы компьютерного моделирования температурных условий деформирования и формирования механических свойств стальных сосудов

Современные задачи по оптимизации и настройке производственного оборудования на сегодняшний день невозможно представить без использования моделирующих программ обработки металлов давлением, поскольку они позволяют существенным образом сокращать временные и материальные

ресурсы, затрачиваемые на ввод в эксплуатацию и отработку технологий производства изделий. [102-105]

Программные комплексы повышают технический уровень в разработке и проектирование, а, следовательно, увеличивают вероятность успеха в поиске методологий и решений практических задач связанных с ростом потребительских характеристик изделий и снижение количества допустимых ошибок при выборе оптимальной технологии производства и оборудования. [106,107]

Использование настроек математического моделирования позволяет проводить расчёт неконтролируемых переменных, включая температуру деформационного разогрева и охлаждения теплопередачей при винтовой прокатке с неполной прошивкой и последующей калибровки штамповкой стальных сосудов, а также усилий деформирования. Данные параметры важны при анализе устойчивости процессов деформирования, а также параметров разогрева металла его охлаждения во время закалки и получаемых механических свойств. [108-110]

Проведённые ранее лабораторные исследования и промышленные эксперименты [111,112] по отработке технологии включали в себя анализ влияния температуры полуфабрикатов на этапах нагрева, винтовой прокатки с прошивкой и штамповки вода охлаждаемым инструментом на механические свойства изделий, установленных разрушающим способом. Стоит учитывать тот факт, что проведенные эксперименты не всегда позволяют получать подробные сведения о параметрах настройки оборудования, влияющих на процессы, происходящие в объёме металла заготовок. Однако существуют методы численного моделирования процессов обработки металлов давлением, которые позволяют с высокой достоверностью изучать процессы, происходящие в объёме металла деформируемой заготовки. Причём моделирование процесса формоизменяющего деформирования, разогрева и охлаждения заготовки может быть остановлено или возвращено в любой отдельный момент, так и за всё время прохождения изделия на этапах непрерывной прокатки, прошивки и последующей калибровки штамповкой [113,114].

Для проведения моделирования влияния на механические свойства стальных сосудов после процессов горячей винтовой прокатки с непрерывной прошивкой заготовок и последующей калибровки штамповкой наиболее оптимальным

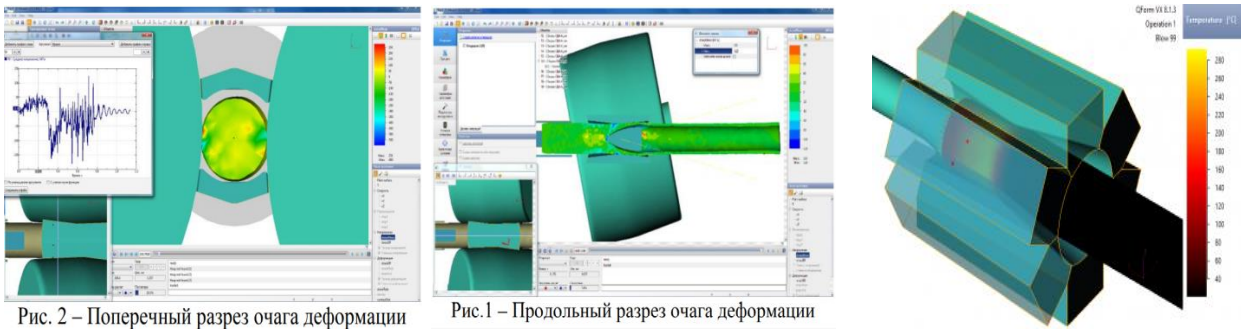
выбирать программные продукты, позволяющие проводить комплексные виртуальные исследования. Одним из наиболее успешных методов в вычислительных системах ОМД на сегодняшний день признаны программные комплексы DEFORM-3D компании «ТЕСИС» (Россия), MSC SuperForm компании «Software» (США), SolidWorks компания «Dassault Systèmes Corporation» (США) и др. Однако одним из наиболее прогрессивных вычислительных систем ОМД на сегодняшний день позволяющем совмещать в расчёте моделей: энергосиловые характеристики деформации заготовок; напряженно-деформированное, силовое и температурное состояние инструмента и изделия, а также влияние этих параметров на скорость закалки и формирование механических свойств признана программа QForm-3D компания «Квантор Форм» (Россия). К достоинству QForm-3D также можно отнести доступный и понятный интерфейс, что позволяет минимизировать затраты на изучение ПО. [115,116]

Метод конечных элементов (МКЭ) основан на принципе аппроксимации непрерывных функций представленных в интерпретации показателей температуры нагрева и охлаждения, прилагаемой нагрузки и деформации, перемещения и т.д в качестве дискретной модели, выполненной из многоэлементных кусочно-непрерывных функций, определённых на конечном пространственном числе подобластей, называемых конечными элементами. [117] Исследуемая геометрическая область в объёме изделия разбивается на элементы (ячейки) таким образом, чтобы в каждом из них неизвестная функция аппроксимировалась пробной функцией, представленной в виде полинома. Причём параметры пробных функций должны соответствовать граничным условиям непрерывности, совпадающими с граничными условиями поставленной задачи. [118-120]

Применение МКЭ в процессах проведения исследований в науке ОМД принесло большие перемены в разработку методологии и проведении экспериментов, которые ранее основывались на принципе положительного опыта, а также проб и ошибок. Например, МКЭ позволяет легко и достаточно точно прогнозировать в каждой материальной точки формоизменение геометрических размеров, температуру, скорость охлаждения, механические свойства и распределение фазовых составляющих в объёме металла от полуфабриката до

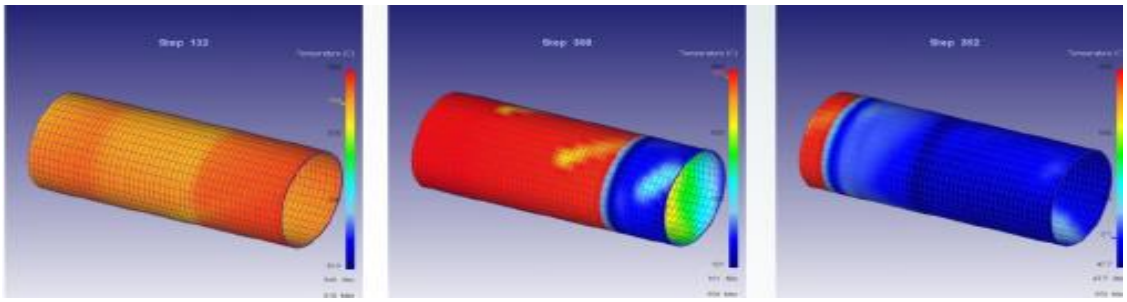
законченного изделия на выходе ППЛ. Также моделирование процессов горячей винтовой прокатки с неполной прошивкой и последующей калибровки штамповкой может быть основано на механизме распределения сплошных сред, переноса элементов модели при сдвиге отдельной частицы и металлургических явлений таких как рост зерна и рекристаллизация в привязке к скорости деформирования. [121]

В работе [122] авторы произвели моделирование процесса винтовой прокатки с неполной прошивкой и штамповки стальных круглых сосудов с дном из конструкционной стали 50. Были проанализированы параметры напряженно-деформированного состояния в очаге деформационного нагрева, охлаждения и формирования фаз и механических свойств изделий. Была сопоставлена достоверность картины фактического распределения эквивалентных параметров температурно-деформационных показателей и свойств металла рисунки 17 … 19 при сравнении результатов проведённого виртуального эксперимента при математическом и компьютерном моделировании.



а) *б)* *в)*

Рис.1.17 Картина распределения эквивалентных показателей деформации изделий на этапах обработки на ППЛ: а) – винтовая прокатка, б) – прошивка, в) – калибровка штамповкой;



г) д) е)

Рис.1.18 Картина распределения эквивалентных показателей температуры на этапах обработки на ППЛ: г) – исходного прутка-заготовкии, д) – чернового

сосуда после прокатки и неполной прошивки, е) – чистовой сосуд после калибровки штамповкой.

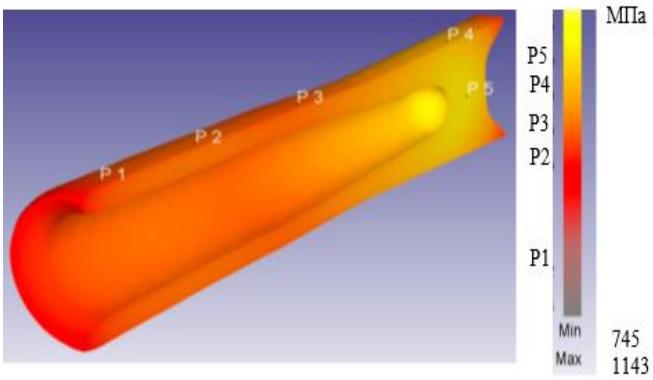


Рис.1.19 Картина распределения эквивалентных показателей прочностных свойств по длине чистового стального сосуда на выходе ППЛ

С использованием вычислительной среды QForm-3D было проведено компьютерное моделирование процессов передела нагретых прутков-заготовок с помощью винтовой прокатки с неполной прошивкой в сосуды, которые непрерывно калибровались штамповкой и охлаждались на воздухе формируя при этом неравномерность распределения качественных характеристик. Авторы установили, что в результате моделирования стальной сосуд на этапах горячей прокатки и штамповки неравномерно нагревался и остывал, в следствии чего приобретал неравномерные механические свойства по длине. Проведённые опытно-промышленные и виртуальные эксперименты хорошо коррелировались между собой, что позволяет сделать вывод о высокой достоверности исследований. [123]

Анализ имитационного моделирования позволил установить, что программный комплекс QForm-3D является незаменимым инструментов в оценке влияния параметров терма-деформационной обработки и в реальном времени виртуально проводить корректировку технологических параметров настройки (нагрева, винтовой прокатки с неполной прошивкой и последующей калибровки штамповкой) оказывающих влияние на показатели свойств круглы стальных изделий на выходе ППЛ.

Выводы по главе 1 и задачи исследования

1. Проведён анализ требования к показателям качества сосудов из углеродистых конструкционных сталей. Показаны требования стандартов к геометрическим размерам и механическим свойствам сосудов для технических газов и для полуфабрикатов специального назначения на выходе ППЛ.

2. Рассмотрены наиболее распространённые технологии и оборудование для горячего производства стальных углеродистых сосудов. Установлено, что нагрев исходного материала влияет на стойкость штампового инструмента, что приводит к потере устойчивости и как следствие к снижению точности геометрических размеров поковок. Изученный способ винтовой прокатки позволяет обеспечивать высокую производительность и стойкость инструмента, однако не позволяет сохранять высокую точность размеров и равномерное распределение температуры по длине стального проката с дном. Показано, что использование комбинированных методов горячего производства винтовой прокаткой и последующей штамповкой полуфабрикатов позволяет обеспечивать высокую производительность и точность геометрических размеров заготовок. По этому рациональным в выборе технологии и оборудования производства сосудов использование прокатно-прессовых линий.

3. Проведён анализ существующих недостатков горячего производства прокаткой с неполной прошивкой и штамповкой стальных сосудов. Установлено, что неравномерность температуры полуфабрикатов связана с условиями дополнительного деформационного нагрева и охлаждения от обрабатывающего инструмента. Показано, что неравномерность формирования структуры и механических свойств может быть использована для последующих технологических операций обжатия верхней и качественной механической обточки донной части сосуда. Поэтому необходимо установить технологичность процесса производства полуфабрикатов на ППЛ с неравномерно сформированными механическими свойствами.

4. Проведён анализ методов управления механическими свойствами стальных сосудов при горячей прокатки и штамповки. Установлено, что температура нагрева

и степень деформации влияют на условия рекристаллизации металла и как следствие на формирование структуры проката. Поэтому для создания технологии и оборудования управления механическими свойствами стальных сосудов необходимо найти режимы, обеспечивающие стабилизацию температуры полуфабрикатов перед закалкой.

5. Исследовано влияние скорости закалки при использовании полимерных водных растворов, масла и воды. Установлено, что закалочные среды с различным теплопоглощением оказывают влияние на формирование структуры и механических свойств стальных полуфабрикатов. С целью расширения диапазона прочностных и пластических свойств сосудов необходимо исследовать влияние условий закалки на скорость охлаждения деформированных полуфабрикатов на выходе прокатно-прессовой линии.

6. Установлено, что формирование слоя обезуглероживания на поверхности проката состоящий из мягкого феррита влияет на распределение свойств по сечению проката. Оптимизация режимов нагрева и деформирования заготовок позволит снизить влияние поверхностного феррита на распределение твёрдости по сечению изделий.

7. Исследованы стандарты и методики контроля механических свойств и структуры проката. Установлено, что показатели прочности, твёрдости и пластичности металла коррелируются между собой. Необходимо установить связи неравномерно распределённых показателей прочности и пластичности для сосудов из стали 50 на выходе ППЛ.

8. Опыт применения программного комплекса QForm-3D показал достоверность и сопоставимость при сравнении результатов компьютерного моделирования с лабораторными экспериментами. Программное обеспечение позволяет оценить особенности распределения неконтролируемых переменных, в том числе, деформационного нагрева и охлаждения стальных сосудов. Поэтому компьютерное моделирование процесса прокатки и штамповки стальных полуфабрикатов с дном позволит изучать неконтролируемые переменные по длине сосудов.

На основании выводов и анализа работ по способам и режимам горячей винтовой прокатки и штамповки с последующей закалкой, а также контроля качества свойств стальных сосудов позволяет сформулировать актуальные задачи диссертационной работы:

1. Анализ современных технологических схем производства круглых стальных сосудов с дном;
2. Исследовать, методами компьютерного моделирования и опытно-промышленного эксперимента, влияние на формирование неоднородности структуры и механических свойств по длине закалённых сосудов из стали 50 изготовленных на ППЛ;
3. Разработать рациональные температурно-деформационные режимы, обеспечивающие заданные механические свойства по высоте и сечению сосудов из стали 50, а именно твёрдость - 200 и 300 НВ, МПа; $\sigma_{0,2}$ - 500 и 700 МПа, $\sigma_в$ - 700 и 1000 МПа, δ - 13 и 18% и ψ - 22 и 35% с отклонением не более 5%;
4. Разработка новых технических устройств и их интеграция в технологическую линию горячей винтовой прокатки и штамповки, для реализации режимов выравнивания температуры по длине сосудов перед закалкой;
5. Исследовать влияние индукционного нагрева и выдержки на равномерность распределения температуры во время деформирования стального проката;
6. Исследовать влияние температуры и времени нагрева на формирование обезуглероженного слоя и его влияние на распределение твёрдости сосудов из стали 50 после горячей прокатки и штамповки на ППЛ;
7. Разработать методы управления свойствами горячедеформированных сосудов путем варьирования охлаждающих сред при закалке нагретых полуфабрикатов, поступающих с ППЛ;
8. Усовершенствовать методику и средства неразрушающего контроля свойств после завершающей термообработки изделий на ППЛ;
9. Внедрить рациональные технологические режимы, методы управления и технические устройства, обеспечивающие заданные свойства сосудам, поступившим с прокатно-прессовой линии БФ АО «НПО «Прибор».

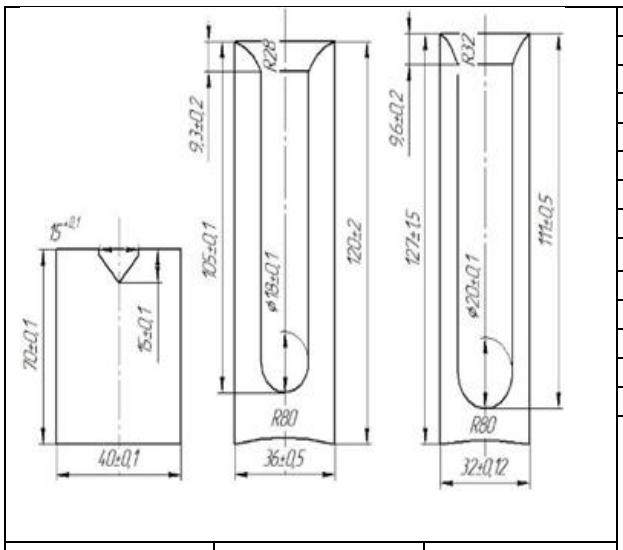
Глава 2 Исследование условий формирования температуры, механических свойств и микроструктуры у сосудов из стали 50 при обработке на прокатно-прессовой линии методами компьютерного моделирования и промышленного эксперимента.

2.1 Компьютерное моделирование термо-деформационных показателей при винтовой прокатке с неполной прошивкой и последующей штамповки стальных сосудов.

В качестве параметров моделирования процесса винтовой прокатки с неполной прошивкой и последующей калибровки штамповкой стальных сосудов были выбраны настройки ППЛ машиностроительного предприятия АО «НПО «Прибор». [124,125] Технология заключала индукционный нагрев и выравнивающую выдержку при температуре 1160 ^{0}С, винтовую прокатку с неполной прошивкой со скоростью 5 м/с на трехвалковом винтовом стане 30-80 и последующую штамповку со скоростью 40 мм/с за 7.3 сек на винтовом прессе усилием 500кН. .

С использованием программного продукта QForm-3D проведён расчёт неравномерности распределения температуры по длине полуфабрикатов на технологических этапах производства на прокатно-прессовой линии.

На рисунке 1 приведён эскиз технологических переходов производства сосудов на ППЛ и расчётные настройки моделирования



Параметр	Значение
Материал заготовки / масса, кг	СТ 50/0,47
Температура нагрева заготовки, °С	1160
Материал валков / Температура валков, °С	5ХНМ / 40
Частота вращения валков, мин$^{-1}$	60
Угол подачи β,° / Угол раскатки γ,°	12/5
Материал оправки/Температура оправки, °С	4Х5МФС/ 70…450
Выдвижение оправки за пережим валков, мм	15
Обжатие заготовки в пережиме $\varepsilon_{П}$, %	12,7
Скорость прокатки м/с	5
Материал пуансона и матрицы	4Х5МФС
Температура матрицы, °С	120
Температура пуансона, °С	100
Скорость штамповки мм/с	40
Показатель трения при прокатке:	
между заготовкой и валками	2
между заготовкой и оправкой	0,7
Показатель трения при калибровке:	
между черновым сосудом и кольцом штампа	1,5
между черновым сосудом и пуансоном	0,7

а б

Рис. 2.1 Эскиз технологических переходов производства сосудов - а: 1 –пруток-заготовка из стали 50, 2 – черновой сосуд после прокатки и прошивки, 3 – калиброванный чистовой сосуд; б - расчетные настройки моделирования.

Определены основные деформационные показатели при обработке сосуда на ППЛ по формулам:

Относительная деформация дна сосуда:

$$\varepsilon_{1д} = ((F_0 - F_{1д})/F_0) \cdot 100\%, \quad (2.1)$$

где $F_0 = \pi/4 \cdot D_0^2$ – площадь поперечного сечения симметричной круглой заготовки; $F_{1д} = \pi/4 \cdot D_1^2$ – площадь поперечного сечения дна после прокатки; D_0 и D_1 – диаметр заготовки и дна равный диаметру верхней части сосуда после прокатки, соответственно.

Относительная деформация верхней части сосуда:

$$\varepsilon_{1в} = ((F_0 - F_{1в})/F_0) \cdot 100\%, \quad (2.2)$$

где $F_{1в} = \pi/4 \cdot (D_1^2 - d_1^2)$ – площадь поперечного сечения верхней полой части сосуда после прокатки; d_1 – внутренний диаметр сосуда после прокатки.

Коэффициент вытяжки после прокатки:

$$\mu_1 = L_1/L_0, \quad (2.3)$$

где L_1 и L_0 – длина заготовки и сосуда после винтовой прокатки соответственно.

Аналогичные по структуре уравнения использовали для вычисления показателей деформации при штамповке чистового сосуда на прессе: относительное обжатие дна $\varepsilon_{2д}$ и верхней части $\varepsilon_{2в}$ сосуда, а также коэффициент вытяжки μ_2 при штамповке.

Коэффициент суммарной вытяжки сосуда на выходе прокатно-прессовой линии:

$$\mu_\Sigma = \mu_1 + \mu_2. \quad (2.4)$$

После прокатки с образованием полости чернового сосуда неравномерность относительной деформация дна $\varepsilon_{1д}$ около 26,5%, верхней части $\varepsilon_{1в}$ – около 45%. Средний коэффициент вытяжки после прокатки (μ_1) составил 1,71. После горячей штамповки деформация чистового стального сосуда была также неравномерной: у дна $\varepsilon_{2д}$ – около 21%, а в верхней части $\varepsilon_{2в}$ – около 36%. Средняя вытяжка металла после прессования (μ_2) составила 1,06. После прокатки и штамповки средняя суммарная вытяжка (μ_Σ) составила 1,85.

На рисунке 2 приведены результаты компьютерного моделирования в программном комплексе QForm-3D неравномерности распределения температуры полуфабрикатов и сосудов при обработке на ППЛ

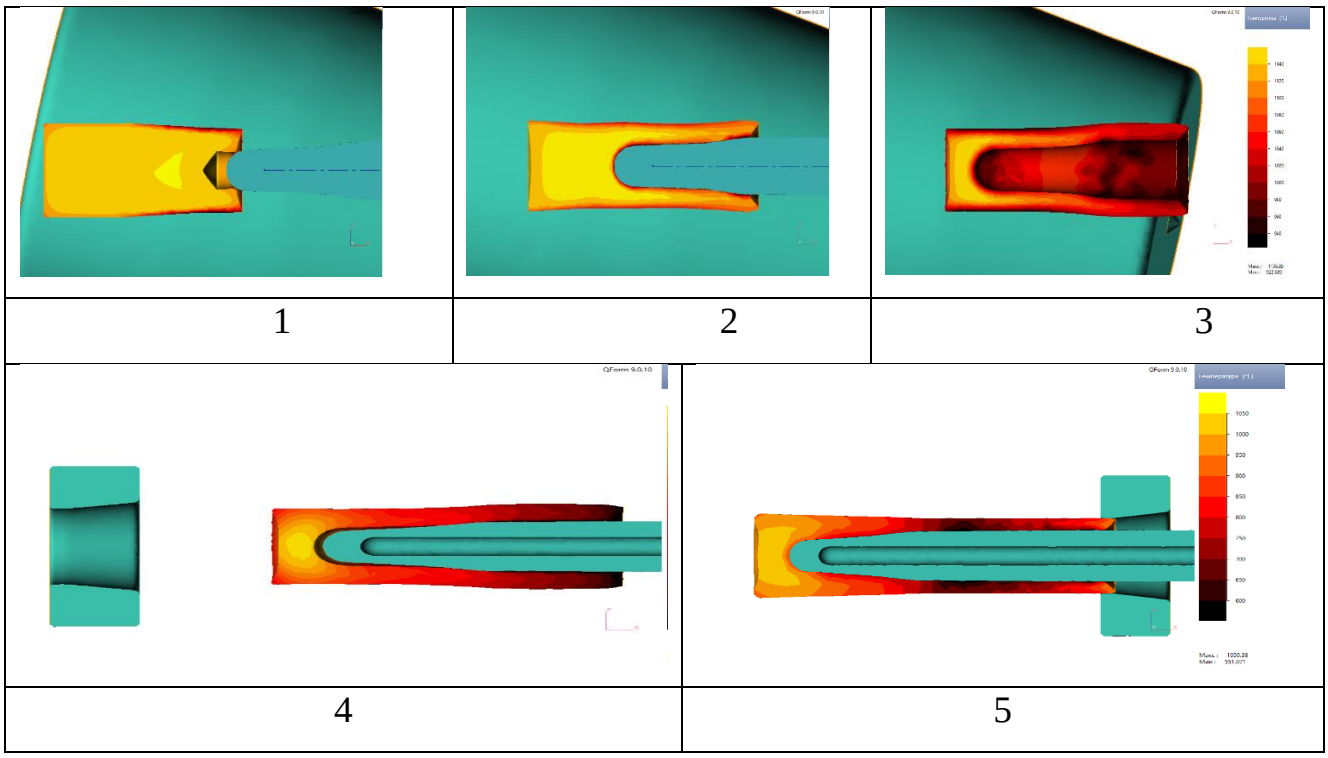


Рис. 2.2 Результаты компьютерного моделирования в программном комплексе QForm-3D неравномерности распределения температуры полуфабрикатов и сосудов при обработке на ППЛ : 1 – исходный пруток-заготовка в начале прокатки, 2 – начало прошивки, 3 – черновой сосуд на выходе прокатного стана, 4 – прокатанный сосуд после выравнивания температуры во время транспортировки подготовленный к калибровке, 5 – калиброванный чистовой сосуд.

Проведенное моделирование с использованием програмного продукта QForm – 3D показало, что неконтролируемые параметры деформационного нагрева и охлаждения теплопередачей влияют на распределение температуры по длине проката из стали 50 на выходе ППЛ [126].

Сравнение неравномерности разогрева полуфабрикатов проведено методом маркера по шкале температурного градиента в донной, средней и верхней частях полуфабриката.

Равномерно нагретый до 1160 ^{0}C пруток-заготовка, поступал в область деформации валков прокатного стана рис 2 – 1 где происходило изменение его

поперечного сечения с 40 до 33 мм. При этом происходил разогрев его центральной части на 10 - 15 ^{0}С от исходной температуры. Однако наружная поверхность заготовки в области контакта с валками постоянной температурой 40 ^{0}С охлаждалась до 1080 - 1100 ^{0}С.

Прошивка прутка за 3,5 с. рис 2 – 2 начала менять поперечное сечение деформированного полуфабриката с 33 до 36 мм формируя при этом стенку толщиной 9 мм. Баланс температуры нарушался, при перемещении более нагретых областей чернового сосуда к его донной части. Вместе с тем происходил деформационный нагрев, но в тоже время и охлаждение стенок сосуда. Причина, по-видимому, связана, с массой и как следствие с низкой тепловой ёмкостью стенок неспособную компенсировать высокую теплопередачу нагревом деформацией от охлаждённого инструмента во время прокатки и неполной прошивки.

Это подтверждается моделью чернового сосуда на выходе прокатного стана рис. 2 – 3. Неравномерность нагрева от донной около 1100 ^{0}С к верхней около 980 ^{0}С части составляет 120 ^{0}С. Условия имитирующие транспортировку (выдержку) за 5,5 сек. и подготовку к калиброванию рис 2 – 4 мало влияют на внутреннее самовыравнивание температуры чернового сосуда.

Калибровка штамповкой охлаждаемым инструментом рис 2 – 5 увеличивает неравномерность температуры по длине чистового сосуда до 230 ^{0}С. В его донной части нагрев максимальный около 970 ^{0}С, а при смещении к центральной части снижается до 740 ^{0}С и далее меняется мало.

Прогнозируемая с помощью компьютерного моделирования неравномерность температуры позволила обоснованно рассматривать закалку в масле как упрочняющую обработку для сосудов из стали 50. При этом было учтено, что модель неравномерно нагретого по длине полуфабриката в соответствии с диаграммой железо-углерод имела характерные отличия фазового состава: в донной области, нагретой до 970 ^{0}С состояла из аустенита, а в центральной и верхней частях температура нагрева составляла около 740 ^{0}С , что приводило к образованию избыточной мягкой фазы феррита в аустените.

Проведено моделирование, устанавливающее связи неравномерности начальной температуры по длине полуфабрикатов со скоростью закалки в

индустриальном масле. За параметры неравномерности нагрева и геометрические размеры была принята приведённая выше модель сосуда из стали 50 на выходе прокатно-прессовой линии. Ускоренное охлаждение имитировало формирование фаз закалки и механических свойств заготовок.

На рисунке 3 переведён результат моделирование скорости закалки неравномерно-нагретых по длине частей сосудов из стали 50 на выходе ППЛ.

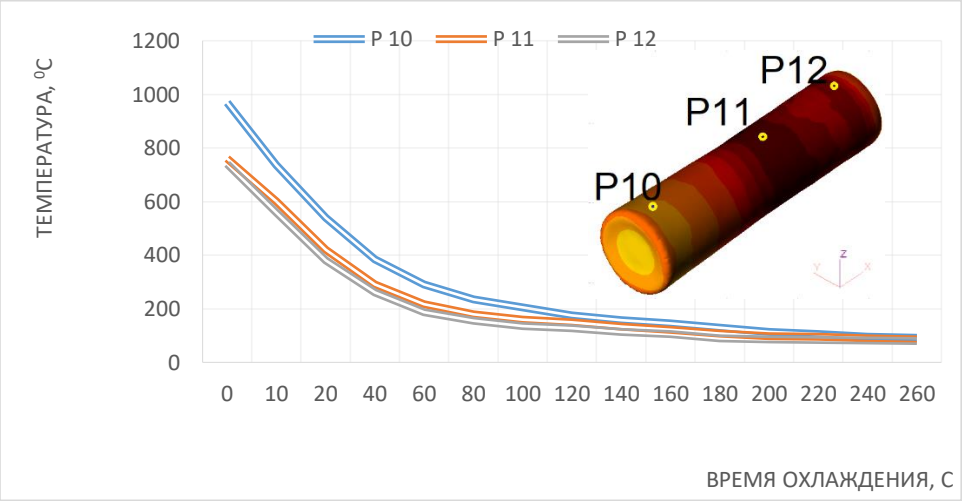
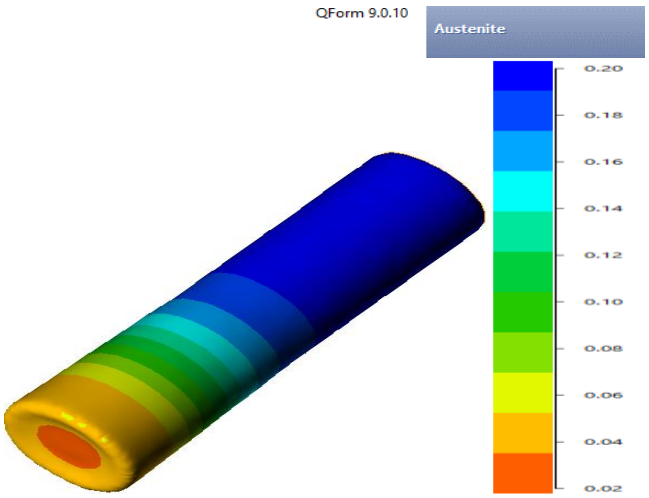


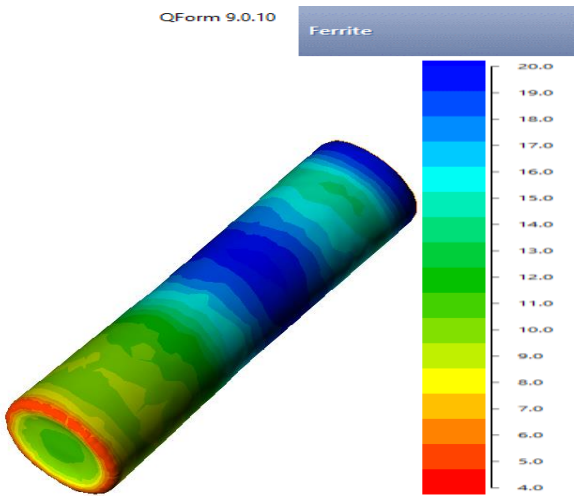
Рис. 2.3 Результат моделирования скорости закалки в воду неравномерно-нагретых по длине частей сосудов из стали 50 на выходе ППЛ: Р – 10 донная, Р – 11 середина, Р – 12 верхняя кромка.

Неравномерность распределения скорости закалки в масло приведённая на рисунке 3 до температуры завершения фазовых перестроений 560 ^{0}С по-видимому связана с начальной разницей температуры и массы сосуда. В донной более массивной части точка Р10 критическая скорость охлаждения составляет 30,5 ^{0}С/сек, что выше чем в средней и верхней точках Р11 и Р12 около 25.8 – 27.2 ^{0}С/с сосуда. Разница в скорости закалки влияет на неравномерность фазовых превращений и распределение механических свойств по длине сосудов.

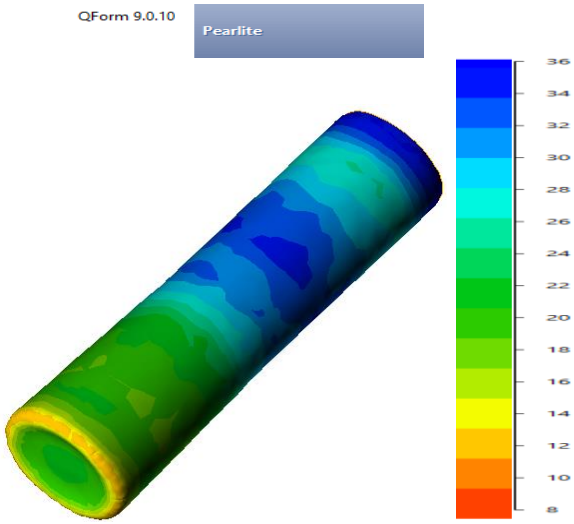
Исследована с помощью программного продукта QForm-3D, неоднородность распределения фазового состава по длине охлаждённого в масле стального проката. На рисунке 4 приведена неравномерность фазовых распределений концентраций по длине закалённых сосудов из стали 50 на выходе ППЛ.



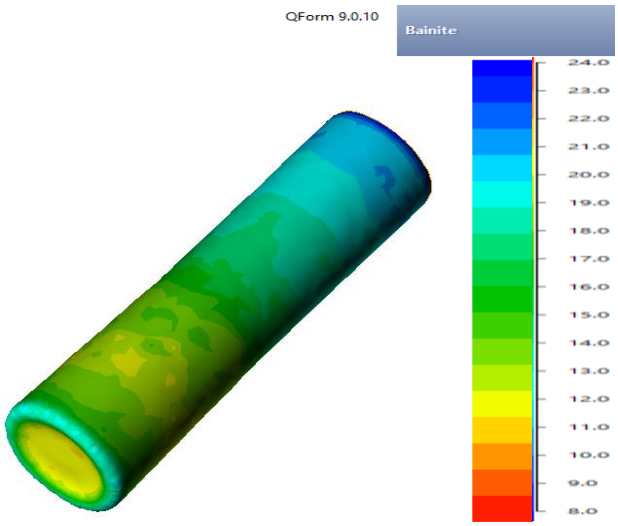
а)



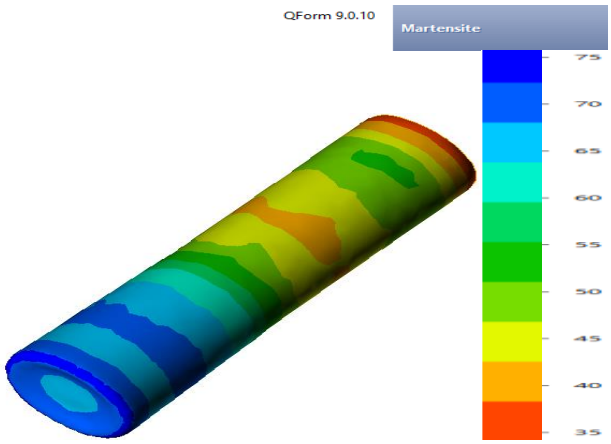
б)



в)



г)



д)

Рис 2.4 Неравномерность концентраций фазовых распределений по длине закалённых сосудов из стали 50 на выходе ППЛ: а – не превращённый до конца остаточный аустенит, б – феррит, в – перлит, г – бейнит, д – мартенсит.

Приведённые на рисунке 4 результаты моделирования указывают на неоднородность распределения фазового состава по длине сосуда из стали 50 прошедшего прокатку с калибровкой и последующую закалку в масле с неравномерной скоростью охлаждения.

На рисунке 4 – А показана растущая неравномерность мягкого аустенита остаточного от донной 0,02% к средней к верхней части 0,2% сосуда говорит о практически полных фазовых превращениях при закалке. Концентрация аустенита остаточного к общему объёму незначительна, поэтому она не может оказывать существенного влияния на механические свойства в частях сосуда по его длине.

На рисунке 4 – Б показано объёмное распределение мягкого феррита, характеризующего пластические свойства металла полуфабриката. У донной кромки его концентрация минимальная около 6% переходящая до максимальных значений около в середине 20% и далее заметен небольшое его снижение до 14 - 17% ближе к верхней кромке сосуда. Данный факт указывает на высокую вероятность неравномерности распределения по длине проката пластичности величины обратной прочности.

Неравномерность распределения фаз закалки: перлита, бейнита и мартенсита соответственно подтверждает, что прочность и твёрдость металла по длине сосудов будет тоже неравномерной.

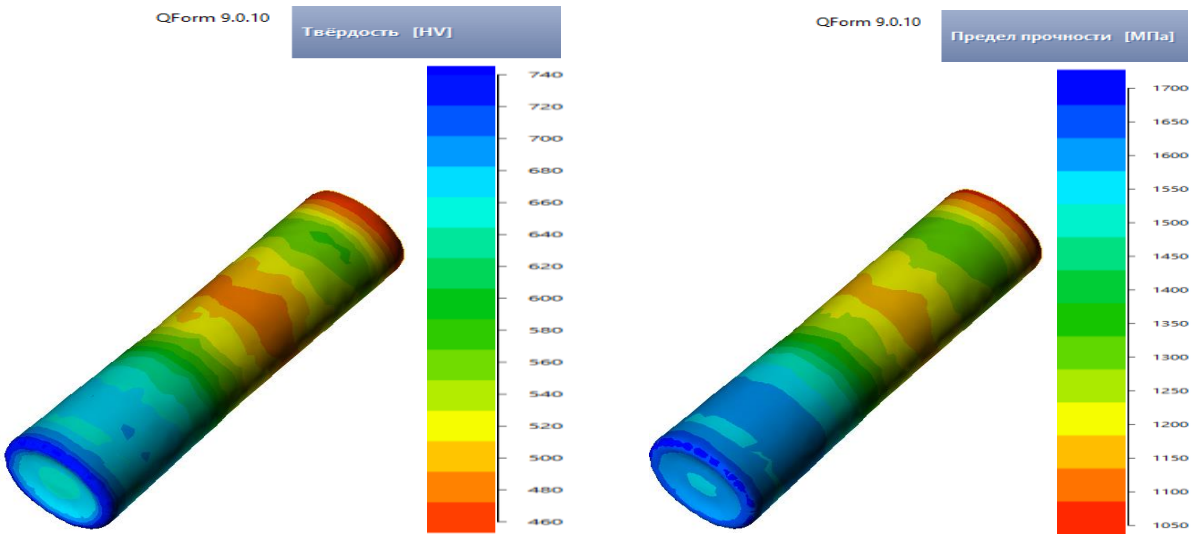
Количественное содержание перлита рис 4 – в неравномерно. В донной части концентрация максимальна около 26% и при смещении к верхней части плавно снижается до 10 - 12%. Распределение более прочной и твёрдой фазы бейнита рис 4 – г более равномерное около 15-18% за исключением верхней кромки где его концентрация возрастает до 24%.

Распределение наиболее прочной и твёрдой фазы мартенсита рис 4 – г неравномерное. В донной области его концентрация максимальная около 55 – 75%, а при смещении к средней и верхней кромке происходит его плавное снижение до 45%. Данный факт, по-видимому, связан с установленной на рисунке

3 разницей в скорости охлаждения при закалке в масле неравномерно нагретого по длине полуфабриката.

Таким образом неравномерное распределение фазовых составляющих закалки позволяет обосновано предполагать разницу формирования механических свойств по длине сосуда из стали 50.

Проведено моделирование по правилу смесей неравномерности распределения твёрдости и предела прочности по длине калиброванного стального проката в зависимости от характерного интервала начальной температуры и скорости закалки. На рисунке 5 приведены результаты моделирования неравномерности показателей распределения механических свойств по длине стального сосуда.

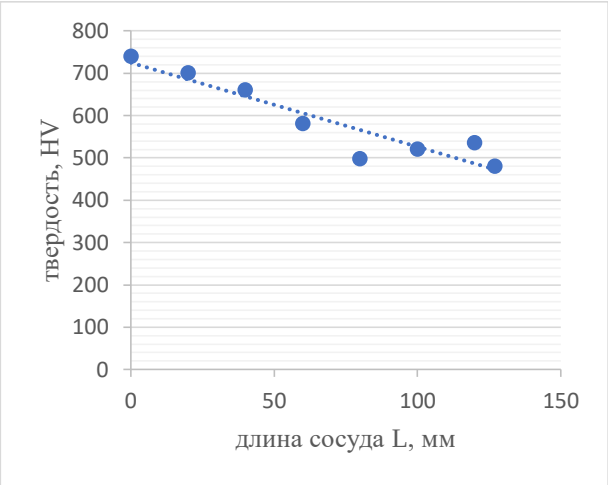


А) Б)

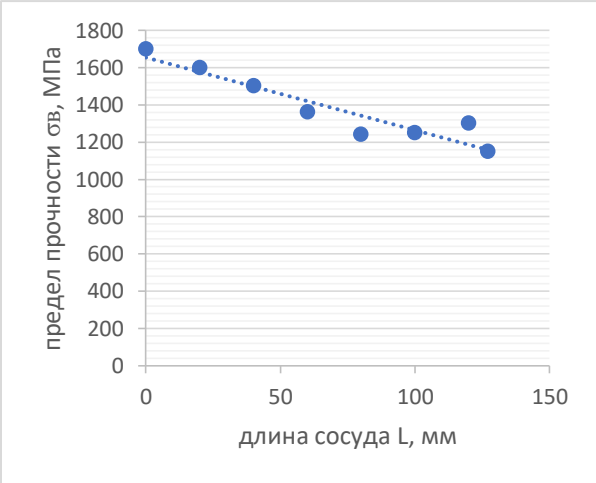
Рис. 2.5 Результаты моделирования неравномерности показателей распределения механических свойств по длине стального сосуда: А – твёрдости по HV, Б - предела прочности, МПа

Моделирование механических свойств показало, что в донной части преобладают повышенные значения твёрдости около 740 HV и предела прочности около 1700 МПа, а при смещении к центральной и верхней части эти показатели снижаются до 540 HV и 1400 МПа и 460HV и 1050МПа соответственно.

С использованием программы Excel удалось установить закономерности неравномерности распределения показателей твёрдости и прочности по длине моделей, при этом за начало отсчёта принята донная часть 127 мм стального проката. На рисунке 6 приведено направление изменений показателей механических свойств сосуда.



А)



Б)

Рис. 2.6 Направление изменений показателей механических свойств сосуда: А – твёрдости, Б - прочности.

Результаты проведённых исследований [127,128] позволили построить линейные уравнения, позволяющие прогнозировать распределение твёрдость и прочность по длине сосудов из стали 50 на выходе прокатно-прессовой линии.

$$HV = 724{,}95 - 1.9865L \text{ при } R^2 = 0{,}88 \quad (2.5)$$

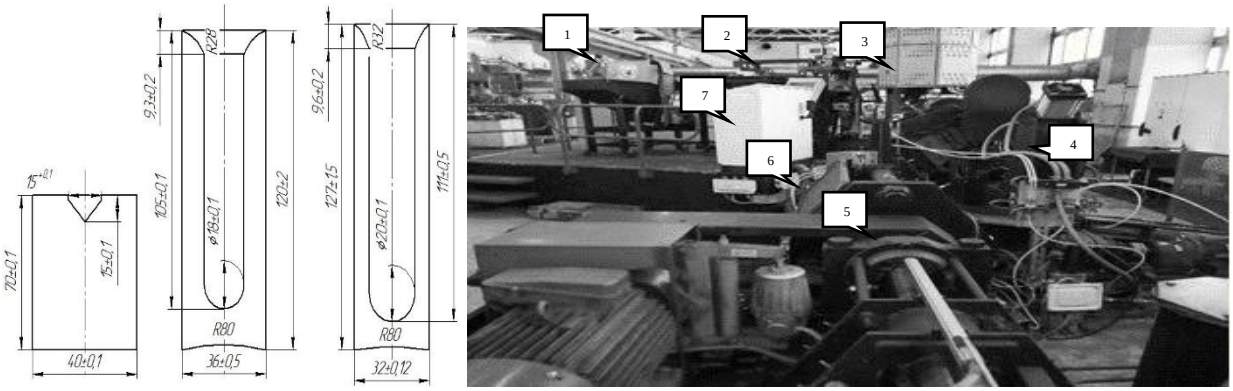
$$\sigma_в\ 1654{,}8 - 3{,}906L = \text{ при } R^2 = 0{,}89 \quad (2.6)$$

Где: HV – твёрдость по Виккерсу, L – длина сосуда, σв – предел прочности, МПа

Полученные линейные зависимости позволяют установить с достоверностью R^2 не менее 88% тенденции неравномерности распределения механических свойств по длине сосудов на выходе ППЛ.

2.2 Экспериментальное исследование влияния температурно-деформационных показателей винтовой прокатки и штамповки на распределение механических свойств и структуры стальных сосудов.

Экспериментальные исследования проведены при производстве стальных сосудов на ППЛ машиностроительного предприятия БФ АО «НПО «Прибор». Последовательность технологических операций: прутки-заготовки длиною 70 мм и диаметром 42 мм, из стали 50 нагревались в индукционной печи ЭЛСИТ частотой 20 кГц до температуры 1160 ^{0}С в течении 12 сек., а затем в печи электросопротивления выдерживались в течении 20 мин. Нагретые заготовки прокатывали на трехвалковом стане винтовой прокатки 30-80 со скоростью 1,2 м/с и получали черновой сосуд диаметрами наружным 36 мм и внутренним 18 мм, длиною общей 120 мм, с глубиной полости 105 мм. Далее черновой сосуд калибровался штамповкой на горизонтальном винтовом прессе усилием 500 кН со скоростью 0,05 м/с. На выходе ППЛ чистовые сосуды закаливались в баке с индустриальным маслом И20. На рисунке 2 приведены размеры прутка-заготовки, черновой и чистовой сосуд из стали 50 и оборудование ППЛ.



1 2 3 4

Рис. 2.1 Прокатно-прессовая линия, размеры заготовок и деформированных сосудов: 1 - пруток-заготовка, 2 - черновой сосуд после винтовой прокатки с неполной прошивкой, 3 - чистовой сосуд после калибровки штамповкой; 4 - прокатно-прессовая линия: 1 – устройство загрузки, 2 – индукционная печь, 3 – печь сопротивления, 4 – прокатный стан, 5 – винтовой пресс, 6 – закалочное устройство, 7 – пост управления.

Определены основные деформационные показатели при обработке сосуда на ППЛ. При винтовой прокатке с образованием полости чернового сосуда сформировала неравномерность деформации по длине проката. Относительная деформация дна $\varepsilon_{1д}$ составила около 26,5%, а верхней части $\varepsilon_{1в}$ – около 45%. Средний коэффициент вытяжки после прокатки (μ_1) составил 1,71. После горячей штамповки деформация чистового стального сосуда была также неравномерной: у дна $\varepsilon_{2д}$ – около 21%, а в верхней части $\varepsilon_{2в}$ – около 36%. Средняя вытяжка металла после штамповки (μ_2) составила 1,06. После прокатки и штамповки средняя суммарная вытяжка (μ_Σ) составила 1,85 при неравномерном распределении деформации по длине сосуда. Неравномерные условия деформирования и теплообмена влияют на формирование температуры и свойства по длине сосудов.

2.2.1 Исследование режимов нагрева и выравнивания температуры прутков-заготовок

Исследовано влияние неравномерного нагрева на микроструктуру и механические свойства сосудов из стали 50 проводили на ППЛ предприятия БФ АО «НПО «Прибор». В качестве исходного материала использовались горячекатаные мерные прутки из стали 50 ГОСТ1050 - 88, диаметром 42 мм, длинною 70 мм, с зацентровкой диаметром и глубиной 15 мм поставленные Надеждинским металлургическим заводом плавка №7877, партия 061721363. Базовые механические свойства в сертификате поставки имели значения: $\sigma_{0,2}$ – 549 МПа, $\sigma_в$ – 720 МПа, δ – 14%.

Определён химических состав и исследована структура металла исходных заготовок с помощью спектрального анализатора Искоролайн 100 (Россия) оптического микроскопа «CarlZelss» (Германия). В таблице 1 приведены требования стандарта и фактического химического состава заготовок из стали 50.

Таблица 2.1. Результаты проверки химического состава заготовок из стали 50.

Химический состав,%	C	Si	Mn	Ni	Cr	P	S	Fe
Требования ГОСТ 1050-88	0,4-0,55	0,17-0,37	0,5–0,8	до 0,3	до 0,25	до 0,03	до 0,04	остальное
Фактический	0,52	0,22	0,76	0,24	0,1	0,03	0,03	

Исходный химический состав является однородным и соответствует требованиям ГОСТ 1050-88 и предположительно не будет оказывать влияния на пластичность нагретого металла заготовок при деформировании на ППЛ, а также на формирование механических свойств и структуру проката.

На рисунке 8 представлена микроструктура заготовок стали 50 в исходном состоянии поставки.

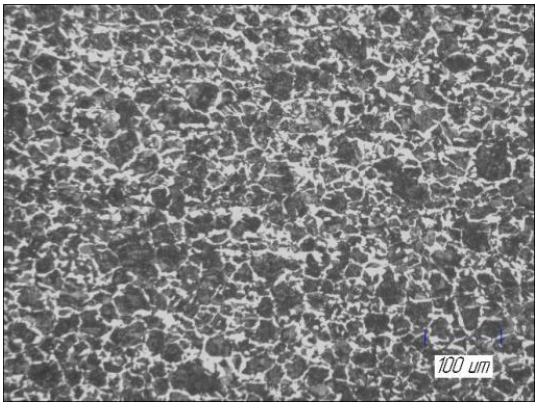


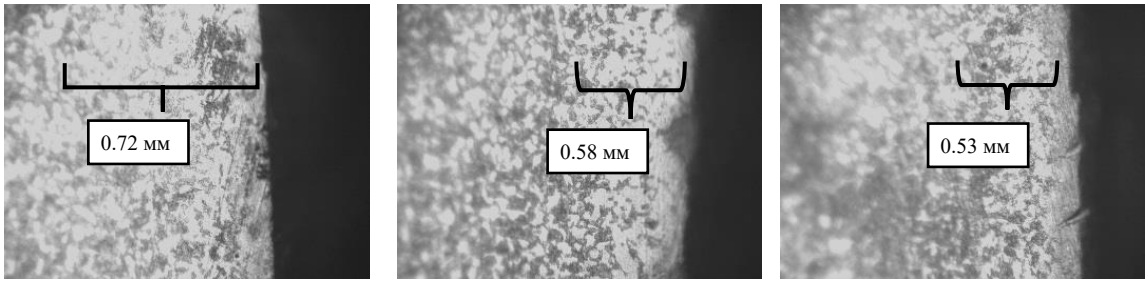
Рис. 2.8 Микроструктуры прутков заготовок из стали 50 в исходном состоянии поставки, увеличение х 100.

Анализ микроструктуры прутков заготовок, из стали 50 позволил установить, что: в структуре, ферритно-перлитная смесь, соответствующая отожжённому состоянию, размер зерна переходный 7-8 балл, что не вызовет чрезмерного роста зерна при нагреве. Перлитные зёрна имеют благоприятные для деформирования форму в виде сферы и достаточно равномерно распределены во всём объёме исследованного поля.

Исследована существующая на БФ АО «НПО «Прибор» технология индукционного нагрева и выдержки в печи сопративления в цикле производства сосудов из стали 50 на ППЛ. Установлено, что индукционный нагрев частототою 20 кГц за 12 сек не позволяет равномерно прогреть прутки-заготовки длинною 70

мм и диаметром 42 мм до температуры обеспечивающей стабильость прокатки и штамповки сосудов. По этому проводился дополнительный выравнивающий нагрев заготовок до температуры 1160 С в печи сопративления Снол карусельного типа в течении 20 мин без использования защитной среды. Исследовано влияние температуры нагрева на формирование слоя обезуглероживания на поверхности прутков-заготовок и его влияние на распределение твёрдости по сечению сосудов из стали 50 на выходе ППЛ

На рисунке 9 приведен обезуглероженный слой на наружной поверхности заготовок и полуфабрикатов



а б в

Рис. 2.9 Структуры от наружной поверхности: а – прутка заготовки, б – чернового сосуда, в – чистового сосуда. Увеличение х100

Исходя из микроструктур приведённых на рисунке 9 следует, что в процессе нагрева на поверхности исходных прутков-заготовок формируется сплошной слой обезуглероживания толщиной 0,72 мм, которорый после винтовой прокатки и последующей штамповки сохраняется. Однако из-за изменения длинны полуфабрикатов слой феррита утоншается и смешивается с основным металлом чернового и чистового сосуда до значений 0.58 мм и 0,53 мм соответственно. Пропорция смешивание феррита слоя обезуглероживания и основы материалла сосуда составляет: чернового 4 к 1 и чистового 5 к 1 соответственно.

Слой мягкого феррита на поверхности влияет на неравномерность распределения механических свойств по сечению закалённого в масле сосуда из стали 50 на выходе прокатно-прессовой линии.

Проведено исследование методом Бринелля неравномерности распределения твёрдости по сечению закалённого чистового сосуда шагом 0.1 мм (от наружной поверхности) закалённым шаром диаметром 1 мм нагрузкой 100 кгс. Для этого послойно механически снимали слои металла с наружной поверхности изделия. На рисунке 10 приведены измерения твёрдости по сечению стального сосуда

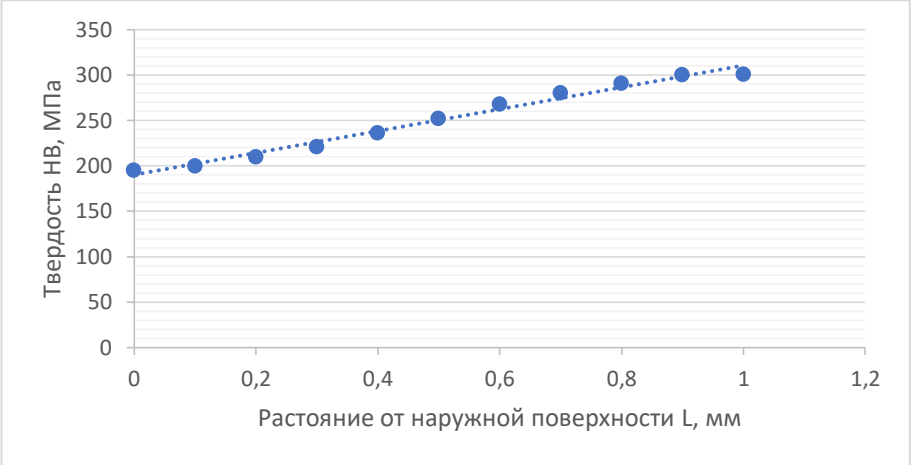


Рис. 2.10 Результаты измерения твёрдости по сечению стального сосуда.

Установлено, что в процессе индукционного нагрева до температуры 1160 ^{0}C и выдержки в течении 20 мин, а также при последующей прокатки и штамповки на поверхности чистовых сосудов формируется сплошной слой обезуглероживания толщиной 0.53 мм который по мере убывания влияет на твёрдость на поверхности сосудов в границах 185… 308НВ на растоянии около 0.9 мм

Проведенные в работах [129-131] измерения твёрдости позволили построить линейное уравнение устанавливающее закономерность влияния наружного обезуглероженного слоя по сечению сосудов на твёрдость сосудов при использовании штатной технологии производства сосудов на прокатно-прессовой линии АО НПО Прибор.

$$HB = 120{,}27L + 190.23 \text{ при } R^2 = 0{,}98 \qquad (2.7)$$

где: НВ – твердость измеренаая методом Бринелля, МПа , L – растояние от наружной поверхности, мм.

Полученное линейное уравнение позволяет оценивать влияние температуры нагрева 1160 ^{0}С и продолжительности выдержки в течении 20 мин на формирование поверхносного слоя обезуглероживания полуфабрикатов.

Проведенные исследования позволяют рассматривать режимы предварительного нагрева и выдержки прутков заготовок в качестве средств обеспечения однородности механических свойств и структуры по сечению сосудов на выходе ППЛ.

2.2.2 Влияние деформационного нагрева и охлаждения на неравномерность распределения температуры по длине сосудов после винтовой прокатки и штамповки.

В процессе горячей деформации на прокатно-прессовой линии заготовка меняет свои размеры и форму. Наряду с этим внутри деформируемого металла происходят процессы неодинакового разогрева и упрочнения при деформации и разупрочнения за счёт нестабильности кристаллической решётки, вызванной неравномерной температурой разогрева по высоте сосуда при обработке давлением. Вместе с тем происходит частичная потеря температуры проката за счёт теплопередачи от охлаждаемого инструмента. Неравномерность деформирования и теплопередачи приводят к неравномерности температуры полуфабрикатов, что оказывает влияние на формирование механических свойств и структуры на ППЛ. [127,132]

Эксперимент проведён на опытных заготовках, прокатанных со скоростью 1,2 м/с в трехвалковой клети винтового стана 30–80 с установленной вдоль оси водоохлаждаемой оправкой. Глубина погружения оправки в деформируемую заготовку составляла 108 мм. Обратное течение металла заготовки при снятии с оправки привело к изменению размеров образованной полости и составляло 6 ± 2 мм. После горячей прокатки определяли размеры и форму прокатанных черновых сосудов: длина составляла 120 мм, наружный диаметр – 36 мм, внутренний диаметр – 18 мм, глубина полости – 105 мм, толщина стенки – 9 мм, высота

донной части – 15 мм. Края черновых сосудов из-за неравномерности обжатия по высоте были неровными, отклонение составляло около 3 мм.

После горячей прокатки заготовок полученные черновые сосуды передавали на пресс (1–2 с), где осуществлялась штамповка охлаждаемым пуансоном диаметром 20 мм при внутреннем диаметре штампа 32 мм; штамповка велась с использованием смазки – дисульфид молибдена (MoS_2). На выходе общая высота сосудов составляла 127 мм, высота донной части 16 мм, толщина стенки 6 мм, внутренняя полость имела диаметр 20 мм, глубину 111 мм.

Изменение температуры чернового и чистового сосуда, определяли с помощью оптического контроллера, аттестованного в соответствии с ГОСТ 28243–96, с погрешностью измерения ±10 °С. Измерения проведены шагом через 20 мм начиная от донной части сосудов. На рисунке 11 приведены результаты средней температуры по длине черновых и чистовых сосудов ППЛ.

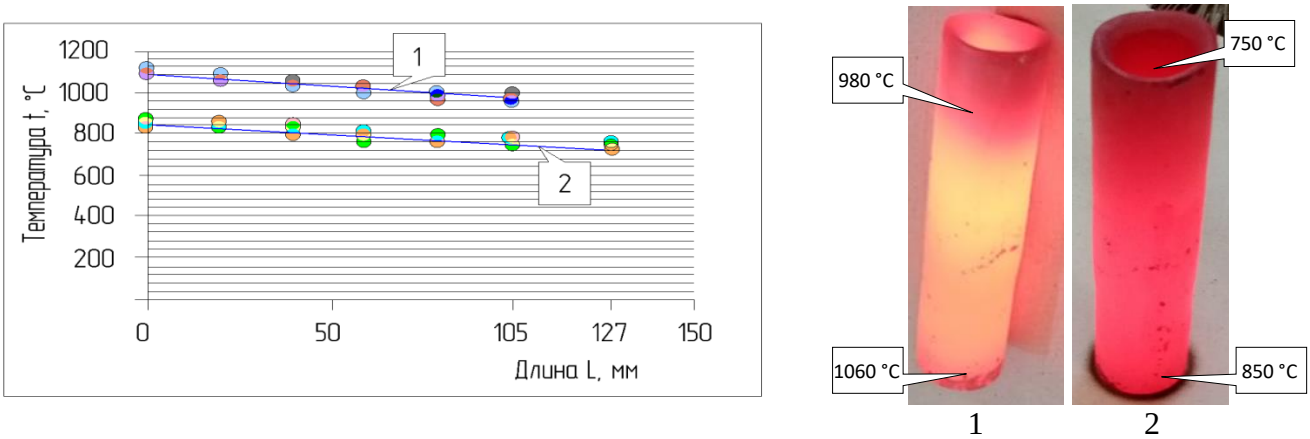


Рис. 2.11 Распределение температуры по длине сосудов на этапах обработки на ППЛ: 1 – чернового после винтовой прокатки, 2 – чистового после штамповки.

Экспериментально установленная неравномерность распределения температуры указывает на нестационарные условия деформационного разогрева и охлаждения деформирующим инструментом прокатно-прессовой линии. С уменьшением массы стенок сосуда происходит интенсивное их охлаждение: черновых до 980 ^{0}С по сравнению с дном 1060 ^{0}С, чистовых 750 ^{0}С и 850 ^{0}С соответственно. Это явление доминирует над деформационным разогревом при прокатке и штамповке. Поэтому у проката формируется существенная

неравномерность температуры по длине, которая составляет у черновых около 80 ^{0}, а у чистовых около 100 ^{0}.

Проведённые исследования [125, 128, 133] позволили установить количественные закономерности распределения температуры по длине черновых и чистовых сосудов на этапах обработки на ППЛ и построить линейные уравнения описывающие эти зависимости:

$$t_{черн} = 1089{,}9 - 1{,}1429\ L, \text{ при } R^2 = 0{,}94 \quad (2.8)$$

$$t_{чист} = 830{,}75 - 0{,}8299\ L, \text{ при } R^2 = 0{,}94 \quad (2.9)$$

где: $t_{черн}$ – температура чернового сосуда ^{0}C, $t_{чист}$ – температура чистового сосуда ^{0}C, L – длина сосуда, мм.

Полученные линейные уравнения позволяют оценивать с достоверностью R^2 = 94% реальное влияние деформационного нагрева и охлаждения теплопередачей в процессе прокатки и последующей штамповки изделий.

Установленная неравномерность температуры и тенденции её распределения по длине проката схожи с приведёнными выше результатами моделирования процесса винтовой прокатки и штамповки, что позволяет предположить неравномерное формирование механических свойств и структуры сосудов после закалки на выходе ППЛ.

2.2.3 Влияние скорости закалки неравномерно нагретого полуфабриката на механические свойства и структуру стальных сосудов.

Исследовано влияние неравномерности распределения температуры нагрева участков стальных сосудов на скорость охлаждения при закалке в индустриальном масле И20 при формировании механических свойств изделий. Температуру измеряли с помощью ХА термопар, помещённых во внутренний, объем сосудов в трех зонах, с применением контрольного прибора ТЕРМОДАТ 19М5. Время охлаждения определяли в соответствии с ГОСТ 5072−79. На рисунке 12 приведены результаты измерений температуры по высоте чистового сосуда при закалке в масле.

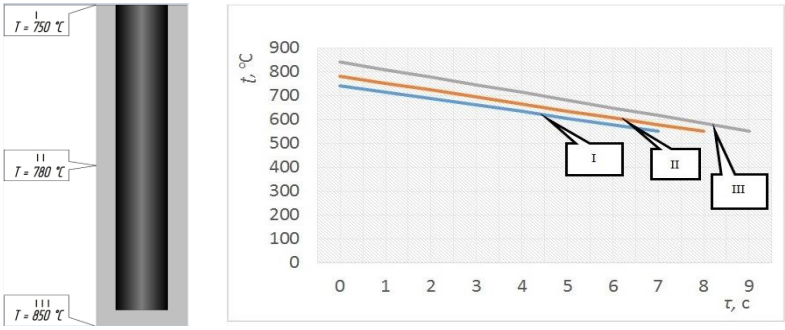


Рис. 2.12 Результаты измерений температуры по высоте частей чистового сосуда: донной, средней и верхней (I, II, III)

Результаты измерений позволили определить среднюю скорость охлаждения сосуда при закалке по зонам: верхняя (I) – 27 °C/c, средняя (II) $t_{ср}$ 29 °C/c, донная (III) 31 °C/c; разница скоростей охлаждения верхней и донной частей составляет около 5 °C/c. Получены линейные уравнения, устанавливающие связь между начальной температурой t и временем охлаждения Ʈ в масле И20 трёх зон частей сосуда из стали 50.

$$t_I = 748.75 – 27.429\ Ʈ, \quad \text{при } R^2 = 0,99 \quad (3)$$

$$t_{II} = 793 – 29,833\ Ʈ, \quad \text{при } R^2 = 0,98 \quad (4)$$

$$t_{III} = 855,2 – 34,4\ Ʈ, \quad \text{при } R^2 = 0,99 \quad (5)$$

где: t_I, t_{II} и t_{III} – начальная температура верхней, средней и донной области сосуда, Ʈ – интервал времени охлаждения до завершения фазовых превращений (справочные данные) для стали 50 около 560 ^{0}C.

Использование полученных уравнений позволяет прогнозировать скорость закалки в масле И20 неравномерно нагретого по длине изделия.

Отличительной особенностью закалки неравномерно прогретых чистовых стальных сосудов являлась разница фазового состава при разной начальной температуре, в соответствии с диаграммой состояния для стали 50 в зонах II и III наблюдается структура аустенита, а зона I состоит из аустенита и феррита.

Определение механических свойств в объёме исследуемых изделий проведено в соответствии с стандартной методикой испытаний металлов на универсальной разрывной машине Instron модели 3382 (США). Исследовали механические свойства трёх стальных сосудов по зонам, взяв от каждой из зон по одному образцу. Для каждой из зон (см. рис. 12) определены температура нагрева при

закалке и скорость охлаждения: I – 750 °С и 27 °С/с (расстояние от верхней части не превышало 40 мм); II –780 °С и 29 °С/с (середина сосуда); III – 850 °С и 32 °С/с (расстояние от донной части не превышало 40 мм).

Распределение твёрдости по высоте чистовых охлаждённых в масле сосудов проводили на боковой поверхности с предварительной механической обработкой на глубину стенки не менее 1мм., без разогрева исследуемой поверхности выше 100 ^{0}С. Твёрдость по Бринеллю определена закалённым стальным шаром диаметром 10 мм при нагрузке 100 кг. Схема замеров твёрдости повторяла неравномерность распределения температуры по высоте чистовых сосудов из стали 50 на выходе ППЛ: верхняя часть на расстоянии не более 10 мм от кромки, по середине и не более 10 мм от донной части.

Похожим образом были механически вырезаны металлографические шлифы от верхней средней и донной части неравномерно охлаждённого в масле сосуда из стали 50 на выходе ППЛ. Полировка исследуемой поверхности проводилась абразивными пастами начиная 100 и заканчивая 5мкм. Травление поверхности шлифов проводили в растворе этилового спирта с добавлением 4% азотной кислоты. Общий анализ структуры проводили на оптическом микроскопе с встроенной цифровой камерой при увеличении х100.

На рис. 13 приведены диаграммы разрушения при испытании образцов, взятых от каждой из зон чистовых стальных сосудов.

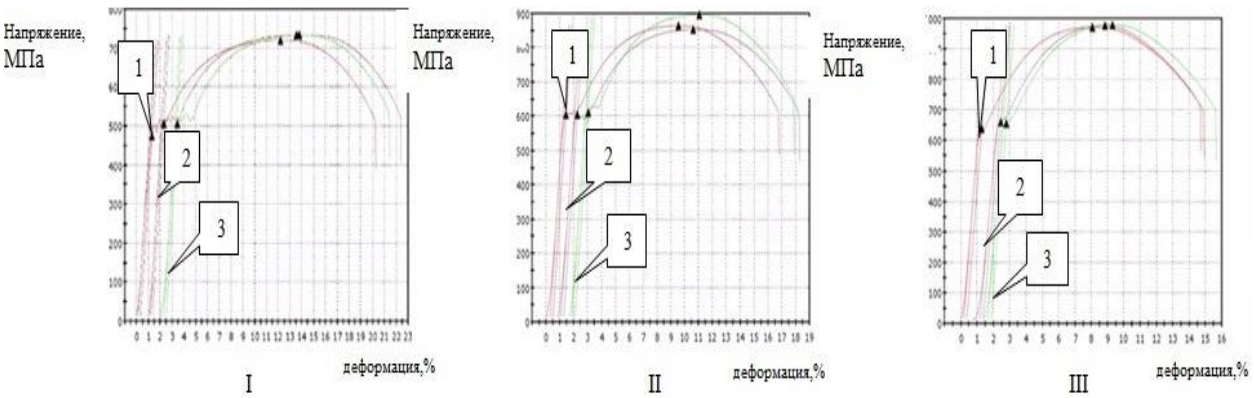


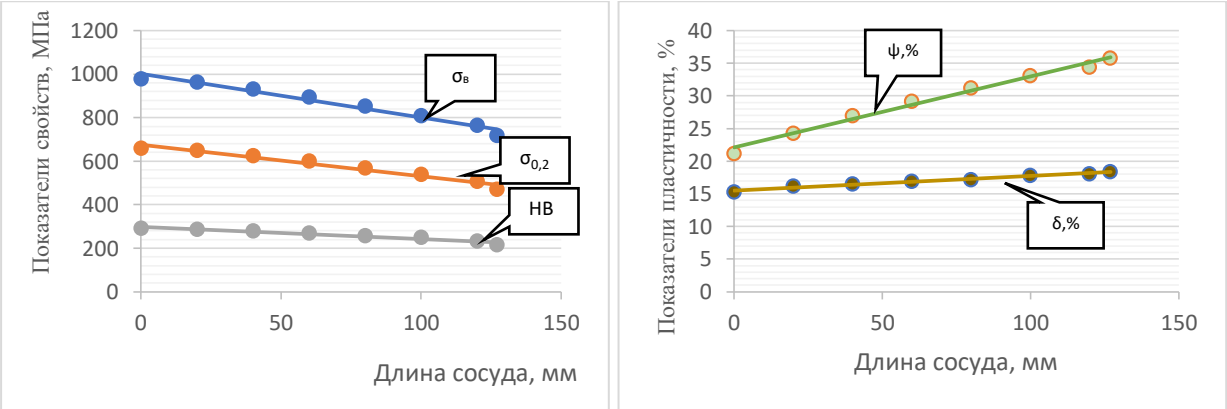
Рис. 2.13 Диаграммы разрушения образцов (*1–3*), взятых от трех зон (I–III) чистовых сосудов из стали 50

В таблице 2 приведены результаты испытаний механических свойств образцов, взятых от каждой из зон I–III чистовых сосудов из стали 50 (см. рис. 13), изготовленных на ППЛ по штатной технологии БФ АО «НПО «Прибор».

Таблица 2.2 Механические свойства образцов донной, средней и верхней частей чистовых стальных сосудов

Зона сосуда	Образец	Предел текучести $\sigma_{0,2}$, МПа	Временное сопротивление разрыву $\sigma_в$, МПа	Относительное удлинение δ, %	Твёрдость, HB, МПа
I	1	474	719	18.1	214
	2	506	733	17.0	213
	3	506	733	17.0	217
	Среднее	496	728	17.4	215
II	1	605	864	15.2	230
	2	605	853	15.0	253
	3	612	896	15.3	258
	Среднее	607	871	15.2	247
III	1	638	970	13.1	290
	2	660	976	13.0	276
	3	656	978	14.0	288
	Среднее	651	975	13.4	285

Результаты измерения показателей механических свойств по высоте чистового стального сосуда показали, что в донной области изделия сформировались максимальные прочностные характеристики и твёрдость, а в верхней части наоборот наблюдается максимальная пластичность временное сопротивление разрыву, предел текучести и твёрдость. Для этого были проведены испытания на растяжения и определена твердость по поясам с шагом через 20мм. За 0 принята донная часть закалённых в масле И20 неравномерно нагретых полуфабрикатов. На рисунке 14 приведены механические свойства по длине закалённых в масле сосудов из стали 50 выпущенных на ППЛ.



а б

Рис. 2.14 Механические свойства по длине закалённых сосудов из стали 50 выпущенных на ППЛ: а – прочностные , б – пластические

Неравномерность прочностных и пластических свойств по длине сосудов обусловлена распределением температуры, скорости закалки и микроструктуры при перестроении кристаллической решетки по диаграмме изотермических превращений для неравномерно нагретого сосуда из стали 50 с ППЛ. В донной части сосуда сформировались высокие прочностные показатели свойств: $\sigma_{0,2}$ - 660 МПа, $\sigma_в$ -978 МПа, 287НВ, а пластические минимальны: δ - 13 %, ψ – 23%. При смещении к верхней кромки сосуда происходит рост пластических свойств: δ - 18 %. Ψ – 35%, а прочностные снижаются: $\sigma_{0,2}$ - 474 МПа, $\sigma_в$ -719 МПа, 210НВ.

Получены регрессионные уравнения устанавливающие связи распределения показателей механических свойств по длине чистовых сосудов из стали 50.

$$\sigma_{0,2} = 676,73 - 1,4476L, \quad \text{при } R^2 = 0,96 \quad (6)$$

$$\sigma_в = 1000,9 - 1,9956L, \quad \text{при } R^2 = 0,96 \quad (7)$$

$$HB = 299,19 - 0,5622L \quad \text{при } R^2 = 0,94 \quad (8)$$

$$\delta = 15,529 + 0,0222L, \quad \text{при } R^2 = 0,98 \quad (9)$$

$$\Psi = 22.074 + 0,109L, \quad \text{при } R^2 = 0,98 \quad (10)$$

где: $\sigma_в$ – временное сопративление МПа, $\sigma_{0,2}$ – предел текучести МПа, НВ – твёрдость МПа, Ψ – сужение поперечного сечения %, δ – относительное удлинение %, L – длина сосуда, мм.

Также исследовали микроструктуры стали в трех зонах чистового стального сосуда по высоте. Образцы для анализа микроструктур были взяты на основании исследования изменений механических свойств в объёме изделий, в трех зонах по высоте (донной, средней и верхней). Исследование микроструктуры проводилось с использованием оптического микроскопа Nikon MA-SP-N (Япония) с встроенной цифровой камерой при увеличении х100

На рисунке 15 представлена микроструктура образцов, взятых от трех исследуемых зон I– III чистовых сосудов из стали 50.

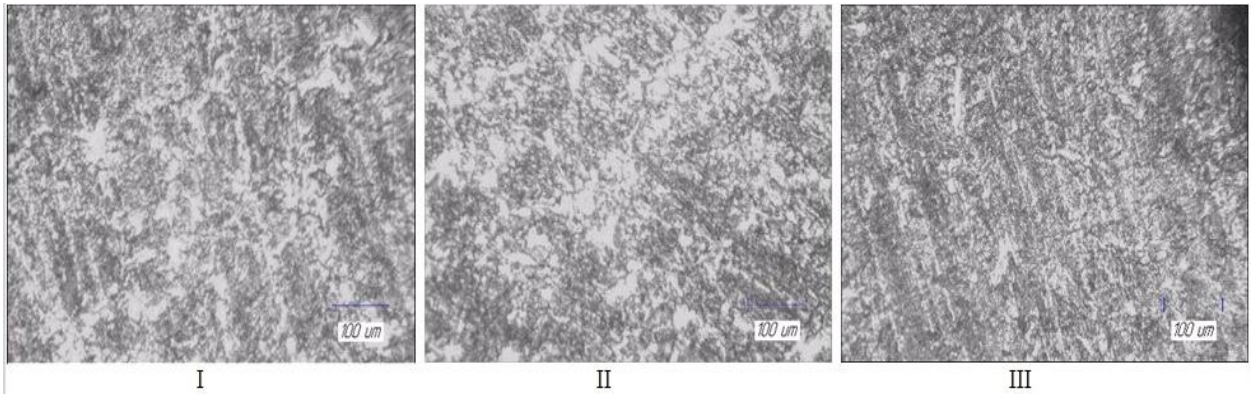


Рис. 2.15 Микроструктура чистовых сосудов из стали 50 в исследуемых зонах I– верхняя, II - средняя, III – донная. Увеличение ×100

Микроструктура чистовых стальных сосудов состоит из смеси феррита и пластинчатого перлита в виде сорбита (рис. 15). Размер зерна различен в зависимости от температуры металла по высоте после деформации и, соответственно, различной скорости закалки:

- в донной части (скорость закалки 32 °С/с) – размер зерна 7 баллов;

- в средней части (скорость закалки 29 °С/с) на расстоянии от донной части изделия 35…80 мм, размер зерна переходный 7-6 баллов;

- в остальном объёме изделия (скорость охлаждения − 27°С/с) верхняя часть, около 6 баллов .

Тип микроструктуры в объёме исследуемых чистовых сосудов меняется от преобладающего сорбита в донной части сосуда до увеличения количества участков с ферритной составляющей по краям (что по видимому связано с частичным выгоранием углерода или вызвано разницей начальной температуры, скорости и фазового состава деформируемых при прокатке и штамповке изделий). Ферритная составляющая, более мягкая, следовательно, с увеличением её содержания снижаются значения твёрдости по Бринеллю от 285 до 215 НВ, временного сопротивления разрыву ($\sigma_в$) от 974 до 728 МПа, предела текучести ($\sigma_{0,2}$) от 651 до 495 МПа, увеличивается пластичность стального сосуда при удлинении (δ) от 13.4 до 17.4%.

Получены устойчивые связи между временным сопротивлением, пределом текучести и относительном удлинении от твёрдости деформированных чистовых

сосудов после термической обработки в масле И20. На рисунке 16 показано влияние твёрдости на основные механические свойства деформированных и закалённых в масле сосудов из стали 50.

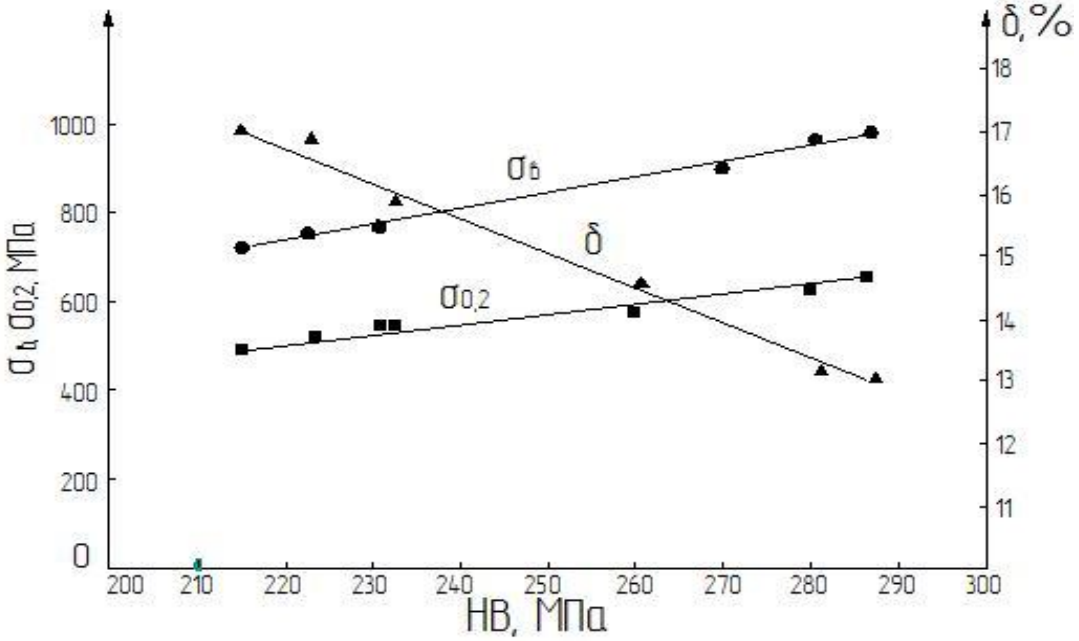


Рис. 2.16 Влияние твёрдости на временное сопротивление, предел текучести и относительное удлинение чистовых сосудов из стали 50.

Результаты проведённых исследований [129,134,135] позволили построить линейные уравнения регрессии, позволяющие вычислять относительное удлинение, временное сопротивление и предел текучести в зависимости от твёрдости чистовых сосудов из стали 50 на выходе ППЛ.

$$\sigma_в = 472 + 1{,}5 \cdot НВ; \qquad R^2 = 0{,}89 \qquad (2.10)$$

$$\sigma_{0.2} = 191{,}5 + 1{,}5 \cdot НВ; \qquad R^2 = 0{,}92 \qquad (2.11)$$

$$\delta,\% = 45{,}1 - 0{,}1 \cdot НВ; \qquad R^2 = 0{,}91 \qquad (2.12)$$

Полученные уравнения позволяют традиционными и современными методами неразрушающего контроля твёрдости определять, относительное удлинение, предел текучести и временное сопротивление. Статистические модели имеют высокий коэффициент корреляции R^2. Во всех трёх уравнениях коэффициент коррелиации больше 0,8 , что говорит о высокой достоверности установленных связей.

Выводы по главе 2.

1. Проведено компьютерное моделирование и опытно промышленный эксперимент выпуска стальных сосудов на прокатно-прессовой линии с последующей закалкой в масле. Установлены диапазоны изменения температуры по длине заготовок. В процессе экспериментов определено влияние нестабильности температуры на анизотропию фазовых составов, микроструктуры и механических свойств деформированных чистовых сосудов из стали 50.

2. Моделирование закалки с неравномерной температурой по длине полуфабриката около 7-10% позволило установить, что в объёме сосуда формируется анизотропия фазовых составов и механических свойств. В верхней области преимущественно формируются мягкие фазы феррита 20 % по сравнению с средней и донной частью 14 и 17% соответственно, а увеличенное содержание прочных и твёрдых фаз перлита, бейнита и мартенсита наблюдается преимущественно в донной части около 26, 18 и 75% по сравнению с верхней частью сосуда 12, 15 и 45% соответственно. Моделирование механических свойств показало, что в донной части преобладают повышенные значения твёрдости около 740 HV и предела прочности около 1700 МПа, а при смещении к центральной и верхней части эти показатели снижаются до 540HV и 1400МПа и 460HV и 1050МПа соответственно.

3. Результаты опытно-промышленного эксперимента не противоречат виртуальным исследованиям неучтённых параметров, влияющих на анизотропию фазовых составов и механических свойств стальных сосудов на выходе ППЛ. При максимальной скорости охлаждения проката 32 °С/с от температуры 850 °С из однофазной области аустенита получены значения: твёрдость 285 НВ, временное сопротивление разрыву $\sigma_в$ = 974 МПа, предел текучести $\sigma_{0,2}$ = 652 МПа, относительное удлинение δ = 13.4%; при закалке из двухфазной области аустенита и феррита с температуры 750 °С со скоростью

охлаждения 27 °С/с получаются максимальные значения пластичности ($\delta \geq$ 17.4%), однако значения $\sigma_в$, $\sigma_{0,2}$ и твёрдости снижались до 728 МПа, 495 МПа и 215НВ соответственно.

4. Показано, что при закалке в масле с уменьшением скорости охлаждения от 32 до 27 °С/с, меняется размер зерна по высоте чистового сосуда с 7 до 6 баллов. В структуре смесь феррита и пластинчатого перлита (сорбита)

5. Полученную неравномерность механических свойств возможно использовать при дальнейших технологических операциях обжима верхней и качественной обточки донной части полуфабрикатов. Однако при необходимости выявленное влияние неконтролируемых параметров на неравномерность распределения механических свойств и структуры по высоте сосудов, позволит разработать рациональные температурно-деформационные режимы и методы управления температурой.

6. Построены регрессионные уравнения связывающие величины предела текучести, временного сопротивления (прочности), относительного удлинения сосудов из стали 50 с величинами твёрдости при производстве изделий на ППЛ, что позволяет создавать средства неразрушающего контроля механических свойств круглого проката с дном.

Глава 3. Разработка технологических методов управления температурой по длине сосудов после горячей винтовой прокатки с неполной прошивкой и последующей калибровки штамповкой при формировании заданных механических свойств

3.1 Разработка и исследование оборудования и режимов выравнивания температуры по длине стальных полуфабрикатов после прокатки с учетом штамповки

Опытно промышленный эксперимент проведён на ППЛ предприятия БФ АО «НПО «Прибор» при изготовлении сосудов из стали 50. В качестве исходных заготовок использовали зацентрованные горячекатаные раскроенные прутки сечением 42 мм, длинной 70 мм.

На рисунке 1 приведена схема технологического оборудования ППЛ, обеспечивающего выравнивание температуры по длине чернового сосуда.

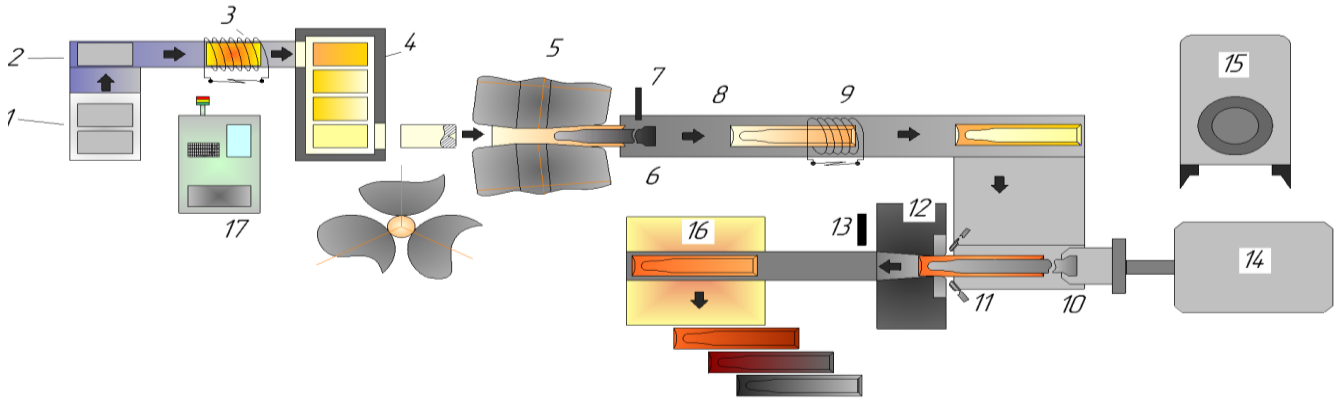


Рис. 3.1 Схема технологического оборудования ППЛ обеспечивающего выравнивание температуры по длине чернового сосуда.

Усовершенствованная технология с дополнительным оборудованием включает последовательность операций: исходные прутки-заготовки из накопительного контейнера 1 поступают по подающему ручью 2 в индукционную печь 3, где нагревались после чего выравнивались по температуре до 1160 ^{0}С в печи сопротивления 4. Затем прутки прокатывались на винтовом стане 5 с установленной вдоль оси прошивной оправкой 6, черновой сосуд снимался с оправки упором 7. По отводящему ручью 8 черновой сосуд поступал в

разработанную индукционную печь 9, где нагревался за 9 сек. частотой 20 кГц, при этом два витка индуктора сечением 6 мм^2 внутренним диаметром 40 мм обеспечивали локальный нагрев центральной и верхней стенки сосуда. Далее черновой сосуд центровался на пуансоне 10 и с добавлением смазки Mo2S через форсунки 11 через штамп 12 калибровался. С пуансона чистовой сосуд снимался упором 13. Поступательные движения штамповки обеспечивал горизонтальный винтовой пресс 14 усилием 500кН, ручей перемещения сосуда питал компрессор 15. После штамповки чистовые сосуды с выравненой по длине температурой охлаждались в баке 16 с индустриальным маслом И20. С пульта управления 17 осуществлялась настройка параметров ППЛ.

В процессе деформирования заготовки в трёхвалковой клети стана поперечно-винтовой прокатки «30-80» и высадке на оправку произошло изменение размеров: длина 120 мм, внешний диаметр 36 мм, внутренний диаметр 18 мм, глубина полости 105 мм, толщина стенки 9 мм, высота донной части 15 мм. После прокатки измерена температура по высоте чернового сосуда оптическим пирометром СЕМ 50-1600 с погрешностью измерения ±10°С.

Полученные данные позволили определить значения неравномерности температуры чернового сосуда по длине, которая составляла: в донной области 1060 °С, в верхней части 980 °С (разница 80°).

Для выравнивания температуры неравномерно нагретых заготовок, прошедших через стан винтовой прокатки с высадкой на охлаждаемую оправку, была опробована технология и экспериментальная установка дополнительного нагрева захоложенных стенок верхней части чернового стального сосуда. На рисунке 2 показана экспериментальная установка для нагрева переохлаждённой верхней части чернового сосуда из стали 50 на выходе стана винтовой прокатки ППЛ в БФ АО «НПО «Прибор»

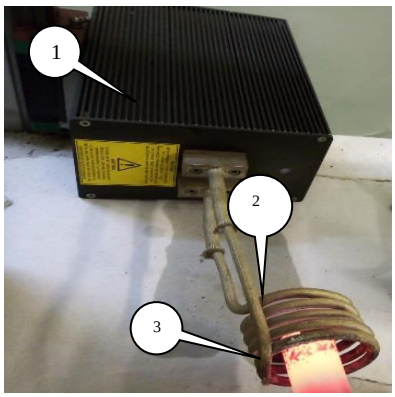


Рис. 3.2 Индукционная установка для локального нагрева черновых сосудов из стали 50: 1 – силовая установка ТВЧ фирмы CEIA с частотой 10-25 кГц ; 2 – медный индуктор в защитной термостойкой оплётке; 3 – черновой сосуд в процессе нагрева стенок

Выравнивание температуры по длине чернового сосуда проводили на экспериментальной нагревательной установке (рис. 1): 1 - генератора ТВЧ фирмы CEIA с частотой во время нагрева 10 кГц; 2 - медный индуктор в защитной термостойкой оплётке сечением 6 мм^2, внутренним диаметром 60 мм, индуктор имел 4 шт. витков, расстояние между витками 12 мм; 3 – дополнительно нагреваемый черновой сосуд, который помещали в поле индуктора на глубину 100 мм.

Контроль температуры осуществлялся оптическим пирометром СЕМ 50-1600, на расстоянии 15 мм от верхнего края сосуда, в центре и в донной области на высоте не более 20 мм. При разработке нагревательной установки использовали результаты исследования из работы [124,127,136]. Управление температурой чернового неравномерно нагретого сосуда осуществлено по трём режимам, приведённым в таблице 1.

После дополнительного нагрева захоложенных стенок осуществлялась операция калибровка штамповкой на горизонтальном прессе по штатной технологии БФ АО «НПО «Прибор» для производства чистового сосуда. Результаты изменений температуры по высоте (1 – на расстоянии 10 мм от дна, 2 – середина, 3 - на расстоянии 10 мм от верхней кромки) сосудов после прокатки,

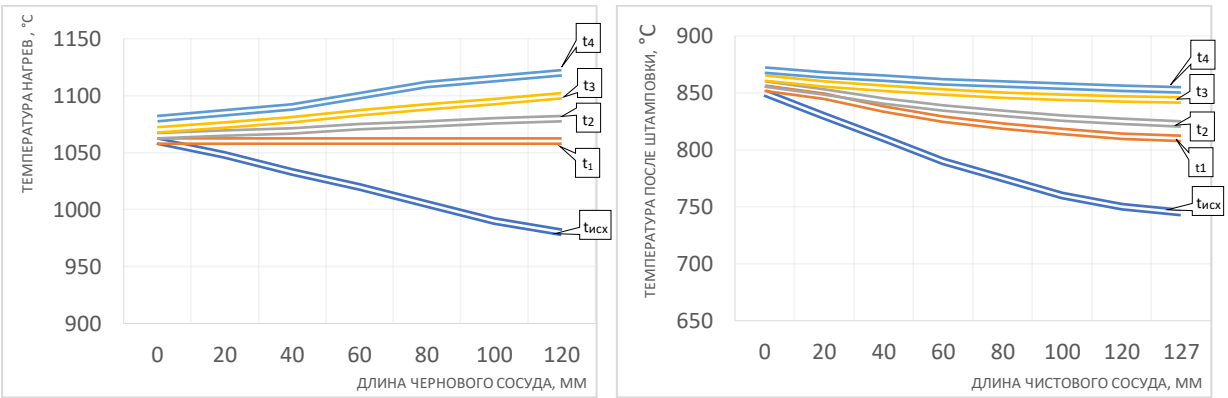
дополнительного нагрева по трём (А, Б, В) режимам и калибровки при штамповке приведены в таблице 1.

Табл. 3.1 Изменения температуры по высоте сосуда после прокатки, дополнительного нагрева и калибровки штамповкой.

После прокатки, Т,°С			Режим нагрева	Дополнительный нагрев, Т,°С			После штамповки, Т,°С		
1	2	3		1	2	3	1	2	3
1060	1020	980	А	1060	1060	1060	845	825	810
			Б	1060	1070	1070	850	830	819
			В	1060	1080	1090	855	840	838

Анализ результатов измерения температур по высоте сосудов после дополнительного нагрева и калибровки приведённых в таблице 1 указывает на эффективность работы разработанного устройства для управления температурой изделия, причём режим В позволяет выравнивать температуру по высоте чистового сосуда (с учётом последующей калибровки), разница в температуре не превышает 17°.

На рисунке 3 приведены результаты исследования дополнительного нагрева с учётом последующего охлаждения во время штамповки на ППЛ.



а б

Рис. 3.3 Результаты выбора режимов управления температурой черновых и чистовых стальных сосудов в процессе изготовления на ППЛ: а – режимы дополнительного нагрева стенки черновых судов после винтовой прокатки, б – выравнивание температуры чистовых сосудов после штамповки.

Анализ данных приведенных на рисунке 3 подтверждает эффективность разработанного метода и устройства управления температурой по длине стальных сосудов. Дополнительный нагрев верхней части чернового сосуда (рис 3,а) после винтовой в пределах 1060…1120 ^{0}С интервалом 20 ^{0}С начиная с 1050 ^{0}С приводит к варьированию температуры по длине чернового проката, что выражается пропорциональным изменением по длине чистового сосуда (рис. 3, б). При этом температурные режимы t_1 t_2 и t_4 так же как и исходный не обеспечивают необходимую величину и траекторию распределения температуры по длине чистовых сосудов. Выбранный температурный режим t_3, при котором дополнительный нагрев верхней стенки черновых сосудов составляет около 1100 ^{0}С можно считать рациональным. Поскольку он обеспечивает минимальную разницу температуры частей чистового сосуда после штамповки:от донной к верхней 856 – 841 ^{0}С соответственно, что создаёт благоприятное влияние на скорость закалки и формирование механических свойств с повышенными значениями прочности при умеренной пластичности .

Изучение механических свойств и микроструктур чистового сосуда было проведено после рационального дополнительного нагрева по режиму t_3, с учётом анализа фазовых превращений стали 50 по диаграмме железо-углерод. Из диаграммы следует, что температурный интервал по высоте чистового сосуда, прошедшего заключительную деформационную операцию «Калибровка» 838 – 855 °С, соответствует однофазному состоянию аустенита и поэтому при закалке будет претерпевать превращения фазовых составов с одинаковой скоростью.

После прокатки черновых сосудов общее время штамповки составляло 7 сек. В этот период осуществлялась деформация сосуда в штамп диаметром 32 мм, на охлаждаемой оправке диаметром 20 мм, в течении 3 сек. Затем в течении 2 сек. заготовка находилась на оправке, механизм пресса переключался на обратный ход, опускался п – образный упор для снятия сосуда с оправки. Снятие чистового сосуда с оправки происходило в течении 2 сек. После объёмной штамповки размеры сосуда изменились: увеличилась высота с 120 до 127 мм, уменьшился

наружный диаметр с 36 до 32 мм, увеличился внутренний диаметр с 18 до 20 мм, глубина полости возросла с 105 до 111 мм.

Заключительной технологической операцией на ППЛ является закалка сосуда в индустриальном масле И20.

Исследовано влияние начальной температуры чистового сосуда перед закалкой на формирование структуры и механических свойств изделия после закалки в масле. Эксперимент проводили с учётом стабилизированной при управлении начальной температуры по высоте сосуда при температуре начала закалки 840 ^{0}С. Скорость охлаждения изделия определялась с помощью секундомера механического ГОСТ 5072-79. Температура контролировалась с помощью контрольно- регулирующего устройства ТЕРМОДАТ 19М5 с помещённой во внутренний объём сосуда термопары ХА.

Анализ охлаждения позволил установить, что закалка стального сосуда с выравненной температурой из однофазной области аустенита происходила до полного фазового превращения Т ≈ 560 ^{0}С (справочные данные для стали 50) со средней скоростью охлаждения 32 °С/сек. Время необходимое для полного превращения фазовых составляющих составило около 9 сек. Скорость охлаждения и начальный фазовый состав характеризуют изменения микроструктур и механических свойства изделия [132,137].

Исследовано влияние начальной температуры и скорости закалки на твёрдость чистовых стальных сосудов, изготовленных с учётом выравнивания температуры на ППЛ.

Твёрдость изделий определялась в соответствии с методикой измерения по Роквеллу. Для этого с поверхности каждого исследуемого изделия был снят обезуглероженный слой на глубину не менее 1 мм. Количество исследуемых стальных сосудов после закалки 3 шт. Расстояние между замерами твёрдости составляло 10 - 35мм по всей длине изделий. В таблице 2 приведены результаты измерений твёрдости по длине чистовых стальных сосудов, закалённых после выравнивания температуры около 840˚С.

Табл. 3.2 Результаты измерений твёрдости по высоте чистовых стальных сосудов после выравнивания температуры и закалки в масле.

Номер сосуда	Твёрдость, HRC на расстояние от донной части сосуда, мм.					
	10	30	45	80	110	125
1	31	30	31	31	31	30
2	30	31	30	31	31	30
3	31	30	29	30	31	31

Минимальные отклонения твёрдости в рамках каждой из исследуемых групп ±1HRC показывает, что скорость охлаждения у каждого сосуда была практически одинакова.

Исследовано влияние температуры закалки на предел текучести, временное сопротивление разрыву и относительное удлинение стальных сосудов.

Исследование механических свойств в объёме чистового сосуда из стали 50, изготовленного с учётом выравнивания температуры после прокатки и дальнейшей калибровки проводилось в соответствии с методикой испытаний металлов [122], на универсальной разрывной машине INSTRON mod.3382. Испытания механических свойств проводились от трёх зон чистового сосуда: 1 – на расстоянии не более 40 мм от донной части, 2 - из середины, 3 - на расстоянии не более 40 мм от верхней части.

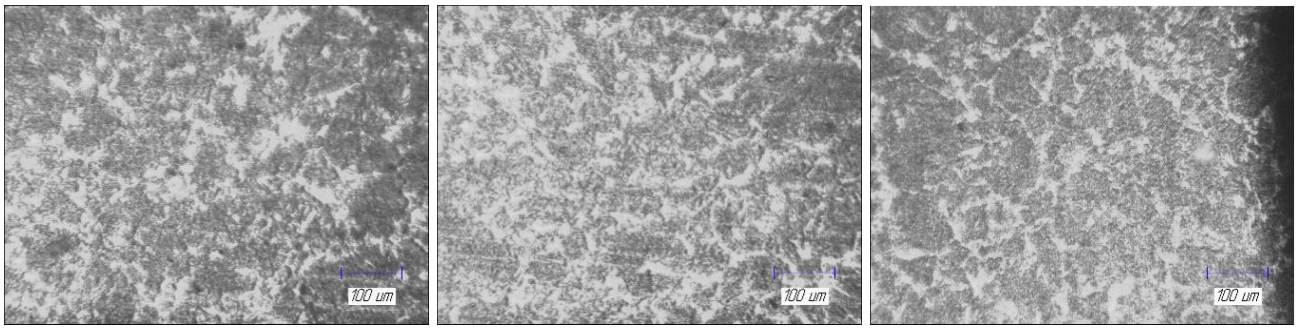
В таблице 3 приведены результаты испытаний механических свойств чистового стального сосуда, изготовленных по технологии, обеспечивающей варьирование температуры нагрева кромок на выходе с прокатного стана.

Табл. 3.3 Результаты механических испытаний образцов от чистового стального сосуда

Номер образца	Предел текучести $\sigma_{0.2}$, МПа	Временное сопротивление разрыву $\sigma_{в}$, МПа	Относительное удлинение δ, %
1	646	973	13.8
2	678	972	13.2
3	648	929	13.1
Среднее	657	958	13.4

При исследовании микроструктур образцы были взяты от изготовленного на ППЛ стального сосуда, закалённого в масле. Образцы 1, 2, 3 были взяты от донной, средней и верхней части соответственно.

Исследование микроструктур чистового стального сосуда проводили в соответствии с методикой испытаний и оценки рекомендованных в работах [133,138]. Используемое оборудование: оптический микроскоп «CarlZelss». На рисунке 4 представлены микроструктуры закалённого чистового сосуда стали 50 взятых от трёх исследуемых областей.



1 2 3

Рис. 3.4 Микроструктуры донной (1), средней (2) и верхней части (3) сосуда стали 50 после управления температурой, увеличение х100.

В структурах, исследуемых образцов взятых от донной, средней и верхней части исследуемого сосуда (образцы 1, 2, 3 соответственно) наблюдаются участки феррита и пластинчатого перлита в виде сорбита закалки. Распределение ферритной и сорбитной фазы равномерное, расстояние между пластинками сорбита составляет около 0,2 мкм. Размер зерна около 7 баллов.

3.2 Исследование метода выравнивания температуры неравномерно нагретого по длине сосуда в процессе штамповки

Исследования по выравниванию температуры сосудов из стали 50 в процессе калибровки штамповкой проводились на винтовом прессе входящим в состав технологической линии ППЛ завода БФ АО «НПО «Прибор». В качестве

исходных заготовок были взяты деформированные на стане винтовой прокатки 30-80 черновые сосуды: длина 120 мм, внешний диаметр 36 мм, внутренний диаметр 18 мм, глубина полости 105 мм, толщина стенки 9 мм, высота донной части 15 мм. Температура по длине частей полуфабрикатов была неравномерная: донная 1060 ^{0}С, верхняя 980 ^{0}С. Разница составляла около 80 градусов.

После прокатки черновых сосудов проводилась горячая штамповка (калибровка) на прессе усилием 500 кН в течении 7 сек. В этот период осуществлялась деформация сосуда в штамп диаметром 32 мм, на охлаждаемой оправке диаметром 20 мм, в течении 3 сек. Затем в течении 2 сек. заготовка находилась на оправке, механизм пресса переключался на обратный ход, опускался п – образный упор для снятия сосуда с оправки. Снятие чистового сосуда с оправки происходило в течении 2 сек. После объёмной штамповки размеры сосуда изменились: увеличилась высота с 120 до 127 мм, уменьшился наружный диаметр с 36 до 32 мм, увеличился внутренний диаметр с 18 до 20 мм, глубина полости возросла с 105 до 111 мм. Однако после штамповки температура верхней части чистового сосуда составляла 750 °С, а донной части была на 100 градусов выше, т.е. 850 °С и требует охлаждения.

Изменение температуры деформированного изделия пред закалкой позволяет получать новые механические свойства после термообработки. Проведено исследование эффективности снижения температуры чистового сосуда из стали 50 с использованием разработанного устройства для охлаждения металла перед закалкой в масле. На рисунке 5 показано экспериментальное устройство для локального охлаждения перегретой донной части стального сосуда стали 50 в процессе калибровки штамповкой на прокатно-прессовой линии БФ АО «НПО «Прибор».

Рис. 3.5 Устройство регулировки температуры стального сосуда: 1 – подающий ручей; 2 – приёмник центрирующий стальной сосуд на оправке; 3 – водоохлаждаемая оправка; 4 - калибр с встроенной форсункой подачи охлаждающего воздуха; 5 – питающий воздушный компрессор; 6 - расходомер SEL.

Выравнивание температуры по длине сосуда проводили на разработанной экспериментальной установке [139,140] с возможностью регулировки интенсивности охлаждения во время калибровки штамповкой. Процесс управления температурой сосуда включал следующие операции: неравномерно нагретый черновой стальной сосуд поступал по подающему ручью (1) на центрирующий приёмник (2), после чего он центровался на оправке (3) и проходил сквозь кольцо калибра (4) при охлаждении сжатым воздухом температурой 22 ^{0}С от компрессора (5), регулировку интенсивности охлаждения осуществляли с помощью расходомера SEL (6) с возможностью управления расходом сжатого воздуха в пределах 0,05-0,5 м^3/мин.

Черновой сосуд проходил через кольцо калибра на оправке дном вперёд. Скорость охлаждения изменялась в зависимости от расхода сжатого воздуха от 0,1 до 0,4 м^3 /мин. На рисунке 6 приведены экспериментальные данные изменения температуры донной перегретой части деформируемых стальных сосудов в зависимости от расхода сжатого воздуха, скорости и времени охлаждения.

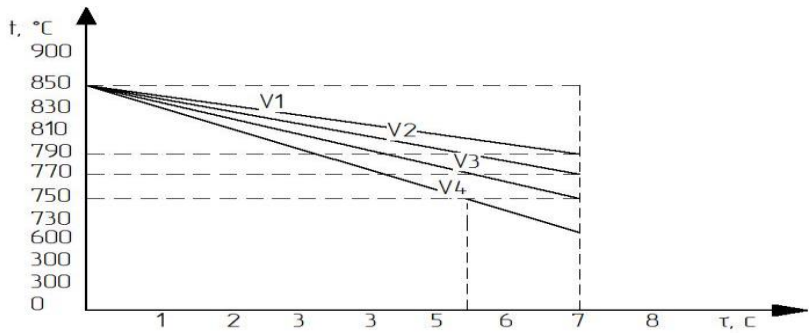


Рис. 3.6 Изменение температуры донной части в зависимости от расхода сжатого воздуха, скорости охлаждения: V1 – 0,1 м^3 /мин; V2 - 0,2 м^3 /мин; V3 - 0,3 м^3 /мин; V4 - 0,4 м^3 /мин.

Результаты исследования [139,141] приведённых на рисунке 4 позволили определить влияние расхода и скорости охлаждения сжатым воздухом на выравнивание температуры по высоте чистового стального сосуда. При расходе сжатого воздуха V1 и V2 в течении 7 сек. охлаждение оказалось недостаточным, чтобы выровнять температуру у стенок и дна сосудов до значений, не превышающих 10°. При охлаждении с расходом сжатого воздуха со скоростью V1 = 0,1 м^3 /мин. падение температуры донной части составляло 60°С, при расходе V2 = 0,2 м^3 /мин. составило 80 °С. При охлаждении со скоростью V3 = 0,3 м^3 /мин. времени охлаждения 7 сек. оказалось достаточным, для выравнивания температуры поверхности стенок и дна заготовок сосудов. При охлаждении с расходом воздуха V4 = 0,4 м^3 /мин. время охлаждения составило 5.5 с. В процессе снятия изделия с оправки охлаждение донной части не проводилось. В течении 2 секунд проходило некоторое самовыравнивание температуры по всему объёму.

Дальнейшее изучение механических свойств и микроструктур проводился из расчёта рациональной скорости охлаждения с учётом анализа фазовых превращений для стали 50. [142] Охлаждение во время калибровки чернового сосуда со скоростью V4 - 0,4 м^3 /мин, позволяет получить после штамповки чистовой сосуд с практически равномерной по высоте температурой около 750 °С, это позволит исходя из диаграммы состояния железо-углерод проводить закалку чистового сосуда из двух фазной области аустенита и феррита.

Заключительной технологической операцией на ППЛ является закалка сосуда в индустриальном масле И20.

Проведено исследование влияния начальной температуры и скорости закалки на твёрдость чистовых стальных сосудов, изготовленных с учётом рационального режима охлаждения дна и разработанного устройства управления по выравниванию выравнивания температуры на ППЛ.

Твёрдость изделий определялась в соответствии с методикой измерения твёрдости по Роквеллу. Для этого с поверхности каждого исследуемого изделия был снят обезуглероженный слой на глубину не менее 1 мм. Количество исследуемых стальных сосудов 3 шт. Расстояние между замерами твёрдости составляло 10 – 35 мм по всей длине изделий. В таблице 4 приведены результаты измерений твёрдости по длине чистовых стальных сосудов при закалке в масло с температуры 750°С.

Табл. 3.4 Результаты измерений твёрдости по высоте чистовых стальных сосудов после закалки в масло с температуры 750°С.

Номера образцов	Твёрдость, HRC на расстояние от донной части сосуда, мм.					
	10	30	45	80	110	125
1	20	20	20	21	20	20
2	21	20	21	20	22	20
3	21	22	20	20	21	20

Минимальные отклонения в рамках каждой из исследуемых групп ±1HRC показывает, что скорость охлаждения у каждой из заготовок была практически одинакова.

Исследовали влияние температуры закалки на предел текучести, временное сопротивление разрыву и относительное удлинение чистовых стальных сосудов.

Исследование механических свойств в объёме чистового сосуда из стали 50, изготовленного с учётом выравнивания температуры после прокатки и дальнейшей калибровки проводилось в соответствии с методикой испытаний металлов, на универсальной разрывной машине Instron mod.3382. Испытания были проведены на 3 шт образцах, взятых 1 – на расстоянии не более 40 мм от донной части, 2 - из середины, 3-на расстоянии не более 40 мм от верхней части чистового сосуда с выравненными механическими свойствами. В таблице 5 приведены результаты испытаний механических свойств образцов взятых от

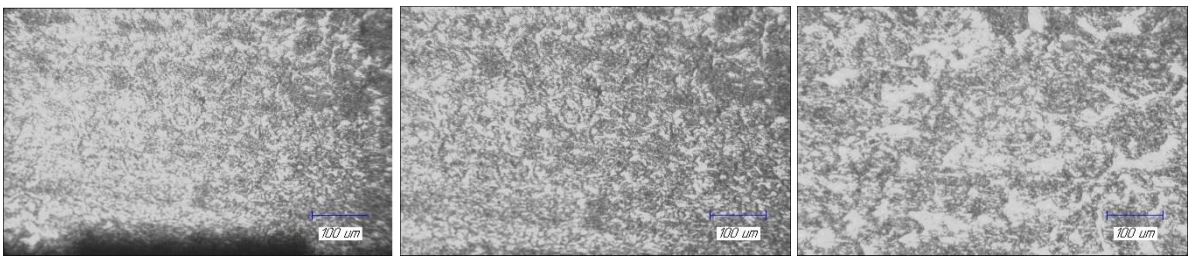
чистового сосуда из стали 50, изготовленного при управлении, обеспечивающим выравнивание температуры за счёт охлаждения донной области на выходе с ППЛ.

Табл. 3.5 Результаты механических испытаний образцов от чистового стального сосуда.

Номер образца	Предел текучести $\sigma_{0.2}$, МПа	Временное сопротивление разрыву $\sigma_в$, МПа	Относительное удлинение δ, %
1	505	780	17.3
2	479	767	16.9
3	506	777	17.0

Образцы для исследования и анализа микроструктур были взяты от изготовленного на ППЛ чистового стального сосуда с выровненной температурой по высоте (около 750°С) и закалённого в масле. Образцы 1, 2, 3 были взяты от донной, средней и верхней части соответственно.

Исследование микроструктур чистового стального сосуда проводили в соответствии с методикой испытаний и оценки рекомендованных в работах [139,141,142]. Используемое оборудование: оптический микроскоп «CarlZelss». На рисунке 7 представлены микроструктуры, взятые от закалённого чистового сосуда, стали 50 взятые из трёх исследуемых областей.



1 2 3

Рис. 3.7 Микроструктуры донной, средней и верхней части сосуда стали 50 после управления температурой, увеличение х100.

В структуре исследуемых образцов взятых от донной (1), средней (2) и верхней части (3) исследуемого чистового сосуда наблюдается смесь феррита и пластинчатого перлита (сорбита). Размер зерна около 6 баллов. Исследование изменений механических свойств образцов подтверждает, что закалка изделия произошла из двухфазной области аустенита и феррита и скорость охлаждения во время закалки была одинаковой во всём объёме изделия. [132,137]

Выводы по главе 3

1. Разработаны методы управления температурой сосудов из стали 50 при горячей обработке на ППЛ позволяющие стабилизировать и улучшать механические свойства изделий.

2. Спроектированы, созданы и внедрены на БФ АО «НПО «Прибор» две установки: для управления температурой прокатанных сосудов с учетом обработки штамповкой; для управления температурой неравномерно нагретых чистовых сосудов в процессе штамповки для стабилизации режимов термообработки и выравнивания и формирования заданных механических свойств изделий.

3. Экспериментально определены и реализованы температурные режимы нагрева чернового сосуда после винтовой прокатки: верхняя часть 1100 °С, средняя 1080 °С, донная 1050 °С, и охлаждения во время штамповки со скоростью V4 = 0,4 $м^3$ /мин обеспечивающие заданные механические свойства: $\sigma_{0.2}$ = 658Мпа, $\sigma_{в,}$ = 958МПа, 283НВ и δ = 13%, ψ = 21%; $\sigma_{0.2}$ = 496Мпа, $\sigma_{в,}$ = 750МПа, 210НВ и δ = 18%, ψ = 35%. Неравномерность формирования механических свойств по длине изделий составляет не более 5%.

Глава 4. Разработка температурно-временных режимов, обеспечивающих заданную микроструктуру и твёрдость чистовых сосудов из стали 50.

4.1 Разработка режима нагрева заготовок обеспечивающего выравнивание показателей свойств и структуры сосудов из стали 50

Иследовано влияние индукционного нагрева на неравномерность распределения температуры по сечению прутков-заготовок из стали 50. Для этого была использована индукционная печь Элсит частотою 20 кГц. Температура нагрева заготовок 1160 ^{0}С выбиралась исходя из условий технической документации непрерывного передела в сосуды на линии прокатки и прессования БФ АО «НПО «Прибор». Неравномерность температуры нагрева определена с помощью установленных вдоль оси заготовок ХА термопар от центральной части шагом 7мм начиная от центральной части. Использовался прибор регистрирующий температуру и время нагрева Термодат 19М. На наружной поверхности температура определена с помощью оптического пирометра СЕМ 1600.

На рисунке 1 показана эксперементально установленная неравномерность распределения температуры по сечению стальных прутков-заготовок после индукционного нагрева.

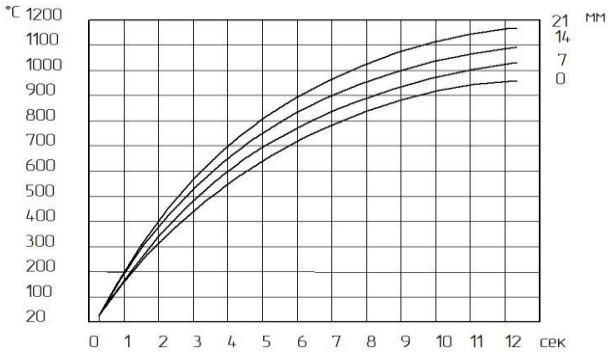


Рис. 4.1 Неравномерность распределения температуры по сечению стальных прутков-заготовок после индукционного нагрева.

Обнаруженная неравномерность температуры центральной и наружной частями заготовок составляет около 200 ^{0}С, при этом более нагрета наружная поверхность 1160 ^{0}С, а температура центральной части составляет около 960 ^{0}С.

Полученная неравномерность температуры может влиять на увеличения сопративления деформированию при дальнеейшей обработки сосудов на ППЛ.

Иследовано влияние времени выдержки в печи сопративления на выравнивание температуры неравномерно нагретых стальных прутков. Использована печь карусельного типа Снол (Словения). Температура в печи составляла 1160 ^{0}С. Перенос неравномернонагретого прутка из индукционной печи осуществлялся за 2 сек. Устанавливалось минимальное время необходимое для выравнивания разброса температуры ± 10 ^{0}С. Измерение температуры проведено вдоль оси центральной части нагретой до 960 ^{0}С заготовки. На рисунке 2 приведено влияние времени выдержки на выравнивание температуры по сечению стальных прутков-заготовок.

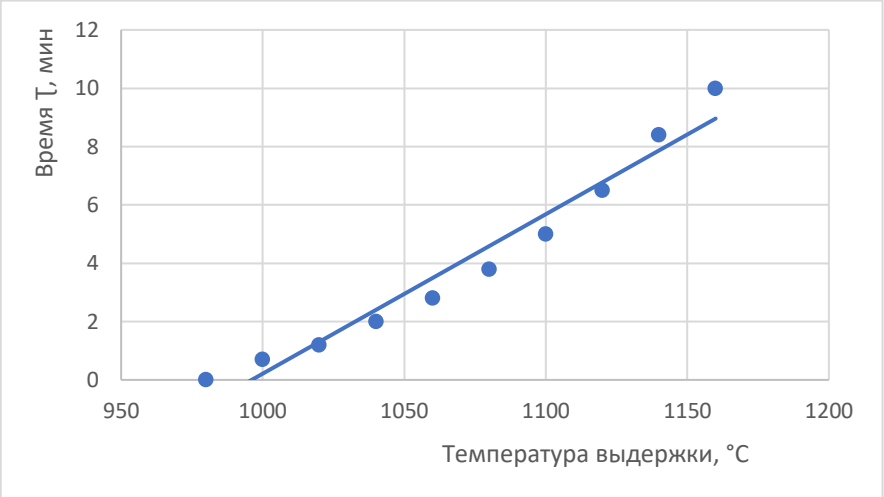


Рис. 4.2 Влияние времени выдержки на выравнивание температуры по сечению стальных прутков-заготовок.

Эксперементально определено, что минимальное время для прогрева центральной части прутков-заготовок из стали 50 до температуры 1160 ±10 ^{0}С составляет 10 мин., что в 2 раза меньше чем в существующей технологии БФ АО «НПО «Прибор». По видимому сокращение времени воздействия температуры на металл исходных заготовок приведет к меньшему слою обезуглероживания и его воздействию на механические свойства по сечению стальных сосудов.[143]

Изменение температуры полученное в работе [144] выравнивания по сечению прутков подчиняется закономерности регрессии установленного линейного уравнения.

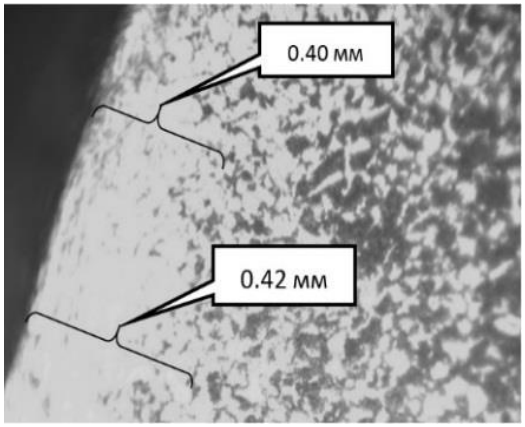
$$\tau = 0{,}0547 \cdot t - 54{,}453 \text{ при } R^2 = 0{,}96, \quad (4.1)$$

где: τ – время в минутах, t – температура в ^{0}C

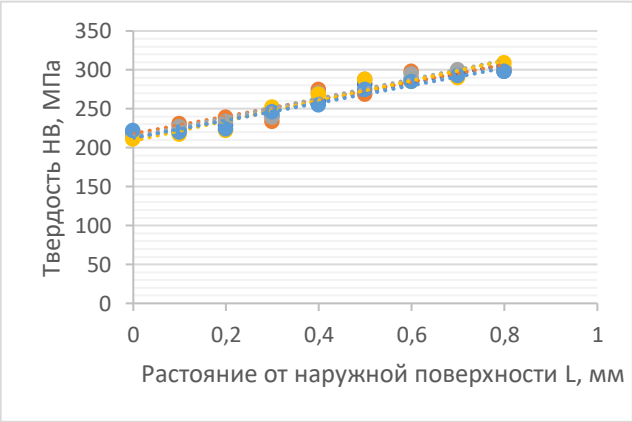
Полученное линейное уравнение позволяет определять в производственных условиях с достоверностью 96% диапазон времени в которм происходит выравнивание температуры от 980 до 1160 ^{0}C недогретой центральной части заготовок, что повышает стабильность их последующей прокатки.

В работе [130,131] исследовано влияние температурных воздействий на формирование поверхностного слоя обезуглероживания и его значение на распеределение твёрдости по сечению закалённых чистовых сосудов из стали 50 поступивших с прокатно-прессовой линии.

На рисунке 3 преведено влияние температуры нагрева и времени выдержки стальных заготовок на поверхностный слой обезуглероживания и на твердость по сечению чистовых сосудов из стали 50.



а



б

Рис. 4.3 Влияние нагрева и времени выдержки стальных заготовок на: а – слой обезуглероживания увеличение х100 , б - распределение твёрдости по сечению чистовых сосудов.

Установлено, что в процессе индукционного нагрева до температуры 1160 ^{0}C и выдержки в течении 10 мин, а также при последующей прокатки и штамповки на поверхности чистовых сосудов формируется сплошной слой

обезуглероживания толщиной от 0.4 до 0.42мм отношением мягкого феррита (обезуглероживания) к твёрдому сорбиту 5 к 1 (рис 3,а) . Проведенные измерения твёрдости (рис 3,б) в работах [130,131,145] позволили построить линейное уравнение регрессии устанавливающее закономерность влияния наружного обезуглероженного слоя по сечению сосудов на твёрдость сосудов на выходе прокатно прессовой линии.

$$HB = 212{,}04 + 118{,}5L, \text{ при } R^2 = 0{,}96 \quad (4.2)$$

где: HB – твердость измеренаая методом Бринелля, МПа , L – растояние от наружной поверхности, мм.

Полученное линейное уравнение регрессии позволяет оценивать влияние поверхносного слоя обезуглероживания на твердость по сечению стальных сосудов на выходе ППЛ.

4.2. Разработка средств управления скоростью закалки стального проката для выравнивания температуры

В качестве исходного материала использовали сосуды из стали 50 по ГОСТ1050-2013 произведённые на ППЛ предприятия АО НПО Прибор. Геометрические размеры стальных сосудов: длинна 127 мм, наружный диаметр 32мм, глубина полости 111мм, диаметр полости 20мм. Отклонения от указанных геометрических размеров составляли не более 1мм.

Имитировали нагрев сосудов из стали 50 при выходе с ППЛ. Нагрев проводили в камерной печи сопротивления BOSSIO (Словения) при температуре 850±10С^0. Время нагрева составляло около 20мин, выдержки 15 мин.

Помещали контрольную термопару ХА в полость сосуда. Контролировали скорость нагрева, температуру выдержки и скорость охлаждения с помощью контрольного устройства ТЕРМОДАТ 19М6 (Россия) с использованием методики [146]. Показания изменений температуры снимали через контрольную термопару от стенок сосуда частотой 1/сек. На рисунке 4 приведена экспериментальная

установка определения скорости охлаждения сосудов из стали 50 изготовленных на ППЛ.

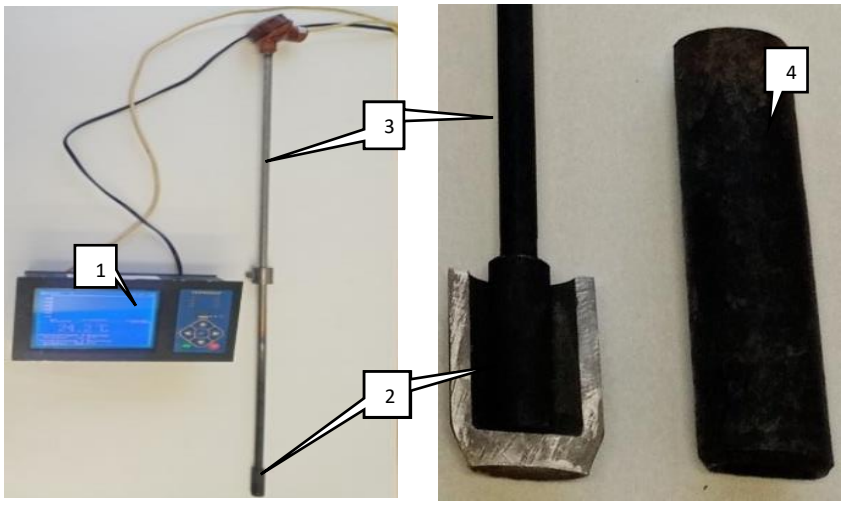


Рис. 4.4 Экспериментальная установка определения скорости охлаждения сосудов из стали 50 изготовленных на ППЛ состоящая из: 1 - контрольное устройство Термодат 19М6, 2 - фиксатор сосуда на термопаре, 3 - термопара ХА, 4 - сосуд из стали 50 изготовленный на ППЛ.

В процессе эксперимента использовали закалочные среды: вода, индустриальное минеральное масло И20, синтетический полимерный концентрат «ТЕРМАТ» по ТУ2219-23763315-2007 (Россия), растворённый в воде. Концентрации растворённого полимера, в воде рекомендованные производителем от 1 до 7%. (анализ проводился интервалом 2%). Температура закалочной среды составляла 22 ± 1 ^{0}С.

Изготовили образцы на растяжение с рабочей частью 3мм. для проведения механических испытаний на растяжение по ГОСТ1497-84 на универсальной разрывной машине INSTRON модели 3382 (США). Количество сосудов из стали 50 охлаждённых с различной скоростью 6 шт., а образцов от каждого сосуда 3шт. На рисунке 5 приведена схема отбора для изготовления образцов из сосуда стали 50 произведённого на ППЛ.

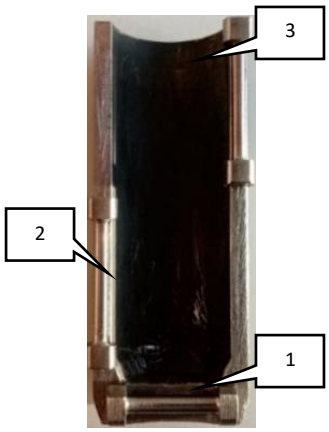


Рис.4.5 Схема отбора для изготовления образцов из сосуда стали 50 изготовленного на ППЛ: 1 - из донной области, 2 - из середины стенки, 3 - из верхней части сосуда на расстоянии 10мм.

Твёрдость 6 шт. исследуемых сосудов определяли на твердомере Роквелла mod. тр5008а (Россия), в соответствии с ГОСТ 9013-59. Количество замеров твёрдости на каждом из сосудов 3, проводились в областях изготовления образцов на растяжение рисунок 2.

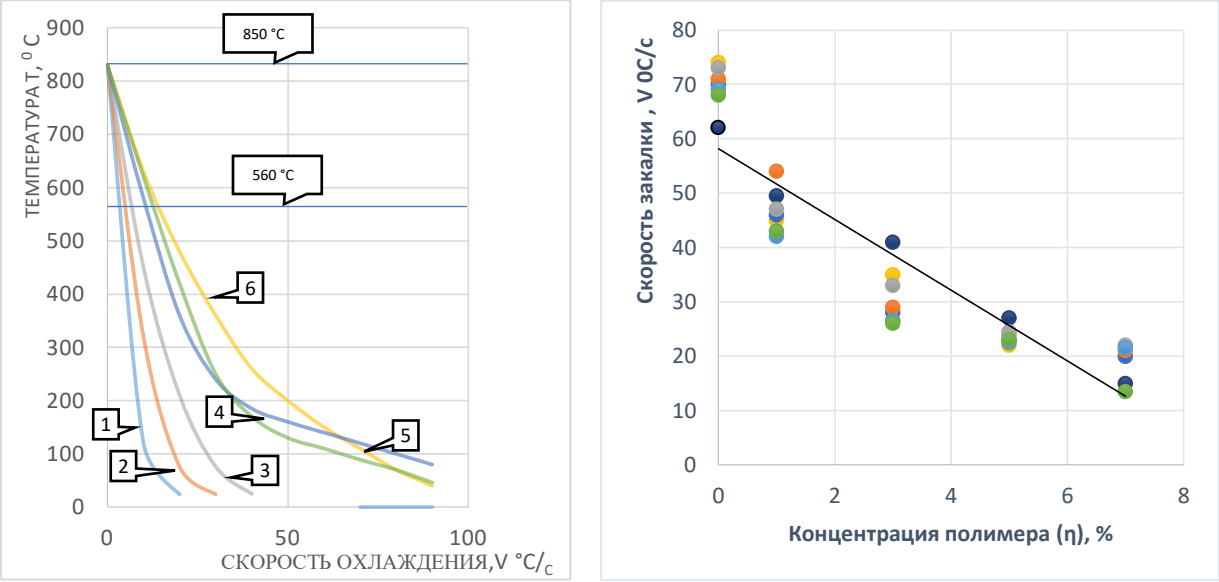
Для определения микроструктуры при различной скорости охлаждения сосудов из стали 50 использовали методику ГОСТ 5640-68 и оптический микроскоп Carl Zelss при увеличении х100. Темплеты для определения микроструктуры изготовлены из средней части сосудов рисунок 2 область 2, по 1 шт. от каждого из 6 сосудов.

4.3 Разработка режима управления скоростью закалки для расширения диапазона формирования показателей свойств и структуры сосудов из стали 50

Определяли скорость охлаждения нагретых сосудов из стали 50 на экспериментальной установке [147], состоящей из: контрольного прибора Термодат19М6, термопары ХА и закреплённой на ней фиксирующего сосуд устройства. Начальная температура нагрева сосудов составляла 850 ± 10 ^{0}С.

В процессе эксперимента использовались следующие закалочные среды: вода, индустриальное масло И20, водный раствор полимера «ТЕРМАТ» (поливинилглюколь с добавкой ингибитора коррозии). Концентрацию полимера изменяли от 1 до 7%. Учитывалась скорость охлаждения сосуда до температуры завершения изотермических превращений, которая для стали 50 равна ≈ 560 °С.

На рисунке 6 приведены результаты изменения температуры при закалке сосудов в зависимости от применяемых охлаждающих сред и их концентраций.



а б

Рис. 4.6 Влияние охлаждающих сред на изменение температуры (а) и скорости закалки от концентрации в воде полимера (б) сосудов при закалке: 1 – вода (V = 70 °С/с), 2 – «ТЕРМАТ» - 1% (V = 46 °С/с), 3 – индустриальное масло И20 (V = 32 °С/с), 4 – «ТЕРМАТ» - 3% (V = 28 °С/с), 5 – «ТЕРМАТ» - 5% (V = 23 °С/с), 6 – «ТЕРМАТ» - 7% (V = 20 °С/с)

Результаты исследований, приведённые на (рис. 4.6, а) показали, что возможно управлять скоростью охлаждения деформированных сосудов из стали 50 на выходе ППЛ в широком диапазоне выбирая различные среды закалки. С увеличением концентрации полимера «ТЕРМАТ» в воде от 1% до 7% происходит снижение теплообмена между нагретым металлом и средой закалки, что приводит к снижению скорости охлаждения полуфабрикатов от 70 до 20 ^{0}С/с. Вместе с тем применение полимера с концентрацией в 3% обеспечивает схожую с маслом И20 скорость охлаждения 28-32 ^{0}С/с и, по-видимому, микроструктуру и механические свойства сосудов.

Установленное изменение скорости охлаждения в зависимости от состава полимерных водных растворов (рис. 4.6, б) позволило построить регрессионное уравнение, устанавливающее связь между концентрацией полимера ТЕРМАТ в воде до 7% и скоростью закалки стальных сосудов.

$$V = 59{,}378 - 6{,}3994\,\eta \text{ при } R^2 = 0{,}98 \quad (4.3)$$

где: V – скорость охлаждения ^{0}C / сек., η – концентрация полимера «ТЕРМАТ» в воде, %.

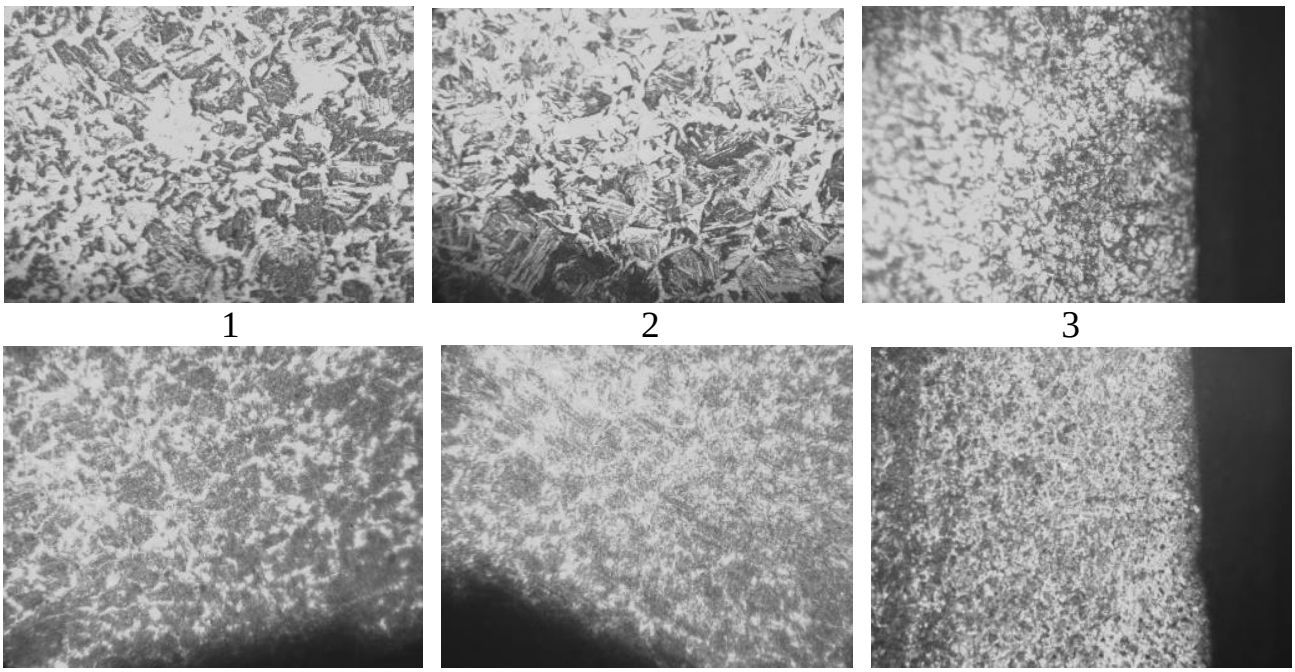
Полученное уравнение позволяет с достоверностью 98% оценивать изменение скорости закалки сосудов из стали 50 в зависимости от концентрации в воде полимерной добавки «ТЕРМАТ».

В работе [146,147] установлены связи между скоростью охлаждения нагретого металла сосудов после ППЛ в закалочных средах (вода, индустриальное минеральное масло И20, раствор полимера «ТЕРМАТ» в воде концентрацией от 1 до 7%) и механическими свойствами. Механические свойства охлаждённых с разной скоростью сосудов из стали 50 определены в донной, средней и верхней частях, на универсальной разрывной машине INSTRON модели 3382 (США). В таблице 1 приведены результаты механических испытаний охлаждённых сосудов, изготовленных на ППЛ.

Таблица 4.1. Результаты механических испытаний охлаждённых сосудов, изготовленных на ППЛ

Скорость охлаждения сосудов		Предел текучести, $\sigma_{0,2}$, МПа	Временное сопротивление разрыву, $\sigma_в$, МПа	Относительное удлинение, δ, %
1	1	801	1386	2
	2	832	1401	3
	3	824	1370	5
	среднее	819	1386	3
2	1	729	1198	8
	2	731	1172	9
	3	744	1150	9
	среднее	735	1173	9
3	1	660	940	12
	2	671	968	13
	3	665	961	11
	среднее	665	956	12
4	1	615	840	16
	2	613	823	17
	3	608	836	17
	среднее	612	833	17
5	1	640	920	15
	2	651	936	14
	3	660	915	15
	среднее	650	924	15
6	1	478	702	18
	2	512	724	17
	3	501	726	17
	среднее	497	717	17

Определено изменение микроструктуры в зависимости от скорости охлаждения стальных сосудов после терма деформационной обработки на ППЛ. Анализ микроструктуры проводили на оптическом микроскопе по ГОСТ 5640-68 на оптическом микроскопе Carl Zelss при увеличении х100. На рисунке 7 приведены микроструктуры сосудов из стали 50 полученные с ППЛ охлаждённые с различной скоростью.



1 2 3

4 5 6

Рис. 4.7 Микроструктура стальных сосудов из стали 50 изготовленных на ППЛ охлаждённых с различной скоростью: 1 – вода, 2 – раствор 1%, 3 – раствор 3%, 4 - раствор 5%, 5 - индустриальное минеральное масло И20, 6 – раствор 7%. Увеличение х100.

Проведённое исследование изменения механических свойств и микроструктуры сосудов из стали 50 изготовленных на ППЛ и охлаждённых в различных закалочных средах с установленной скоростью показало, что:

- Скорость охлаждения сосудов из стали 50 влияет на изменение механических свойств и микроструктуры. С увеличением скорости охлаждения предел текучести и временное сопротивление разрыву растут, при охлаждении в воде значения составляют 819 МПа и 1386 МПа, соответственно, при этом относительное удлинение 3%, а в структуре содержится 40-45% объёмного содержания мартенсита 7-8 балла в феррите.

При добавлении в воду концентрата полимера «ТЕРМАТ» и увеличении его количества от 1 до 7% с интервалом 2%, происходит плавное снижение прочностных показателей и увеличение пластических. Предел текучести и временное сопротивление разрыву меняются от 735 до 497 МПа, от 1173 до 717 МПа, соответственно, а пластичность увеличивается с 9 до 17%. Состав микроструктуры меняется от 35-40% мартенсита 7-8 баллов в феррите с концентрацией 1% до гомогенной ферритно-перлитной смеси соотношением 1/1 размером зерна 7 баллов концентрация 7%.

Охлаждение сосудов из стали 50 с 5% концентрацией полимера «ТЕРМАТ» растворённого в воде позволяет получать заданные сопоставимые механические свойства при охлаждении в минеральном индустриальном масле И20, с расхождением в значениях не более 10%. Расхождения механических свойств составляют: предел текучести 612 – 650 МПа, временное сопротивление разрыву 833 – 924 МПа, относительное удлинение 15-17%. В исследованных микроструктурах в феррите равно-распределённые пластинки перлита в виде сорбита, а размер зерна 7 балл.

Для возможности использования экспресс метода проверки величины механических свойств по твёрдости стальных сосудов проведено исследование влияния скорости закалки в воде, масле И20 и в различных концентрациях полимера ТЕРМАТ на изменение твёрдости сосудов из стали 50 выпущенных на ППЛ. Определена возможность управления в широком диапазоне твёрдостью деформированных сосудов при закалки со скоростью охлаждения от 20 до 70 ^{0}/с. На рисунке 8 показано влияние скорости охлаждених при закалки на твердость стальных полуфабрикатов из стали 50 изготовленных на ППЛ.

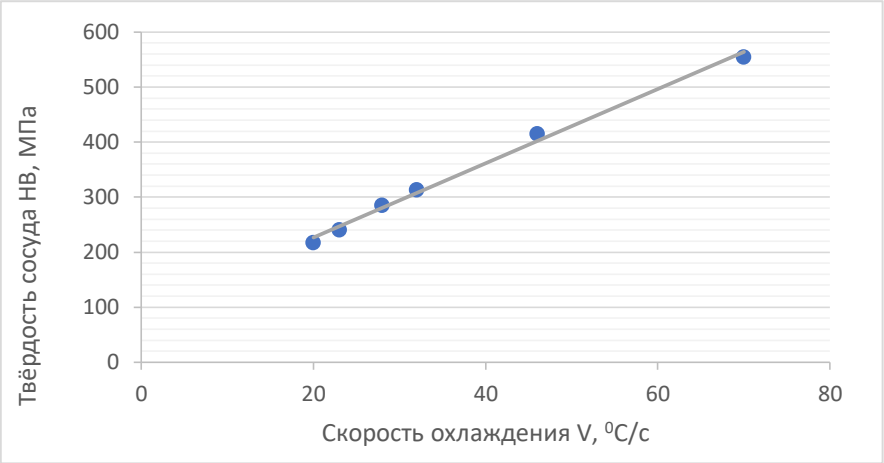


Рис. 4.8 Влияние скорости закалки, соответствующей различным средам охлаждения, на твердость полуфабрикатов из стали 50 изготовленных на ППЛ.

Установлено, что варьирование исследуемых охлаждающих сред позволяет, изменяя скорость закалки в 3.5 раза от 20 до 70 °С/с, повышать твёрдость сосудов примерно в 2,5 раза от 217 до 555 НВ . При большой скорости охлаждения 70 °С/с формируется максимальная твердость 555НВ, а при её уменьшении до величины 20 °С/с твердость снижается до 217 НВ. При закалке сосудов в водных растворах полимера установлено влияние концентрации полимера в воде на скорость закалки и твёрдость. Максимальные значения твёрдости формируются при 1% около 46 °С/с и составляют 415НВ, а минимальная твёрдость 217НВ формируется при концентрации 7%.

Проведенные исследования позволили построить регрессионное уравнение устанавливающее связь между скоростью охлаждения при закалки и твёрдостью полуфабрикатов.

$$HB = 6{,}7462V + 91{,}429, \quad \text{при } R^2 = 0{,}99, \quad (4.4)$$

где: V – скорость охлаждения ^{0}С / сек., НВ – твердость измеренаая методом Бринелля, МПа.

Полученное линейное уравнение позволяет оценивать твердость закалённых стальных сосудов выпущенных на ППЛ в зависимости от скорости охлаждения связанной с концентрацией полимера «ТЕРМАТ».

Выводы по главе 4

1. Установлена связь и построено уравнение, позволяющее управлять температурой нагрева по сечению исходных прутков-заготовок, для последующей стабильной прокатки и штамповки. Установленный режим нагрева, выдержки и деформационной обработки полуфабриката на ППЛ снижает слой обезуглероживания с 0,7 штатная технология до 0,42 разработанная технология. Установлено влияние снижения слоя обезуглероживания на 70-75% на выравнивание твёрдости по сечению изделия с ППЛ. Получены два уравнения, устанавливающее связь между: неравномерностью температуры по сечению заготовок и временем необходимым для ее стабилизации; слоем обезуглероживания и распределением твёрдости по сечению сосудов из стали 50 на выходе ППЛ.

2. Предложен экспериментально обоснованный дискретный способ управления механическими свойствами и структурой сосудов из стали 50 варьированием охлаждающей среды после термомеханической обработки сосудов на ППЛ. Применение различных охлаждающих сред обеспечивает управление механическими свойствами в широком диапазоне: твёрдость от 53 до 18HRC, предел текучести от 819 до 497 МПа, временное сопротивление разрыву от 1386 до 717 МПа, относительное удлинение от 19 до 3%. Фазовый состав микроструктуры находится в диапазоне от 40 – 45% мартенсита 7-8 баллов в феррите и меняется до гомогенной ферритно-перлитной смеси в соотношении 1/1, с переходным размером зерна 7 - 6 баллов.

3. Сравнительный анализ эффективности скорости охлаждения сосудов из стали 50 на выходе ППЛ в различных закалочных средах позволяет рекомендовать для обеспечения сопоставимых механических свойств и микроструктуры водный 5% раствор полимерного концентрата «ТЕРМАТ» вместо минерального индустриального масла И20.

Глава 5. Разработка методики неразрушающего контроля механических свойств и электромагнитного устройства(ЭМУКС) для управляемой термомеханической обработки и закалки сосудов из стали 50 на выходе ППЛ.

5.1 Разработка методики и оборудования неразрушающего контроля свойств проката

В качестве исходного материала для опробования технологии и оборудования неразрушающего контроля механических и физических свойств использовали 10шт. сосудов, выпущенные на ППЛ машиностроительного предприятия БФ АО «НПО «Прибор» из стали 50 по ГОСТ 1050-2013. Схема исследования физических и механических свойств по пяти равным поясам, а также геометрические размеры сосудов из стали 50 на выходе ППЛ приведены на рисунке 1.

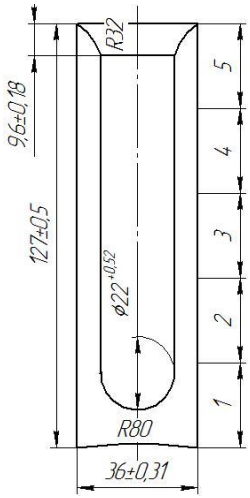


Рис. 5.1 Эскиз сосуда из стали 50 на выходе ППЛ со схемой контроля механических свойств.

Распределение механических свойств исследовали на 5 шт. сосудах из стали 50 по высоте на пяти поясах разрушаемым методом по ГОСТ 1497-84 на универсальной разрывной машине INSTRON модели 3382 (США). При этом сохраняли оставшиеся 5 шт. стальных сосудов, прошедшие те же условия обработки на ППЛ для проверки удельной электропроводности М,$_{См}$ и

остаточной магнитной индукции Нс по электродвижущей силе измеренной в вольтах далее (э.д.с. В).

Проверка механических и физических свойств не разрушаемым методом заключалась в поиске возможных технологических сбоев настройки ППЛ, приводящих к недопустимому разбросу временного сопротивления разрыву и относительного удлинения по высоте сосудов, так и обеспечение автоматизации процесса и полного контроля без трудоёмких и длительных испытаний на растяжение.

На основании проведённых исследований [124, 128, 148] по выбору типа и конструкции преобразователей, подбора оптимальной рабочей частоты тока возбуждения, на АО НПО «Прибор» был разработан опытный прибор индукционно магнитной установки ЭМУКС, предназначенный для контроля механических свойств сосудов из стали 50 в пяти поясах по величине относительной электропроводности М и остаточной магнитной индукции Нс по э.д.с.,В

Полученный опыт по намагничиванию получил развитие и был использован для создания новой установки и технологии проверки неразрушающим способом отдельных частей стальных сосудов [149]. Для этого намагничивающие и считывающие медные катушки были разнесены в соответствии с исследуемыми областями неподвижного сосуда таким образом, чтобы разница магнитного поля Нс по э.д.с. В и удельная электропроводность металла М,$_{См}$ имели чёткую границу. К разделённым по высоте поясам так же были привязаны установленные разрушающим методом механические свойства временное сопротивления разрыву σв и относительное удлинения δ%.

На рисунке 2 приведена структурная схема установки ЭМУКС неразрушающего контроля по остаточной магнитной индукции Нс э.д.с В и удельной электропроводности М,$_{См}$ сосудов из стали 50 на выходе ППЛ.

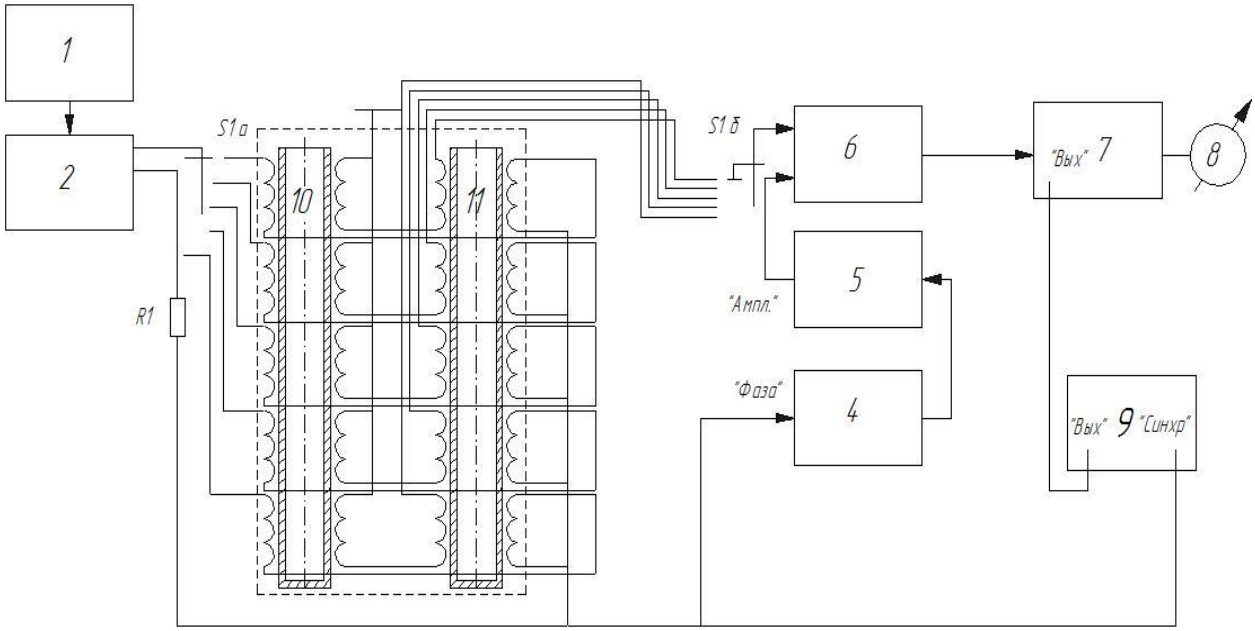


Рис. 5.2 Структурная схема ЭМУКС неразрушающего контроля свойств по высоте сосудов из стали 50 на выходе ППЛ по остаточной магнитной индукции Нс э.д.с.,В и удельной электропроводности М,$_{См}$: 1 – задающий генератор частоты, 2 - усилитель мощности, 3 – преобразователь, 4 – фазовращатель, 5 – регулятор амплитуды, 6 – сумматор, 7 – вольтметр, 8 – стрелочный указатель, 9 – осциллограф, 10 - сосуд в намагничивающей обмотке, 11 – контролируемый сосуд в считывающей обмотке, R1 – резистор, S1 переключатель поясов.

Исследовались 5 шт. сосудов из стали 50 на выходе ППЛ. Распределение временного сопротивления разрыву и относительного удлинения по пяти поясам сосуда была установлена разрушаемым методом и обеспечивалась соблюдением технологии горячей прокатки и прессования, а также последующего охлаждения сосудов в одинаковых условиях.

Расчёт количественной характеристики удельной электропроводности, измеренной в Сименсах (См) в зависимости от удельного сопротивления сосудов из стали 50 определяли по формуле

$$М,_{См} = 1/\rho, \text{ при } \rho = \frac{R \cdot S}{l} = Ом \cdot мм^2/l, \qquad (5.1)$$

Где: ρ – удельное сопротивление, R - сопротивление стали 50 сосуда в зависимости от условий деформирования и охлаждения, S – площадь поперечного сечения и l – длинна сосуда. Принимая, что размеры сосудов одинаковы.

Остаточная намагниченность выражается отношением:

$$Hc = \frac{F}{IL}, \qquad (5.2)$$

где: Hc – остаточная намагниченность, измеряемая в Тл; I – сила тока в катушке, А; F - сила действия магнитного поля; L – длина проводника, м. э.д.с измеренная в Вольтах в катушке при остаточной магнитной индукции Hc сосуда из стали 50 выражается:

$$э.д.с = N\frac{dHc}{dt}, \qquad (5.3)$$

где: э.д.с, В – электродвижущая сила, В; N – количество витков в катушке, $\frac{dHc}{dt}$ - прохождение магнитного потока Hc в единицу времени t через катушку индуктивности.

Описание структурной схемы опытного прибора ЭМУКС, приведённого на рисунке 2:

- задающий генератор частотой тока 1,5 КГц 1 через усилитель мощности 2 и переключателя поясов питает намагничивающие обмотки левой части преобразователя 3 синусоидальным током в которых находится намагничивающийся сосуд 10. В правой части обмоток находится исследуемый стальной сосуд 11 с наведённым магнитным полем. Последовательно намагничивающими медными обмотками включён резистор R1, напряжение с которого, находящиеся в фазе с намагничивающим током, подаётся на фазовращатель 4. Сигнал с фазовращателя 4 поступает на регулятор 5 амплитуды, с выхода которого подаётся на один из выходов сумматора 6, фазовращатель 4, регулятор 5 и сумматор 6 образуют устойчиво компенсации начального разбаланса. На другой вход сумматора 6 через переключатель поясов 1 поступает сигнал с измерительных обмоток преобразователя в которых находится сосуд 11 . На выходе сумматора 6 вольтметром 7 по стрелочному индикатору 8 измерялась удельная электропроводность металла $M_{,См}$ в зависимости от изменения удельного сопротивления ρ .

Для регистрации фаз сигнала э.д.с. В использовали серийный осциллограф, типа С1-19Б. На вход «Y» осциллографа подавался сигнал с выхода вольтметра 7, а синхронизация осциллографа осуществлялась сигналом с резистора R1.

Учитывалась величина отклонений остаточной магнитной индукции Нс э.д.с. измеренная в Вольтах и значения удельной электропроводности М,$_{См}$ в зависимости от изменений удельного сопротивления ρ. То есть технологические параметры настройки оборудования приводили к изменению температуры сосуда на выходе ППЛ и как следствие к снижению скорости закалки. Разница температуры и скорости охлаждения по высоте сосудов из стали 50 влияет на распределение, и по-видимому, должна повлиять на неоднородность формирования магнитного поля насыщения магнитной индукцией Нс по э.д.с, В и удельную электропроводность М,$_{См}$ вместе с механическими свойствами.

5.2 Исследование распределения электромагнитных и механических свойств по длине стальных сосудов с использованием ЭМУКС

На примере созданной АО НПО «Прибор» установки ЭМУКС приведен пример технологии сравнительного анализа сосудов из стали 50 с неоднородными по высоте механическими свойствами изготовленных на ППЛ [150,151]. На графиках рисунков 3-5 приведены распределения средних значений магнитной индукции Нс по э.д.с, и удельной электропроводности М,$_{См}$, сосудов из стали 50 с неоднородными механическими свойствами временным сопративлением разрыву σв, МПа и относительным удлинением δ %.

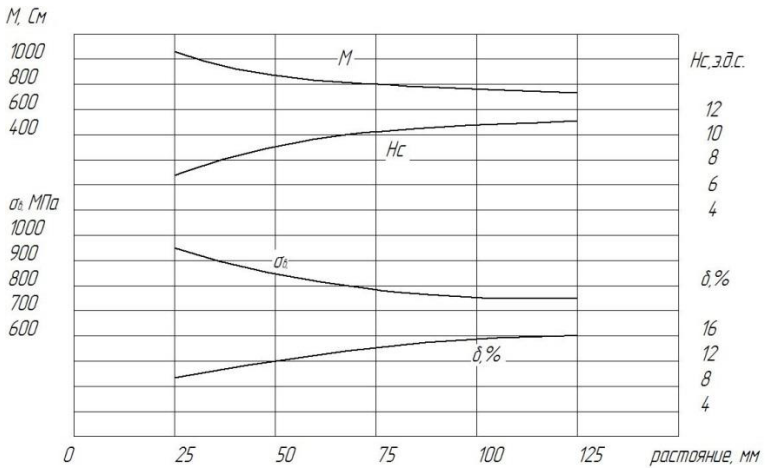


Рис. 5.3 Распределение электромагнитных и механических свойств по высоте сосуда из стали 50 на выходе ППЛ.

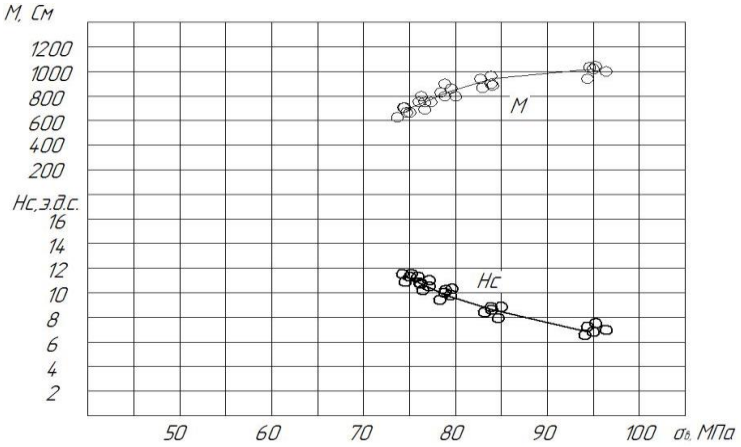


Рис. 5.4 Зависимость между магнитной индукцией Нс по э.д.с,В удельной электропроводностью М,$_{См}$ и временным сопротивлением разрыву σв сосуда из стали 50 на выходе ППЛ.

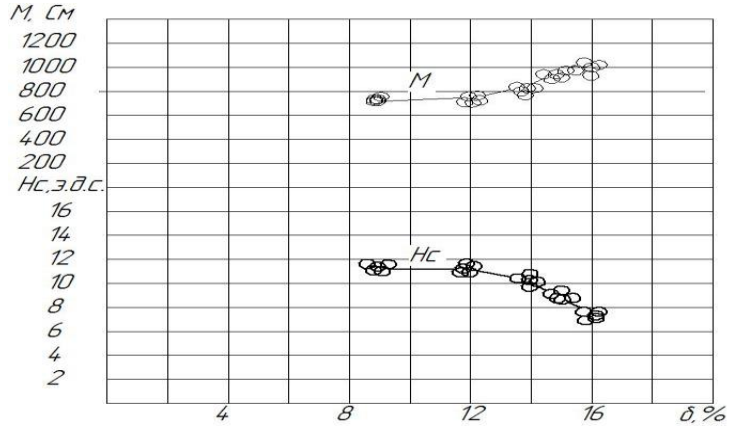


Рис. 5.5 Зависимость между магнитной индукцией Нс по э.д.с,В удельной электропроводностью М,$_{См}$ и относительным удлинением δ% сосудов из стали 50 на выходе ППЛ.

Из анализа графиков, приведённых на рисунках 3 - 5 видно, что ход кривых распределения электромагнитных и механических свойств хорошо согласуется. Таким образом контроль неравномерности распределения по высоте механических свойств возможен как по величине магнитной индукции Нс по э.д.с, так и по величине удельной электропроводности М,См при условии, что останутся неизменными химический состав и геометрические размеры сосудов из стали 50 на выходе ППЛ. В таблице 1 приведены результаты измерений физика механических свойств 5шт. сосудов из стали 50 на пяти поясах.

Таблица 5.1 Результаты измерений физика механических свойств 5шт. сосудов из стали 50 на пяти поясах.

№ пояса	Нс, э.д.с, В	М,См	σв, МПа	δ, %
1	11.03	725	943	9.86
2	10.93	788	886	11.58
3	10.13	801	814	13.55
4	9.08	863	763	15.11
5	6.98	1020	715	16.53

Полученные результаты исследований распределения физических и механических свойств 5шт. сосудов из стали 50 по высоте [151,152] позволили построить регрессионные уравнения описывающих связи между: магнитной индукции Нс по э.д.с, удельной электропроводности М,См и величин с временного сопротивления разрыву σв и относительного удлинения δ,%

$$Нс\ э.д.с\ ,В = 1472,3 - М,65,724См \quad при\ R^2 = 0,96\% \qquad (5.4)$$

$$Нс\ э.д.с\ ,В = 50,298σв + 339,83 \quad при\ R^2 = 0,84\% \qquad (5.5)$$

$$Нс\ э.д.с\ ,В = 27,466 – 1,4683δ\% \quad при\ R^2 = 0,85\% \qquad (5.6)$$

$$М,См = 1449,7 – 0,7452σв \quad при\ R^2 = 0,83\% \qquad (5.7)$$

$$М,См = δ,\%0,0218 – 4,9758 \quad при\ R^2 = 0,84\% \qquad (5.8)$$

Полученные уравнения по показателям измерений Нс э.д.с, В и М,см позволяет с достаточной для практики достоверностью определять механические свойства по высоте сосудов из стали 50 на выходе ППЛ. Разработанная ЭМУКС прошла опытно-промышленную проверку на БФ АО «НПО «Прибор» с положительной оценкой.

5.3 Опытно-промышленное опробование и внедрение технологии и оборудования неразрушающего контроля свойств сосудов на выходе прокатно-прессовой линии

Результаты исследований позволили обосновать проектное решение для создания экспериментальной установки оперативного контроля распределения механических свойств в верхней и донной частях стальных сосудов по остаточной намагниченности. [153] На рисунке 6 приведена эксперементальная установка для проверки механических свойств донной и верхней частей стальных сосудов по остаточной намагниченности. С её помощью устанавливали зависимость между механическими свойствами, структурой и физической величиной остаточной намагниченности измеренной в Вольтах.

Рис. 5.6 Эксперементальная установка проверки механических свойств донной и верхней частей стальных сосудов по остаточной намагниченности: 1 – источник постоянного тока; 2 - катушка индуктивности донная, 3 -катушка индуктивности верхняя,4- внутреннее сопративление цепи 10 Ом, 5 - цифровой асцилограф,6 – сосуды из стали 50 помёщённые верхней и донной частью в измеряющие катушки индуктивности.

Магнитное поле формировали силой тока 10А, напряжением 20В в верхней и донной частях сосуда из стали 50 в течение 10с. Рабочие части цилиндрических катушек имели размеры: донная - общей высотой 35 мм, диаметром 40 мм,

верхняя – общей высотой 25 мм, диаметром 40 мм, намотанные на фторопластовые втулки с внутренним диаметром 36 мм. Сечение медного проводника катушек составляло 1 мм^2, а длинна: донной 970 мм, верхней 630 мм.

Измерено с помощью цифрового осциллографа экспериментальной установки отношения временного сопротивления разрыву и напряжение остаточной индуктивности в областях крайних значений прочностных и пластических свойств верхней и донной частей 10 шт. стальных сосудов на выходе ППЛ. Разброс средних значений для временного сопротивления разрыву $\sigma_в$ составил ±10МПа, а для напряжения остаточной индуктивности не более 0,01В. В таблице 2 приведены напряжение остаточной индуктивности у верхней и донной частей соответствующие временному сопротивлению деформации сосудов из стали 50 на выходе ППЛ.

Таблица 5.2 Напряжение остаточной индуктивности у верхней и донной частей соответствующие временному сопротивлению деформации сосудов из стали 50 на выходе ППЛ

Область сосуда	$\sigma_в$, ±10МПа	Напряжение остаточной индуктивности, ±0.01В
донная	961	1,72
верхняя	717	1,51
разница, %	25	0,21

Приведённые данные изменений напряжения остаточной индуктивности 10 шт. сосудов из стали 50 измеренной в Вольтах указанные в таблице 3 коррелируются с изменениями размера зерна, а также механическими свойствами. В донной области напряжение 1,72В при максимальных прочностных$\sigma_в$ = 961МПа и минимальных пластических механических свойствах, в структуре смесь феррита и пластинчатого перлита в виде сорбита размером зёрен 6-7 баллов.

В верхней части сосуда наблюдаются повышенные пластические свойства при умеренных прочностных $\sigma_в$ = 717МПа, а остаточной индуктивность 1,51 В размер зёрен около 6 баллов .

Экспериментальная электромагнитная установка контроля механических свойств сосудов прошла опытно-промышленную проверку при производстве стального проката на ППЛ предприятия БФ АО «НПО «Прибор»

С использованием электромагнитного устройства контролировали твёрдость по Роквеллу на двух партиях опытных стальных сосудов по 5 шт. в каждой, полученных после горячей обработки на ППЛ в АО «НПО «Прибор». Термообработка сосудов осуществлялась по двум режимам: 1 - с дополнительным нагревом стенок сосудов, прошедших прокатку и горячую штамповку с последующей закалкой с температуры 850°С в масле И20; 2 - при дополнительном охлаждении донной части во время штамповки и последующей закалки с температуры 750°С в масле И20.

Результаты измерений твёрдости стальных сосудов групп 1 и 2 и соответствующих значений Нс э.д.с, В приведены в таблице 3.

Таблица 5.3 Твёрдость стальных сосудов групп 1 и 2

Номер группы	Номера сосудов и твёрдость, HRC						Номера сосудов и Нс э.д.с, В					
	1	2	3	4	5	Среднее	1	2	3	4	5	Среднее
1	20	21	21	22	21	21	1.47	1.49	1.5	1.5	1.49	1.49
2	28.5	29	29	30	30	29	1.64	1.67	1.67	1.7	1.7	1.67

В результате анализа разброса значений твёрдости сосудов, представленных в таблице 3, установлено, что отклонения измерений твёрдости сопоставимы с отклонениями величин напряжения Нс э.д.с, В и составляют не более 5% в каждой из исследованных групп [148,154].

Суммарная погрешность при измерении твёрдости HRC и соответствующего напряжения Нс э.д.с, В составляет 10%, а погрешность измерений в обоих случаях составляет не более 5%, следовательно, достоверность полученных результатов

при использовании разработанного устройства контроля составляет не менее 90%, что удовлетворяет требованиям точности контроля твёрдости на предприятии БФ АО «НПО «Прибор». Результаты исследования позволили установить общую картину зависимости между твёрдостью HRC и напряжением Нс э.д.с В, представленную на рисунке 7.

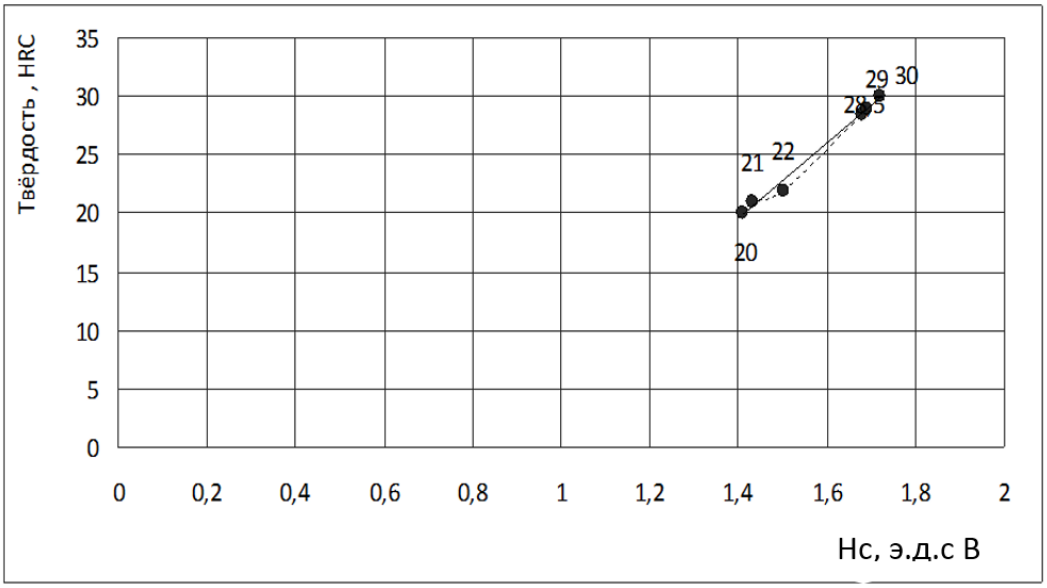


Рис. 5.7 Зависимость твёрдости HRC сосудов из стали 50, прошедших ППЛ, от величины сигнала Нс э.д.с, В.

Статистическая обработка результатов экспериментов позволила получить линейное уравнение регрессии, связывающее твёрдость по Роквеллу HRC и величину Нс э.д.с, В, регистрируемую электромагнитным устройством контроля свойств стальных сосудов на выходе из ППЛ:

$$HRC = 32{,}136\ B - 25{,}424. \qquad (5.9)$$

Степень тесноты линейной связи между переменными в уравнении (9) подтверждается высоким значением коэффициента корреляции $R =$ 0,9967. На основании полученных результатов можно считать доказанной возможность оценки твердости HRC стальных тонкостенных сосудов из стали 50 с помощью электромагнитного устройства контроля механических свойств.

Выводы по главе 5

1. Разработанная электромагнитная установка контроля механических свойств ЭМУКС по высоте сосудов из стали 50 на выходе прокатно-прессовой линии как по величине магнитной индукции Нс по э.д.с, В, так и по удельной электропроводности М,$_{См.}$ деформированного проката. В качестве контролируемых параметров неразрушающего контроля целесообразно выбирать удельную электропроводность или э.д.с. В

2. Экспериментально определены количественные связи между физическими и механическими свойствами по высоте сосудов из стали 50 для электромагнитного обеспечения устройства контроля: в донной части пояса сосуда 1 – формируются максимальные значения магнитной индукции Нс э.д.с 11,3 В и временного сопротивления разрыву σв около и 956 МПа, а относительное удлинение δ и удельная электропроводность (М) минимальны около 8,94% и 503См соответственно. В верхней части пояса 5 наоборот, формируются высокие значения относительного удлинение δ = 15,9 % и удельной электропроводности около и 1020См при низком сопротивлении разрыву около 750 МПа и магнитной индукции Нс по э.д.с 6,93В.

3. Получены адекватные регрессионные уравнения, позволяющие определять величины временного сопротивления разрыву и относительного удлинения стальных деформированных сосудов, что позволяет определять по удельной электропроводности и остаточной магнитной индукции полуфабрикатов получением на выходе прокатно-прессовой линии БФ АО «НПО «Прибор».

4. Количественный анализ результатов исследования диапазонов изменений свойств позволил спроектировать и создать электромагнитную установку неразрушающего контроля качества донной и в верхней частях сосудов из стали 50 на выходе ППЛ БФ АО «НПО «Прибор». Найдены связи и построено уравнение, устанавливающее корреляцию неразрушающих способов проверки на экспериментальной установке неравномерности электромагнитных и механических свойств по твёрдости.

ОСНОВНЫЕ ВЫВОДЫ

1. Результаты компьютерного моделирования МКЭ процесса горячей винтовой прокатки и последующей штамповки позволили выявить и установить влияние неконтролируемых переменных на существующую неравномерность распределения температуры в пределах 210 градусов по длине стальных сосудов на выходе прокатно-прессовой линии. Экспериментально подтверждено качественное и уточнено количественное влияние неравномерности температуры по длине сосудов на формирование микроструктуры и механических свойств. Показано, что остаточная разница температуры приводит к неравномерности распределения свойств по длине (высоте) сосудов на 25…30%, а именно $\sigma_{0,2}$ = 474 – 660МПа, $\sigma_в$ = 719 – 978МПа, δ = 13 – 18%, ψ = 23 – 35% и НВ = 210 – 287МПа.

2. Получены линейные уравнения, описывающие влияние неравномерности распределения температуры на скорость закалки, позволяющие прогнозировать формирование микроструктуры и механических свойств по длине сосудов из стали 50 на выходе ППЛ.

3. Разработан метод управления температурой чистовых сосудов из стали 50 при горячей обработке на прокатно-прессовой линии. На основе этого метода спроектированы, созданы и опробованы две опытные установки: локального индукционного нагрева после прокатки и охлаждения во время штамповки для выравнивания температуры сосудов. Экспериментально определены и реализованы температурные режимы нагрева чернового сосуда после винтовой прокатки: верхняя часть 1100 °С, средняя 1080 °С, донная 1050 °С, и охлаждения во время штамповки со скоростью V4 = 0,4 $м^3$ /мин обеспечивающие заданные механические свойства: $\sigma_{0.2}$ = 658Мпа, $\sigma_{в,}$ = 958МПа, 283НВ и δ = 13%, ψ = 21%; $\sigma_{0.2}$ = 496Мпа, $\sigma_{в,}$ = 750МПа, 210НВ и δ = 18%, ψ = 35%, с погрешностью менее 5%. Получены уравнения устанавливающие связи распределения основных показателей механических свойств по длине чистовых сосудов

4. Предложен экспериментально обоснованный дискретный способ управления твёрдостью сосудов варьированием охлаждающих сред при закалке проката на ППЛ. Определена скорость закалки в зависимости от применяемых охлаждающих сред: 1 – вода (70 °С/с), 2 – полимерный раствор 1% (46 °С/с), 3 – индустриальное

минеральное масло И20 (32 °С/с), 4 – полимерный раствор 3% (28 °С/с), 5 – полимерный раствор 5% (23 °С/с), 6 – полимерный раствор 7% (20 °С/с). Показано, что применение различных охлаждающих сред обеспечивает управление твёрдостью в диапазоне от 217 до 555НВ. Получено уравнение, устанавливающее связь влияния концентрации полимера в воде на скорость охлаждения сосуда при закалке.

5. Установлена связь между неравномерностью индукционного нагрева и временем необходимым для выравнивания температуры в печи сопротивления по сечению прутков-заготовок. Построено уравнение с использованием, которого, возможно определять минимальное время выдержки, для последующей стабильной прокатки и штамповки. Показано влияние температуры, времени и степени деформации на слой обезуглероживания и распределение твёрдости по сечению стального проката. Получено уравнение, устанавливающее связь между слоем обезуглероживания и распределением твёрдости по сечению сосудов из стали 50 на выходе ППЛ.

6. Экспериментально определены количественные связи между механическими и физическими свойствами сосудов из стали 50 на выходе прокатно-прессовой линии. Получены уравнения, позволяющие вычислять временное сопротивление разрыву и относительное удлинение на основе измерений удельного электросопротивления и величины э.д.с.,В характеризующей магнитные свойства проката.

7. Результаты исследования опробованы и внедрены на прокатно-прессовой линии машиностроительного предприятия БФ АО «НПО «Прибор»:

- разработана технология и опробовано оборудование по управлению температурой и механическими свойствами стальных сосудов при горячей деформации на прокатно-прессовой линии, что позволило повысить качество механических свойств стальных сосудов на 4 – 5% и увеличить выход годных полуфабрикатов на 2-3%.
- разработано и внедрено электромагнитное устройство неразрушающего контроля механических свойств, что позволило снизить себестоимость производства сосудов из стали 50 на 3-5%.

Список литературных источников.

1. Гугис Н.Н. Развитие производства проката в Российской федерации в 2014-2018 г. // Производство проката., 2019г. №8., С3-11

2. Баричко Б.В. Трубная промышленность на пути к новому технологическому укладу // Сталь. 2021, №11., Краткие итоги XXIV Международной научно-практической конференции «Трубы-2021» С29-33

3. ГОСТ 19136-80 Баллончики для бытовых сифонов . – Введ. 01.07.1981г.

4. ГОСТ 949 – 73 Баллоны стальные малого и среднего объёма для газов на 19,6 МПа. Введ. 01.01.1975г.

5. ГОСТ 12247-80 Баллоны бесшовные большого объёма для газов на 31,4 и 39,2МПа. Введ. 01.01.1982 г.

6. ГОСТ 11114-1-2017 Баллоны газовые. – 01.03.2019 г.

7. Голубь С.А., Кучерявых Г.Г., Леонов В.П. Контроль уровня механических свойств металла баллонов высокого давления с использованием замера твёрдости // Вопросы материаловедения. 2008. № 4 (56). С. 116-123.

8. Тразанов А.В., Таранцева К.Р., Красная Е.Г., Полянскова Е.А. Исследование закономерностей и кретерий оценки разрушения материалла под действием механических нагрузок и коррозии для обеспечения безопасности газовых баллонов // XXI век: итоги прошлого и проблемы настоящего плюс. 2018. Т. 7. № 3 (43). С. 141-144.

9. Агеев Н.П., Затеруха Е.В. Исследование неравномерности распределения степени деформации и механических свойств по сечению полых деталей , штампуемых способом вытяжки с утонением // Металлообработка. 2014. № 3 (81). С. 36-42.

10. Романцев Б.А., Морозова И.Г., Лисовский А.В., Алешин Н.Н К вопросу формирования структуры и свойств металлических материалов при винтовой прокатке // М. Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. №11. 2002. Стр 28-30.

11. Махутов Н.А., Пермяков В.Н. Ресурс безопасной эксплуатации сосудов и трубопроводов. – Новосибирск: Наука, 2005. – 516 с.

12. Плохих А.И. О возможности применения многослойных металлических материалов для изготовления баллонов высокого давления // Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Машиностроение, материаловедение. 2014. Т. 16. № 4. С. 97-106.

13. Ушков А.С. Современные требования к проектированию, изготовлению и контролю качества стальных бесшовных газовых баллонов многоразового использования для технических газов // инновации и импортозамещение в трубной промышленности (Трубы-2016). Труды XXII Международной научно-практической конференции. Под редакцией И.Ю. Пышминцева. 2016. С. 261-270.

14. Гамин Ю.В., Романцев Б.А. Особенности процесса прошивки коротких заготовок малого диаметра на мини-стане винтовой прокатки // Производство проката. 2015. № 11. С. 25-31.

15. Пат. № 2600594 РФ, МПК B21K21/06. Способ изготовления заготовок в форме стакана из прутка / Свободов А.Н., Чижевский О.Т., Липченко Ю.Н., Гамин Ю.В. и др. – заявл. 03.02.2015 г., опуб. 03.10.2016г.

16. Роменцев Б. А., Гончарук А. В., Вавилкин Н. М., Самусев С. В. Трубное производство. — 2-е изд., испр. и доп. — М. : Изд. дом МИСиС, 2011. — 970 с.

17. Алексеев А.В. Напряженное и деформированное состояние при горячей объёмной штамповке сложнопрофильной детали // Известия Тульского государственного университета. Технические науки. 2021. № 6. С. 374-376.

18. Ланской Е.Н., Поздеев Б.М. Влияние температурного фактора на размерную точность поковок при полугорячей объемной штамповке // Кузнечно-штамповочное производство. 1983. - №4. с. 5-7.

19. Фомичев А.Ф., Кривицкий Б.А., Юргенсон Э.Е., Левочкин О.А., Салиенко А.Е. Компьютерное моделирование процессов горячей объёмной штамповки // Кузнечно-штамповочное производство. Обработка материалов давлением. 2007. № 6. С. 42-47.

20. Овчиников А.Г., Хабаров А.В. Прямое выдавливание цилиндрических стаканов. В кн. Совершенствование процессов объёмной штамповки, - М: МДНТП, 1980. С 103-108

21. Денищев Т.В., Дмитриев А.М., Коробова Н.В., Попов Н.Е. Исследование влияния технологических параметров на разностенность при комбинированном выдавливании крупногабаритных поковок типа стакан // Заготовительные производства в машиностроении 2012. №2. С16-22

22. Иванов В.И., Назаров К.Д. О повышении ресурса инструмента горячей объёмной штамповки // Труды ГОСНИТИ. 2016. Т. 124. № 2. С. 67-74.

23. Живов, Л.И. Кузнечно-штамповочное оборудование. Моло-ты. Винтовые прессы. Ротационные и электрофизические машины / Л.И. Живов, А.Г. Овчинников. – 2-е изд., перераб. и доп. – Киев: Вища школа, 1985. – 279 с.

24. Живов, Л.И. Кузнечно-штамповочное оборудование. Прес-сы / Л.И. Живов, А.Г. Овчинников. – 2-е изд., перераб. и доп. – Ки-ев: Вища шк., 1981. – 375 с.

25. ГОСТ 8479 – 70 Поковки из конструкционной углеродистой и легированной стали. – Введ. 01.01.1971

26. Субич В.Н., Расчёт и проектирование процессов объёмной и листовой штамповки: учеб. пособие / В.Н. Субич, Н.А. Шестаков, В.А. Дёмин, А.В. Власов. - М.: МГИУ. – 2007. – 414 с.

27. Затеруха Е.В., Лобов В.А. Оценка качества технологических процессов по формируемым механическим свойствам // Известия Тульского государственного университета. Технические науки. 2019. № 5. С. 174-179.

28. Попелюх А.И., Юркевич М.Р., Попелюх П.А. Применение комбинированной термомеханической обработки стали для упрочнения штампованных поковок // Актуальные проблемы в машиностроении. 2014. № 1. С. 497-502.

29. Топоров В.А., Пьянков Б.Г., Панасенко О.А., Богатов А.А., Нухов Д.Ш. Исследование и внедрение процесса производства тонкостенных гильз на прошивном стане ПАО СТЗ // Сталь. 2017. №5. С.34-37

30. Пат. 2131320 РФ,МКИ4 B21j13/02; B 21 H 1/18 Способ изготовления полых асимметричных деталей / Голенков В.А., Радченко С.Ю., Дорофеев О.В., Капрыкин К.И. (РФ) №95119033/02; Заявлено 09.11.95; Опубл. 20.01.98, Бюл №2. -4е.:ил.

31. Романцев Б.А., Морозова И.Г. Лисовский А.В. Исследование технологических возможностей винтовой прокатки высокопрочных чугунов с целью получения полуфабрикатов // М. Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. №3. 2003 Стр 32-34.

32. Онучин А.Б. Разработка и исследование эффективной технологии для производства полых заготовок из углеродистых и легированных сталей автореферат дис. кандидата технических наук / НИТУ «МИСиС». Москва. 2013

33. Romantsev B., Goncharuk A., Aleshchenko A., Gamin Y., Mintakhanov M. Development of multipass skew rolling technology for stainless steel and alloy pipes' production. International Journal of Advanced Manufacturing Technology. Vol. 97. Iss. 9-12. 2018. P. 3223-3230. DOI: 10.1007/s00170-018-2134-3

34. Потапов И.Н., Полухин П.И., Новая технология винтовой прокатки. М., Металлургия, 1970 г., 342 с.

35. Матвеев Б.Н., Голубчик Р.М. Новые исследования процесса прошивки заготовок в косовалковых станах. // Сталь № 9. 2000 г. с. 53-58

36. Пат. № 2595182 РФ, МПК B21B19/04. Устройство для изготовления цилиндрических заготовок формы стакан / Чижевский О.Т., Свободов А.Н., Заглада В.И., Гамин Ю.В. и др. – заявл. 03.02.2015 г., опубл. 20.08.2016 г.

37. А.В. Гончарук, Г.П. Жигулев, Р.Н. Фартушный, А.Б. Онучин А.Б Моделирование и экспериментальное исследование зацентровки и калибровки заготовок в стане винтовой прокатки // Изв. вузов. Черная металлургия. 2008. № 3. С. 40-44

38. Чернышев, Ю.М. Освоение обжатия непрерывно литой заготовки на трехвалковом стане ОАО ПНТЗ / Чернышев Ю.М., Исайкин А.Н., Халдин Д.В., Белокозович Ю.Б., Ошурков А.Л., Чечулин Ю.Б., Песин Ю.В., Кузнецов В.И. // Сталь. – 2016. – №5. – С.35-40.

39. Ротенберг Ж.Я., Будников А.С. Модернизация технологии винтовой прокатки в многовалковом стане // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. 2022. Т. 65. № 1. С. 28-34.

40. Дреманович С.С., Корякин Н.А. Внедрение технологий изготовления полых штучных заготовок на валковых поперечно-винтовых прокатных станах для изделий специального назначения // Вестник Ижевского государственного технического университета. 2011. № 3 (51). С. 20-21.

41. Гамин Ю.В. Разработка технологии и оборудования для горячей прокатки полых заготовок с дном малого диаметра. автореферат дис. кандидата технических наук / НИТУ «МИСиС». Москва. 2017

42. Карпов С.М., Колесников А.Г., Никулин А.Н. Связь механических свойств металла с деформационными условиями прошивки заготовок в гильзы на прошивном стане винтовой прокатки // Проблемы чёрной металлургии и материаловедения. 2019. №1. С.5-20.

43. Romantsev, B. A., Aleshchenko, A. S., Goncharuk, A. V., & Galkin, S. P. (2012). Mini tube-production unit 40-80 with a three-high reeling mill. *Metallurgist, 55*(11-12), 918-924. doi:10.1007/s11015-012-9522-y

44. Матросов Ю.И., Филимонов В.Н. Влияние режима контролируемой прокатки на структуру и механические свойства стали.- Известия вузов. Черная металлургия, 1983, № 5, с. 91-96.

45. Romantsev, B. A., Gamin, Y. V., Goncharuk, A. V., & Aleshchenko, A. S. (2017). Innovative equipment for producing cost-effective hollow billets for mechanical-engineering parts of small diameter. *Metallurgist, 61*(3-4), 217-222. doi:10.1007/s11015-017-0480-2

46. Romantsev B.A., Goncharuk A.V., Aleshchenko A.S., Onuchin A.B., Gamin Y.V. Improving the Regimes Used for Hot-Rolling Tubes on Mini Tube-Production Unit 70–270. Metallurgist. Vol. 59. Iss. 5-6. 2015. P. 386-389. DOI: 10.1007/s11015-015-0114-5

47. А.В. Гончарук, В.Г. Поярков, Б.А. Романцев, Р.Н. Фартушный Основные направления повышение качества труб нефтяного сортамента // Труды седьмого конгресса прокатчиков. Том П. - М.: Черметинформация. 2007. С. 395-400

48. Шкатов В.В., Мазур И.П., Кавалек А., Жучкова Т.С. Модель кинетики статической рекристаллизации аустенита в углеродистых и низколегированных

сталях при горячей прокатке // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. 2017. Т. 15. № 2. С. 69-74.

49. Бернштейн М.Л., Добаткин С.В., Капустина Л.М. Процессы динамического разупрочнения в ходе горячей деформации.-В кн.: Взаимодействие дефектов кристаллической решетки и свойства металлов.- Тула: ТЛИ. 1980. с. 41-46.

50. Бернштейн М.Л. Структура деформированных металлов.-М.: Металлургия, 1977.-432 с.

51. Бернштейн М.Л. Займовский В.А., Капуткина Л.М. Термомеханическая обработка стали.-М.: Металлургия, 1983.480 с.

52. Лисовский А.В., Бубнова Л.В. Исследование возможностей термопластической обработки ВЧШГ // Тезисы докладов. М.: Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. № 5, 2004 .

53. Дрюкова И.Н., Томенко Ю.С. Кинетика изменения величины зерна аустенита малоуглеродистой стали после деформации при высоких температурах.-МиТОМ, 1974, № 4, с. 10-17.

54. Романцев Б.А., Гончарук А.В., Хе Ч.С. Получение горячекатаных полых заготовок из легированных сталей // Производство проката. 2015. № 5. С. 23-26.

55. Бигус К., Эверц Т., Даль В. Термомеханическая обработка конструкционных сталей // Черные металлы. 1994. № 1. С.29-35.

56. Romantsev B.A, Lisovskii A.V. Formation of unique structures and properties for cast iron during hot metal forming. Metallurgist. Volume 54, Numbers 3-4 / July 2010. p. 173-177, DOI: 10.1007/s11015-010-9275-4.

57. А.В. Гончарук, Б.А. Романцев, Р.Н. Фартушный Калибровка и зацентровка слитков в трехвалковом стане винтовой прокатки // Производство проката. 2008. № 3. С. 34-37.

58. Материаловедение и технология конструкционных материалов. Учебное пособие. Часть 1. Материаловедение. Стандарт третьего поколения / В.М. Александров. – Архангельск: Северный (Арктический) федеральный университет, 2015. – 327 с.

59. Большаков В.И. Субструктурное упрочнение конструкционных сталей. 2-е издание.-Канада, 1998, 316с.

60. Лисовский А.В., Захаров А.Ю. Проблемы, возникающие перед инженерной деятельностью на современном этапе развития // Сборник материалов Международной научно-практической конференции Модернизация социально-экономической сферы общества и проблемы современного образования Часть 2. Электросталь 2012. с 63-66

61. Термическое упрочнение проката // Стародубов К.Ф., Узлов И.Г., Савенков В .Я., Поляков С.Н. Борковский Ю.З. Калмыков В.В.- М.: Металлургия, 1970.-368 с.

62. Эфрон Л .И. Состав и свойства конструкционных сталей, получаемых ТМО в потоке стана // Сталь. 1996. № 1. С. 54-61.

63. Me Queen H.J. Hot Working and recrystallization of facecentered metals// Strength of metals and alloys. Proceging of intern. Conf. Tokio, 1967. Sendai. 1968. P. 170-177.

64. Kazasu, Shimizu T. Recrystallization of an 18-8 austenitic stainless steel after hot rollings//Tr. Jron and Steel Inst. Japan. 1971. v. 11. № 6, p.359-366

65. Лисовский А.В., Захаров А.Ю. Обработка металлов давлением как высокоэффективный способ формирования заданных структур и свойств металлов и сплавов // Сборник научных трудов том 1 Восьмой всероссийской научно-практической конференции студентов и аспирантов с международным участием . Посвящённая памяти В.Б. Крахта к.т.н., профессора, академика МАНЭБ, 2012г. С 49-50

66. Горелик С.С. Рекристаллизация металлов и сплавов. -М.: Металлургия, 1978.-568 с.

67. Янковский В.М., Осада Я.Е., Соломадина Е.А. Перспективные технологические схемы термомеханической обработки горячедеформированных труб // Сталь, 1976, № 10, с. 939-943.

68. Эфрон Л.И. Формирование структуры и механических свойств конструкционных сталей при термической обработке в потоке прокатного стана // Сталь. 1995. №8. С. 57-64.
69. Хасимото Т. и др. Механические свойства низколегированной стали после прокатки в аустенитно-ферритной области. Пер. с яп. № 5-42 592, Тецу то хаганэ, 1979, т. 65, № 9, с. 1425-1433.
70. Дементьев В.Б., Засыпкин А.Д. Особенности формирования обезуглероженного слоя при ВТМО // Химическая физика и мезоскопия. 2018. Т. 20. № 4. С. 521-527.
71. ГОСТ 28840 - 90 Машины для испытаний материалов на растяжение, сжатие и изгиб. – Введ. 01.01.1993
72. С ГОСТ 1497 – 84 Металлы. Методы испытаний на растяжение. – Введ. 01.01.1986.
73. ГОСТ 166 - 89 Штангенциркули. Технические условия. – Введ. 01.01.1991.
74. Микрометры. Технические условия. – Введ. 01.01.1991.
75. ГОСТ 9012 – 59 Металлы. Метод измерения твёрдости по Бринеллю. Введ. 01.01.1960.
76. ГОСТ 9013-59. Металлы. Методы измерения твёрдости по Роквеллу. – Введ. 01.01.1969.
77. ГОСТ 23273 – 78 Металлы и сплавы. Измерение твёрдости методом отскока бойка (по Шору). – Введ. 01.01.1980.
78. РТМ 3 – 1947 – 91 Металлы и сплавы. Переводные таблицы твёрдости. – Введ. 01.07.92
79. ГОСТ 5640-68. Сталь. Металлографический метод оценки микроструктуры листов и ленты. – Введ. 01.10.1970.
80. ГОСТ 5639-82 Стали и сплавы. Методы выявления и определения величины зерна. – Введ. 01.01.83.
81. Материаловедение / Г.П. Фетисов, М.Г. Карпман, В.М. Матюшин и др. – М. : Высш. щк., 2001. – 638 с.

82. Колебина Н.В., Данилов В.Л., Фрешинет С.В Получение мелкозернистой структуры термообработкой в низкоуглеродистых мартенситных сталях // Наука и образование: научное издание МГТУ им. Н.Э. Баумана. 2015. № 9. С. 43-52.

83. Нгуен Суан Фьюнг Измельчение зерна при охлаждении горячекатаной низколегированной стали / диссертация на соискание ученой степени кандидата технических наук / Национальный исследовательский технологический университет "МИСиС". Москва, 2010

84. Бахматов П.В. Исследование технологического процесса получения непрерывнолитых деформированных полых заготовок / диссертация на соискание ученой степени кандидата технических наук / Комсомольск-на-Амуре, 2003

85. Гурьянов Д.А., Замотаев Б.Н., Рубежанская И.В. Исследование влияния технологических параметров прокатки при ВМТО на структуру и механические свойства стали // Известия Волгоградского государственного технического университета. 2008. № 10 (48). С. 126-129.

86. Дементьев В.Б., Махнева Т.М., Сабриков Ф.З., Петренко В.И. Влияние термообработки на структуру и механические свойства конструкционной стали // Химическая физика и мезоскопия. 2019. Т. 21. № 4. С. 579-588.

87. Шматков О.А. Структура и свойства металлов и сплавов. Электрические и магнитные свойства металлов / О.А. Шматков, Ю.В. Усов. – Киев: Наукова думка, 1987. – 325 с.

88. ГОСТ 30415-96 Сталь. Неразрушающий контроль механических свойств и микроструктуры металлопродукции магнитным методом. - Введ. 01.01.1998.

89. Клюев В.В. Скоростная дефектоскопия ферромагнитных труб в производственном потоке / В. В. Клюев, Н. С. Саворский // Дефектоскопия. - 1973. - №2. - 39 с.

90. Соколов Р.А., Новиков В.Ф., Муратов К.Р., Венедиктов А.Н. Оценка влияния дисперсности структуры стали на магнитные и механические свойства // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). 2021. Т. 23. № 4. С. 93-110.

91. Ефимов О.Ю. Формирование структуры, фазового состава и свойств сталей и сплавов в упрочняющих технологиях обработки давлением // Новокузнецк, 2012. Сер. Фундаментальные проблемы современного материаловедения 344 С

92. Сапожников А.Б. Теоретические основы электромагнитной дефектоскопии металлических тел / А. Б. Сапожников // Труды ИФМ АН СССР. - 1979. - №. 37. - С. 6874.

93. Сапожников, А.Б. Теоретические основы электромагнитной дефектоскопии металлических тел / А. Б. Сапожников - Т.: ТГУ, 1980. 308с.

94. Неразрушающий контроль: Справочник в 7 т. Под общ. ред. В.В. Клюева. - Т. 5. - Кн. 2: Электрический контроль / К.В. Подмастерьев, Ф.Р. Соснин, С.Ф. Корндорф, Т.И. Ногачева, Е.В. Пахолкин, Л.А. Бондарева, В.Ф. Мужицкий. - М: Машиностроение, 2004. С. 395-679. 2. Неразрушающий контроль. В 5 кн. Кн.3. Электромагнитный контроль: Практ. пособие / В.Г.

95. Неразрушающий контроль: в 5-ти кн. – Кн. 3: Электромагнитный контроль: Практ. пособие / В.Г. Герасимов, А.Д. Покровский, В.В. Сухоруков; под ред. В.В. Сухорукова. – М.: Высшая школа, 1992. – 312с.

96. Иванчиков В.И. Электромагнитные методы исследования и контроля материалов / В. И. Иванчиков. - Т.: ТГУ, 1977. - С. 3-14.

97. Дорофеев А.Л. Применение электромагнитного контроля качества изделий в машиностроении. // Дефектоскопия. – 1979, №3, с. 5-19.

98. Герасимов В.Г., Останин Ю.Я., Покровский А.Д. Неразрушающий контроль качества изделий электромагнитными методами. – М.: Энергия, 1978. – 216 с.

99. Мартьянов Е.В. Неразрушающий контроль трубного металлопроката в ближних и дальних полях вихревых токов / Е. В. Мартьянов, Е. В. Арбузов, Е. А. Климова, Е. О. Петренко // Контроль. Диагностика. — 2016. — № 4. — С.21-27.

100. Матюк В.Ф., Делендик М.Н., Кратиров В.Б., Осипов А.А., Пинчуков Д.А., Хартманн Х., Райхелът Х., Шмидт Р. Импульсный магнитный поточный контролёр ИМПОК-1БМ // Дефектоскопия. 2007. № 4. С. 12-23.

101. Зацепин Н.Н. Магнитная дефектоскопия / Н. Н. Зацепин, Л. В. Коржова - Минск: «Наука и техника», 1981. - 208 с

102. Амосов А. А., Дубинский Ю. А., Копченова Н. В. Вычислительные методы для инженеров: Учебное пособие. – М.: Высшая школа, 1994. – 544с.

103. Скреплено М.М., Сидоров А.А., Баженов В.Е., Скрипаленко М.Н., Иванов И.А. О возможности применения DEFORM для моделирования сквозных технологических процессов производства металлопродукции. // Труды международного форума «Инженерные системы», Москва, 10-11 апреля 2012 г. , М.: Макс пресс, с. 214-218.

104. Розин Л.А. Метод конечных элементов. // Соросовский образовательный журнал. – 2000. – №4, Т.6. с. 120 – 127.

105. Скрипаленко М.М., Чан Ба.Х., Романцев Б.А., Скрипаленко М.Н., Сидоров А.А. Моделирование в DEFORM-3D процесса прошивки в четырёхвалковом стане винтовой прокатки // Инженерные системы-2017. Труды Международного форума. 2017. С. 170-176

106. Богатов А.А., Павлов Д.А., Павлова Е.А. Совершенствование технологии производства труб на основе компьютерного моделирования процесса раскатки на короткой оправке // Инновации и импортозамещение в трубной промышленности (Трубы 2016). Труды XXII Международной научно-практической конференции. Под редакцией И.Ю. Пышминцева. 2016. С. 170 – 173

107. Лисовский А.В. Таупек И.М. Прогнозирование механических и эксплуатационных свойств высокопрочных чугунов формирующихся в процессах горячей обработки металлов давлением // Сборник трудов III Всероссийской молодёжной школы–конференции «Современные проблемы металловедения». Пицунда 9–14 сентября 2013г., с. 17–25.

108. Рыбин Ю.И., Рудской А.И., Золотов А.М. Математическое моделирование и проектирование технологических процессов обработки металлов давлением. СПб.: Изд-во СПбГПУ. – 2004

109. Мальцев П.А., Дукмасов В.Г., Дубинский Ф.С. Моделирование процессов прокатки сортовых профилей и труб с использованием комплекса DEFORM -3D // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. 2010. № 3. С. 67.

110. Лисовский А.В, Таупек И.М., Алексеев П.Л. Моделирование и анализ технологического процесса протяжки заготовки // Материалы десятой Всероссийской научно–практической конференции с международным участием «Современные проблемы горно–металлургического комплекса. Энергосбережение. Экология. Новые технологии». 25–27 ноября 2013г. г. Старый Оскол. – Белгород: ИД «Белгород» НИУ «БелГУ», 2013.– 576с

111. Baines K. Lead as a model material to simulate mandrel rolling of hot steel tube // Journal of Materials Processing Technology. 2001. V. 118. p. 422–428

112. Скрипаленко М.М., Скрипаленко М.Н.. К вопросу выбора программных продуктов для моделирования процессов обработки металлов давлением // Металлург. – № 1. – 2013г. – с.20-23.

113. Боровков А.И., Бурдаков С.Ф., Клявин О.И., Мельникова М.П., Михайлов А.А., Немов А.С., Пальмов В.А., Силина Е.Н. Компьютерный инжиниринг: уч. пособие. – СПб. : Изд-во Политехн. ун-та, 2012. – 93 с.

114. Kobayashi S., Oh Soo-Ik, Altan T. Metal Forming and the Finite-Element Method. New York, Oxford University press, 1989. – 378p.

115. Король А.В., Выдрин А.В., Широков В.В. Компьютерное моделирование процесса прошивки в стане винтовой прокатки с бочковидными валками // Вестник Южно-Уральского государственного университета. Серия: Металлургия. 2015. Т. 15. № 2. С. 68-74.

116. Романцев Б.А., Скрипаленко М.М., Скрипаленко М.Н., Хьюи Ч.Б. Моделирование прошивки заготовок в трёхвалковом стане винтовой прокатки на полой оправке // Металлург. 2015. №7. С. 9 – 11

117. Романцев Б.А., Скрипаленко М.М., Чан Б.Х. Скрипаленко М.Н., Гладков Ю.А., Гартвиг А.А. Компьютерное моделирование прошивки заготовок в четырёхвалковом стане винтовой прокатки // Металлург. 2017. №9. С. 19-24.

118. Чижиков Ю. М. Теория подобия и моделирование процессов обработки металлов давлением. — М. : Металлургия, 1970. — 296 с

119. Середкина М.Ю., Логинов Ю.Н. Изучение неоднородности деформации по длине заготовки при прокатке на основе решения краевой задачи в системе QForm

// Инновационные технологии в металлургии и машиностроении. Материалы международной молодежной научно-практической конференции, посвященной памяти члена-корреспондента РАН, почетного доктора УрФУ В. Л. Колмогорова. 2014. С. 223.

120. Максимов В.М., Хлыбов О.С. Моделирование процессов прошивки в стане винтовой прокатки с использованием QForm // Кузнечно-штамповочное производство. Обработка материалов давлением. 2016. № 12. С. 17-22.

121. Выдрин А.В., Широков В.В., Яковлева К.Ю., Зинченко А.В., Король А.В. Развитие методов математического моделирования процессов деформации в производстве безшовных труб // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. 2016. Т. 14. № 2. С. 107-115.

122. Культешова В.В., Иванов А.В., Завора И.В. Численное исследование процесса горячей поперечно-винтовой прокатки полых заготовок с дном малого диаметра // Металлург. 2020. №8. С. 89-94.

123. Культешова В.В., Иванов А.В., Завора И.В., Липатов Р.Л. Структура и механические свойства горячекатаных полых заготовок для корпусных деталей из среднеуглеродистых сталей после прошивки, калибровки и сорбитизации // Металлург. 2021. №6. С. 37-42.

124. Медведев В.А., Шаталов Р.Л., Генкин А.Л. Влияние условий горячего деформирования стальных сосудов на структуру и механические свойства // Известия Тульского государственного университета, 2019 г., Вып. 5.Ч. 1. С. 215-221

125. R. L. Shatalov, V. A. Medvedev Control of properties and structure of steel vessels by cooling in various media at the outlet of rolling and pressing lines // CHERNYE METALLY, 2021, № 2, pp. 34-38 DOI:10.17580/chm.2021.02.06

126. Медведев В.А., Шаталов Р.Л. Влияние неравномерности охлаждения на распределение структуры и твёрдости тонкостенных сосудов из стали 50 // Сборник докладов, «Металлургия XXI столетия глазами молодых», ДОННТУ, Донецк., 2020., С. 133-135

127. Медведев В.А., Загоскин Е.Е., Шаталов Р.Л. Влияние неравномерного нагрева чистовых сосудов из стали 50 на механические свойства при обработке давлением и закалке // Материалы Всероссийской научно-практической конференции «Наука-Общество-Технологии - 2019». – Москва: Московский Политех, ISBN 978-5-2760-2507-0., 2019. С203-206

128. Шаталов Р.Л., Медведев В.А. Влияние неравномерности температуры деформируемой заготовки на механические свойства тонкостенных стальных сосудов при обработке на прокатно-прессовой линии // Металлург. 2019. №2. С. 53-58. DOI:10.1007/s11015-019-00807-w

129. Shatalov, R.L.,Tepalin S.A. Medvedev V.A. Distribution of decarburized layer and hardness of vessels made of 50 steel after hot stamping on a rolling –press line // CHERNYE METALLY, 2020, № 5, pp. 36-41

130. R. L. Shatalov and V. A. Medvedev Formation of the structure and decarburized layer during hot screw rolling of vessels // Conf. Ser.: Mater. Sci. Eng. 2020., pp. 718-723 IOP 718 012016 DOI:10.1088/1757-899X/718/1/0120165

131. Шаталов Р.Л., Медведев В.А. Распределение обезуглероженного слоя и твёрдости сосудов из стали 50 после горячей штамповки на прокатно-прессовой линии // Чёрные металлы, Москва 2020 г.,№7, С. 36-41

132. R. L. Shatalov, V. A. Medvedev, E.E. Zagoskin Determination of mechanical properties of steel thinwalled vessels by hardness after hot screw rolling with subsequent stamping and quenching // CHERNYE METALLY, 2019., № 7, pp. 30–36

133. Шаталов Р.Л., Медведев В.А. Управление температурой прокатки заготовок стальных сосудов на прокатно-прессовой линии для стабилизации механических свойств // Металлург, 2019 г., №10. С. 64-68. DOI: 10.1007/s11015-020-00925-w

134. Шаталов Р.Л., Медведев В.А. Влияние дисперсности фаз и размера зерна на твёрдость стальных сосудов на выходе прокатно-прессовой линии // Заготовительные производства в машиностроении, Том 19 №7 2021 г., С. 318-321 DOI: 10.36652/1684-1107-2021-19-7-318-321

135. Шаталов Р.Л., Медведев В.А., Загоскин Е.Е. Определение механических свойств стальных тонкостенных сосудов по твёрдости после горячей винтовой

прокатки с последующей штамповкой и закалкой // Чёрные металлы, 2019 г., №7, С. 36-41.

136. Медведев В.А., Шаталов Р.Л., Загоскин Е.Е. Контроль и управление температурой в процессе обработки на прокатно-прессовой линии для обеспечения равномерности механических свойств стальных тонкостенных сосудов // Автоматизированное проектирование в машиностроении. Материалы VI международной научно-практической конференции. – Новокузнецк: НИЦ МС, 2018. - №6. С152-156

137. R. L. Shatalov, V. A. Medvedev Effect of Deformed Workpiece Temperature Inhomogeneity on Mechanical Properties of Thin-Walled Steel Vessels During Treatment in a Rolling and Pressing Line // Metallurgist, 2019., No. 5 pp. 182-186 DOI: 10.1007/s11015-19-00807-W

138. Шаталов Р.Л., Медведев В.А. Формирование структуры и обезуглероженного слоя при горячей винтовой прокатки сосудов // Сборник статей, «Научно-технический прогресс в черной металлургии» Череповецкий государственный университет., Череповец. 2019., С. 756-758

139. Медведев В.А., Шаталов Р.Л., Петров П.А. Управление прокатно-прессовой линией при производстве качественных стальных сосудов // Сборник статей «XII международный конгресс прокатчиков», Том 1, Москва: Грин Принт, ISBN 978-5-6043404-9-3., 2019. С. 117-120

140. Шаталов Р.Л., Петров П.А., Медведев В.А. Разработка режима и средства управления температурой стальных тонкостенных сосудов в процессе штамповки, обеспечивающего заданные механические свойства на прокатно-прессовой линии // Производство проката, 2019 г., №11., С. 31-37 DOI:10.31044/1814-4632-2019-0-11-31-36

141. Медведев В.А., Шаталов Р.Л. Управление температурой при формировании заданных механических свойств и структуры по высоте сосудов из стали 50 на выходе ППЛ // Сборник научных статей «Современные проблемы и направления развития металловедения и термической обработки металлов и сплавов» ЗАО «Университетская книга» Курск ISBN 978-5-907356-18-4, 2020., С248-252

142. Медведев В.А., Загоскин Е.Е., Шаталов Р.Л. Исследование эффективности различных технологий производства деформируемых стальных тонкостенных сосудов методами холодной штамповки и горячей деформации на прокатно-прессовой линии // Сборник научных трудов, «Современная металлургия нового тысячелетия» Издательство ЛГТУ, Липецк., 2020., С. 189-194

143. Медведев В.А., Загоскин Е.Е., Шаталов Р.Л. Влияние равномерного нагрева на механические свойства, фазовый состав и размер зерна в структуре сосудов из стали 50 на выходе ППЛ // Материалы Всероссийской научно-практической конференции «Наука-Общество-Технологии - 2021». – Москва: Московский Политех, ISBN 978-5-2760-2632-9., 2021. С169-172

144. Шаталов Р.Л., Медведев В.А. Влияние дисперсности фаз и размера зерна на твёрдость стальных сосудов на выходе прокатно-прессовой линии // Заготовительные производства в машиностроении, Том 19 №7 2021 г., С. 318-321 DOI: 10.36652/1684-1107-2021-19-7-318-321

145. R. L. Shatalov, V. A. Medvedev Deformation Temperature Conditions Providing Prescribed Property Uniformity for Steel Vessels and a Device for Non-Destructive Control // Metallurgist, 2022., No. 1 pp. 1117-1124 DOI: 10.1007/s11015-022-01254-w

146. Медведев В.А., Шаталов Р.Л. Управление свойствами и структурой горячедеформированных сосудов варьированием охлаждающих сред на выходе прокатно-прессовой линии // Технология металлов, 2020 г., №10, С. 35-40 DOI: 10.31044/1684-2499-2020-0-10-35-39

147. Шаталов Р.Л., Медведев В.А. Управление свойствами и структурой стальных сосудов охлаждением в различных средах на выходе прокатно-прессовой линии // Чёрные металлы, №2, 2021 г., С. 34-38 DOI: 10.17580/chm.2021.02.06

148. Медведев В.А., Шаталов Р.Л. Исследование причин неравномерного распределения физика-механических свойств стальных сосудов на выходе прокатно-прессовой линии // Сборник докладов «Новые материалы, оборудование и технологии в промышленности» Белорус.-Рос. Ун-т. ISBN 978-985-492-245-4. Могилев., 2020., С. 162-163

149. R. L. Shatalov, A. E. Shelest and V. A. Medvedev Electromagnetic Device for Nondestructive Control of the Mechanical Properties of Thin-Walled Steel Vessels Russian Metallurgy (Metally), Vol. 2020, No. 3, pp. 259–264 DOI: 10.1134./S003602952003012X

150. Шаталов Р.Л., Медведев В.А. Температурные условия деформирования, обеспечивающие заданную неоднородность свойств стальных сосудов, и устройство для неразрушающего контроля // Металлург, 2021., №10. С49-54 DOI 10.52351/00260827_2021_10

151. Шаталов Р.Л., Медведев В.А., Богданов С.В. Разработка и использование электромагнитной установки контроля механических свойств по высоте стальных сосудов на выходе прокатно-прессовой линии // Электрометаллургия. 2022 г., №4, С. 26-33 DOI: 10.31044/1684-5781-2022-0-4-26-33

152. Шаталов Р.Л., Шелест А.Е., Медведев В.А. Разработка и исследование электромагнитного устройства неразрушающего контроля механических свойств стальных тонкостенных сосудов // Металлы, 2020 №2., С. 109-115 DOI:0.1134/s003602952003012x

153. R. L. Shatalov, V. A. Medvedev, E.E. and S,V, Bogdanov Development and Use of an Electromagnetic Unit for Controlling the Mechanical Properties along the Steel Vessel Height at the Exit from a Rolling-Pressing Line // Russian Metallurgy (Metally), Vol. 2022, No. 6, pp. 628–633 DOI: 10.1134./S0036029522060210

154. R. L. Shatalov, V. A. Medvedev Regulation of the Rolling Temperature of Blanks of Steel Vessels in a Rolling-Press Line for the Stabilization of Mechanical Properties // Metallurgist, 2020., No. 1 pp. 1071-1076 DOI: 10.1007/S11015-020-00925-W

Приложение А

Утверждаю

Главный инженер

филиала АО «НПО «Прибор»

имени С.С. Голембиовского

_____ А.Л. Пимков

« 14 » « июля » 2020г

АКТ

о принятии к практической реализации опытного оборудования и технологических режимов по управлению температурой и механическими свойствами тонкостенных стальных сосудов, изготовленных при горячей деформации на прокатно-прессовой линии в условиях предприятия БФ АО «НПО «Прибор» им. С.С. Голембиовского.

В соответствии с соглашением о научно-техническом сотрудничестве №141БВ/601-2019 от 05.11.2019г. между «Научно-производственным объединением «Прибор» им. С.С. Голембиовского и Федеральным государственным бюджетным образовательным учреждением «Московский политехнический университет» была проведена работа по теме «Разработка температурно-деформационных режимов и методов управления, обеспечивающих заданное качество стальных тонкостенных сосудов на прокатно-прессовой линии». В результате проведенного исследования были спроектированы и внедрены две опытные установки и технологические режимы, позволяющие управлять температурой и механическими свойствами стальных тонкостенных сосудов в процессе деформации на прокатно-прессовой линии 30-80 БФ АО «НПО «Прибор» им. С.С. Голембиовского. Внедрение технических устройств и технологических режимов винтовой прокатки и штамповки на ППЛ позволит повысить качество стальных сосудов на 4 – 5%

Главный металлург _____ Сидоров Ю.М.

Руководитель темы от Московского Политеха
кафедра ОМДиАТ, д.т.н. проф. _____ Шаталов Р.Л.

Ответственный исполнитель, аспирант _____ Медведев В.А.

Приложение Б

Утверждаю

Главный инженер

филиала АО «НПО «Прибор»

имени С.С. Голембиовского

_____ А.Л. Пимков

« 06 » « октября » 2020г

Акт

о принятии к практической реализации опытного оборудования и технологических режимов неразрушающего контроля механических свойств у тонкостенных стальных сосудов, изготовленных при горячей деформации на прокатно-прессовой линии в условиях предприятия БФ АО «НПО «Прибор» им. С.С. Голембиовского.

В соответствии с соглашением о научно-техническом сотрудничестве №141БВ/601-2019 от 05.11.2019г. между «Научно-производственным объединением «Прибор» им. С.С. Голембиовского и Федеральным государственным бюджетным образовательным учреждением «Московский политехнический университет» проведена работа по теме: «Разработка температурно-деформационных режимов и методов управления, обеспечивающих заданное качество стальных тонкостенных сосудов на прокатно-прессовой линии». В результате проведенного исследования была спроектирована и внедрена на выходе прокатно-прессовой линии 30-80 БФ АО «НПО «Прибор» им. С.С. Голембиовского установка для определения механических свойств стальных сосудов неразрушающим электромагнитным методом.

Внедрение технического устройства неразрушающего контроля механических свойств стальных сосудов на выходе ППЛ позволит повысить оперативность определения качества и выход годных полуфабрикатов на 2-3%

Главный металлург _____ Сидоров Ю.М.

Руководитель темы от Московского Политеха
кафедра ОМДиАТ, д.т.н. проф. _____ Шаталов Р.Л.

Ответственный исполнитель, аспирант _____ Медведев В.А.