

ФЕДЕРАЛЬНОЕ ГОСУДАРСТВЕННОЕ АВТОНОМНОЕ ОБРАЗОВАТЕЛЬНОЕ
УЧРЕЖДЕНИЕ ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ
ЮЖНО-УРАЛЬСКИЙ ГОСУДАРСТВЕННЫЙ УНИВЕРСИТЕТ
(НАЦИОНАЛЬНЫЙ ИССЛЕДОВАТЕЛЬСКИЙ УНИВЕРСИТЕТ)

На правах рукописи



Жуков Александр Сергеевич

ПОВЫШЕНИЕ КАЧЕСТВА ПОВЕРХНОСТИ
ГОРЯЧЕПРЕССОВАННЫХ ТРУБ ИЗ СЛОЖНОЛЕГИРОВАННЫХ
СТАЛЕЙ И СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ ТЕОРИИ РАЗРУШЕНИЯ
МЕТАЛЛОВ ПРИ ОБРАБОТКЕ ДАВЛЕНИЕМ

Специальность 2.6.4. Обработка металлов давлением (технические науки)

ДИССЕРТАЦИЯ

на соискание ученой степени кандидата технических наук

Научный руководитель
Проф., д.т.н. А.В. Выдрин

Челябинск 2026

ОГЛАВЛЕНИЕ

ВВЕДЕНИЕ	4
ГЛАВА 1 ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ ОСОБЕННОСТИ ПРОЦЕССА ПРЕССОВАНИЯ, ВЛИЯЮЩИЕ НА КАЧЕСТВО ТРУБ	10
1.1 Анализ дефектов, образующихся на поверхности труб, полученных горячим прессованием	10
1.2 Факторы, определяющие качество поверхности труб при горячем прессовании	14
1.3 Методики расчета вероятности появления дефектов в горячепрессованных трубах.....	38
1.4 Выводы по главе и постановка задач исследования.....	42
ГЛАВА 2 АНАЛИЗ НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ И ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ ПРОЦЕССА ГОРЯЧЕГО ПРЕССОВАНИЯ.....	44
2.1 Компьютерное моделирование.....	44
2.2 Результаты моделирования.....	48
2.3 Анализ результатов моделирования.....	55
2.4 Оценка степени использования ресурса пластичности.....	59
2.5 Выводы по главе 2.....	68
ГЛАВА 3 ИССЛЕДОВАНИЕ ПЛАСТИЧНОСТИ СПЕЦИАЛЬНЫХ СТАЛЕЙ И СПЛАВОВ, ИСПОЛЬЗУЕМЫХ ДЛЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ГОРЯЧЕПРЕССОВАННЫХ ТРУБ.....	70
3.1 Материал и методика исследований	70
3.2 Определение вида зависимости пластичности от схемы напряженного состояния и температуры деформации	76
3.3 Методика определения эмпирических коэффициентов	77
3.4 Обработка результатов эксперимента	79
3.5 Повышение точности полученных зависимостей	85
3.6 Выводы по главе 3	89

ГЛАВА 4 РАЗРАБОТКА ТЕХНИЧЕСКИХ РЕШЕНИЙ ПО ПОВЫШЕНИЮ КАЧЕСТВА ПОВЕРХНОСТИ ГОРЯЧЕПРЕССОВАННЫХ ТРУБ.....	90
4.1 Определение характеристик процесса прессования на основе расчетных и экспериментальных данных	90
4.1.1 Определение характеристик процесса прессования при компьютерном моделировании	90
4.1.2 Оценка степени исчерпания ресурса пластичности	97
4.2 Разработка технологических предложений по повышению качества поверхности	100
4.3 Исследование влияния формы матриц прессовых установок на степень использования ресурса пластичности	109
4.4 Повышение качества торцов труб	118
4.5 Выводы по главе 4	120
ГЛАВА 5 ОПРОБОВАНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ РАЗРАБОТАННЫХ ТЕХНИЧЕСКИХ РЕШЕНИЙ ПРИ ПРЕССОВАНИИ.....	123
5.1 Технологический инструмент.....	123
5.2 Программа опытного прессования	124
5.3 Опытное прессование.....	126
5.4 Результаты опытного прессования	130
5.5 Выводы по главе 5	134
ОСНОВНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ И ВЫВОДЫ	136
СПИСОК СОКРАЩЕНИЙ И УСЛОВНЫХ ОБОЗНАЧЕНИЙ	139
СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ.....	141
ПРИЛОЖЕНИЕ 1 АКТ ВНЕДРЕНИЯ РЕЗУЛЬТАТОВ ДИССЕРТАЦИОННОЙ РАБОТЫ В ПРОМЫШЛЕННОЕ ПРОИЗВОДСТВО ГОРЯЧЕПРЕССОВАННЫХ ТРУБ В ТПЦ-2 АО «ВТЗ»	148
ПРИЛОЖЕНИЕ 2 ТИПИЧНЫЕ ДЕФЕКТЫ ПОВЕРХНОСТИ ПРИ ПРЕССОВАНИИ ТРУБ ИЗ СЛОЖНОЛЕГИРОВАННЫХ МАРОК СТАЛЕЙ...	150

ВВЕДЕНИЕ

Актуальность темы исследования. В настоящее время для производства бесшовных стальных труб из трудно-деформируемых сталей и сплавов достаточно широко применяется процесс прессования.

К достоинствам этого процесса можно отнести следующее [1]:

1. благоприятную схему напряженно-деформированного состояния, позволяющую деформировать малопластичные металлы и сплавы;
2. технологическую мобильность прессовых установок, благодаря которой облегчается переход на производство труб с одного размера на другой;
3. возможность получения на прессовых установках кроме труб, и других изделий в виде сплошных и полых профилей различного сечения, в том числе биметаллических;
4. стоимость сменного инструмента (матриц и игл) гораздо ниже стоимости технологического инструмента прокатных станов;
5. отпрессованные профили имеют более высокое качество поверхности, обладают более однородными свойствами по сечению и длине, а также имеют более жесткие допуски геометрических размеров.

Процесс производства стальных труб способом прессования появился сравнительно недавно. Первый патент на этот способ был получен братьями Маннесман в 1901 году. Первый механический пресс для производства стальных труб был построен в 1928 году в Германии. В 1931 г. Ф. Зингеру в Германии был выдан патент на способ прессования стальных труб на механических прессах. До 1941 г. в Германии было построено семь механических прессов усилием от 6 до 15 МН.

Однако массовое применение процесса прессования для производства стальных бесшовных труб в промышленных масштабах началось только со второй половины XX столетия.

Во многом это произошло благодаря разработке и освоению французской фирмой «Comptoir d'Etirage» (директор – Жак Сежурне) производства стеклянных смазок, обеспечивших существенное улучшение условий контактного взаимодействия деформируемого металла и технологического инструмента.

В Российской Федерации процесс производства труб на прессах начал применяться в середине 80-х годов XX века на Волжском трубном заводе (в настоящее время АО «ВТЗ»).

Опыт эксплуатации прессовых линий усилием 20 МН и 55 МН в АО «ВТЗ» выявил ряд недостатков процесса, проявляющихся, в первую очередь, при прессовании бесшовных труб из коррозионно-стойких высоколегированных марок стали и сплавов. К ним относится, прежде всего, появление дефектов на наружной и внутренней поверхностях труб (Приложение 2).

Поскольку трубы из таких марок стали востребованы в нефтяной, энергетической и ряде других отраслей экономики, задача повышения качества поверхности горячепрессованных труб с низким расходным коэффициентом металла является актуальной.

В представленной работе *объектом исследования* является технология прессования труб из сложнолегированных сталей и сплавов, а *предметом* – исследование влияния деформационных режимов прессования на качество поверхности труб из этих сталей и сплавов.

Целью диссертационной работы является разработка технических решений, обеспечивающих получение горячепрессованных труб из коррозионно-стойких легированных марок стали без дефектов наружной поверхности в виде нарушений сплошности.

Для достижения указанной цели необходимо решить следующие задачи:

1. Провести анализ факторов, определяющих вероятность появления дефектов поверхности горячепрессованных труб.

2. Провести компьютерное моделирование напряженно-деформированного состояния поверхностных слоев прессуемой гильзы.

3. Выявить зависимости характеристик напряженно-деформированного состояния металла в очаге деформации от технологических параметров процесса прессования.

4. Провести исследование пластичности сталей специального назначения в горячем состоянии.

5. Разработать комплекс технологических решений, обеспечивающих снижение вероятности появления дефектов поверхности на горячепрессованных трубах.

6. Провести натурные испытания технологии изготовления прессованием труб из сложнолегированных марок стали и сплавов с использованием технологических решений, разработанных в ходе проведенных исследований.

Научная новизна работы:

1. При моделировании горячей деформации по трем схемам нагружения (растяжение, кручение, одноосное сжатие) с использованием универсального исследовательского комплекса Gleeble 3800 выявлена зависимость пластичности сложнолегированных современных трубных марок стали 10X13H3MФБ, 15X13H2, 08X18H10T, 10X17H13M2T, от схемы напряженного состояния, охватывающей диапазон изменения коэффициента напряженного состояния от 0 до 0,58 и температуры деформации в диапазоне от 1000 °С до 1200 °С. У всех марок стали повышение температуры испытаний до 1200°С приводило к росту пластичности, а при температурах выше 1200°С наблюдалось снижение пластичности испытанных хромсодержащих марок стали вследствие подтвержденного металлографическими исследованиями появления δ -феррита.

2. Впервые на основе компьютерного моделирования в пакете программ QForm получены закономерности изменения вдоль очага деформации показателя напряженного состояния, накопленной степени деформации и температуры, учитывающие влияние коэффициента трения и формы технологического инструмента. Показано, что значительное влияние на напряженное состояние оказывает коэффициент трения, увеличение которого приводит к росту растягивающих напряжений на выходе из очага. Показатель напряженного

состояния в пределах 80% длины очага деформации существенно ниже нуля, поэтому в этой зоне сталь находится фактически в условиях сверхпластичности без накопления поврежденности, а появление дефектов определяется поведением металла в выходной части очага деформации.

3. Впервые определена связь характеристик напряженно-деформированного состояния с вязкостью применяемых при прессовании расплавов стеклосмазкок.

Практическая значимость:

1. Сформулированы на основе комплекса исследований в лабораторных и производственных условиях требования к вязкости стеклосмазочных материалов, их гранулометрическому составу и предпочтительному температурному режиму для получения качественной наружной поверхности труб.

2. Предложена универсальная формула для аппроксимации диаграмм пластичности металлов и сплавов при горячем деформировании, работоспособность которой получила практическое подтверждение.

3. Определена форма матрицы, минимизирующая вероятность появления трещин на наружной поверхности горячепрессованных труб. Предложенная коническая матрица с углом конусности 28° принята для использования в ТПЦ-2 АО «ВТЗ» при прессовании на всем профильно-марочном составе сортамента труб, в том числе из сталей с низкой пластичностью.

4. Разработана технология производства горячепрессованных труб из малопластичных марок стали на прессе 55 МН АО «ВТЗ», позволившая практически полностью исключить ручной труд по зачистке поверхностных дефектов. Суммарный экономический эффект за 2022-2023 годы от внедрения предложенных технологических решений составил более 11 млн. рублей.

Методология и методы исследования

Компьютерное моделирование напряженно-деформированного состояния процесса прессования осуществлялось в программном комплексе QForm-3D методом конечных элементов. При этом предварительно создавались твердотельные трехмерные модели на основе конструкторской документации АО «ВТЗ» с использованием программы трехмерного проектирования САД Компас-

3D. Для оценки вероятности трещинообразования на наружной поверхности труб использован критерий разрушения В.Л. Колмогорова. Для построения диаграмм пластичности, учитывающих влияние температуры, проведены испытания на горячее растяжение, кручение и сжатие образцов в диапазоне температур от 1000 °С до 1200 °С из сложнолегированных марок стали 10X13H3MФБ, 15X13H2, 08X18H10T, 10X17H13M2T с использованием комплекса Gleeble-3800. Исследование микроструктуры образцов после испытания на горячее растяжение и кручение проводилось на оптическом микроскопе Axiovert 40MAT. Исследования влияния гранулометрического состава и вязкости стеклосмазок при прессовании труб проводились в условиях ТПЦ-2 АО «ВТЗ» на прессе усилием 20МН с фиксацией значений температур гильз на столе стеклосмазки и диаграммы усилий, по которым определяли максимальное усилие в период заполнения очага деформации, а также усредненное усилие при установившейся стадии процесса прессования.

Основные положения, выносимые на защиту:

1. Параметрические уравнения влияния условий деформирования на изменение показателя напряженного состояния (σ/T), степени и температуры деформации по длине очага деформации.
2. Диаграммы пластичности для стали марок 10X13H3MФБ, 15X13H2, 08X18H10T, 10X17H13M2T, учитывающие температуру деформации и показатель напряженного состояния, полученные с использованием результатов испытаний на горячее растяжение и сжатие.
3. Методика оценки степени исчерпания ресурса пластичности при горячем деформировании и полученные на ее основе результаты.
4. Комплекс технических решений, обеспечивших получение горячепрессованных труб из малопластичных марок стали без дефектов, исключаящий применение ручного труда для отделки наружной поверхности труб.

Степень достоверности и апробация результатов.

Достоверность результатов исследований обеспечивалась применением стандартных научных методов с использованием современного оборудования и подтверждалась соответствием результатов теоретических исследований лабораторным и промышленным экспериментам. Достоверность результатов нашла положительную оценку в процессе обсуждения на научных конференциях и семинарах. Основные результаты диссертационной работы были представлены и обсуждены на конференциях: Международная научная конференция «Современные материалы и передовые производственные технологии (СМПТТ-2019)» (Санкт-Петербург, 2019); 13-я научная конференция аспирантов и докторантов ЮУрГУ (Челябинск, 2021); 79-я Международная научно-техническая конференция «Актуальные проблемы современной науки, техники, образования» (Магнитогорск, 2021); Международная конференция «Механика, ресурс и диагностика материалов и конструкций» (Екатеринбург, 2021); Международная научно-практическая конференция «Трубы-2021» (Челябинск, 2021); XIII Международный конгресс прокатчиков (Москва, 2022).

Публикации.

По теме диссертации опубликовано 11 научных работ, в том числе 4 статьи – в реферируемых журналах из перечня ВАК при Минобрнауки РФ, 5– статей в зарубежных журналах, входящих в реферативные базы Scopus и Web of Science. Получен патент РФ на изобретение.

ГЛАВА 1 ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ ОСОБЕННОСТИ ПРОЦЕССА ПРЕССОВАНИЯ, ВЛИЯЮЩИЕ НА КАЧЕСТВО ТРУБ

1.1 Анализ дефектов, образующихся на поверхности труб, полученных горячим прессованием

Методом горячего прессования производят, в основном, трубную продукцию из высоколегированных сталей и сплавов, что налагает свое влияние на виды наиболее часто встречающихся дефектов нарушения сплошности, связанных с низкой пластичностью металла [2, 3].

Многообразие дефектов горячепрессованных труб отражено в ряде работ [4–8], наиболее полной и комплексной из которых является справочное издание [8], подготовленное в соавторстве специалистами ЦНИИчермет им. И.П. Бардина (г. Москва) и ВНИТИ им. Я.Е. Осады (Украина) на основе систематизации большого объема практической информации, полученной при производстве прессованных изделий в условиях Никопольского трубного завода (Украина), Череповецкого сталепрокатного завода и завода «Электросталь».

Для проведения классификации и последующей идентификации дефектов были изучены их морфологические и генетические признаки.

Морфологические признаки:

- ориентация по отношению к оси изделия;
- место расположения по длине;
- расположение и распределение по периметру;
- наличие изменения поперечных размеров изделия в районе дефекта;
- единичное или групповое расположение дефекта;
- периодичность его повторения;
- форма полости дефекта и др.

Генетические признаки:

- наличие неметаллических, оксидных включений, окалины и смазки в полости дефекта;
- изменение микроструктуры в районе залегания дефекта;
- наличие структурной и ликвационной неоднородности;
- характер расположения волокна в месте дефекта.

При прессовании труб металл наружных слоев течет внутрь заготовки, при этом на границе интенсивного скольжения металла может образовываться расслоение стенки. Расслоению стенки, появлению рисок на поверхности способствуют также попадание окалины, прилипание смазки к поверхности инструмента, твердые включения в смазке и т.п. Поверхностные дефекты в виде борозд, рисок, забоин могут быть вызваны износом или разрушением рабочего инструмента, а рябизна и складки – толстым слоем смазки [7].

Для облегчения истечения металла, снижения величины пикового усилия применяют иглы с коническим участком или перед заготовкой в контейнере устанавливают шайбы из материала, более пластичного по сравнению с обрабатываемым.

Необходимо отметить, что заготовка для прессования может применяться двух типов: горячедеформированная (кованая и катаная) или непрерывно-литая. В последнее время непрерывно-литая заготовка применяется и при прессовании труб из высоколегированных марок сталей. При прессовании непрерывно-литых заготовок из коррозионно-стойких высоколегированных сталей (например, стали 08X18H10T или 12X18H10T) характерными дефектами являются черновины, риски, впрессованные металлические частицы в виде вырывов и внедрений кусочков металла, а также плены [7].

Первые два вида дефектов не связаны с качеством металла и образуются вследствие разрушения стеклошайбы в первоначальный момент деформации (риски), а также скола металла в «мертвой зоне» очага деформации с последующим втягиванием в матрицу и вдавливанием в поверхность трубы (впрессованные частицы).

Глубина указанных дефектов в большинстве случаев не превышает 0,6 мм. Дефекты могут быть удалены, причем изменение толщины стенки трубы в месте удаления не превысит допустимое отклонение.

Дефект наружной поверхности в виде плены образуется из-за имеющихся в заготовке кристаллизационных трещин и шлаковых включений. Глубина дефекта (до 1,5 мм) может превышать допустимое отклонение толщины стенки трубы. Неметаллические включения в полости дефекта (неметаллические впрессованные частицы), а также аномалии микроструктуры по месту залегания не обнаруживаются. В поперечном сечении полость плен извилистая, расположенная под углом к поверхности, имеет ответвления, состоящие из неметаллических включений. В микроструктуре металла вокруг полости данного дефекта наблюдается ликвация легкоплавких элементов. В полости плен некоторых труб обнаруживаются шлаковые включения. В процессе изготовления труб прессованием заготовки из непрерывно-литого металла было обнаружено, что гильзы из заготовок титаносодержащих сталей имели грубые поперечные надрывы, а также точечные дефекты в виде раковин и рисок. На трубах из стали 08X18H10T дефекты в виде грубых рванин были отмечены только на трубах размерами 219×20 мм, причем на заготовке перед прессованием наблюдались следы шлаковых поясов и локальная пористость. Рябизна труб имела выраженный характер на концах труб.

Исследования природы дефектов поверхности труб, полученных из непрерывно-литых заготовок, показали, что полости плен на наружной поверхности в поперечном сечении металла труб размерами 194×10 мм из стали 10 располагались под острым углом к поверхности и были заполнены окалиной и включениями шлакообразующей смеси, а вдоль полостей имелись дорожки диффузионных оксидов. Глубина плен не превышала 0,4–0,8 мм [7].

Основным фактором, определяющим возможное появление дефектов сплошности стенки и поверхности горячепрессованных труб, является физическая природа материала, подвергаемого деформации, а именно его структурные особенности (химический состав, введенные легирующие элементы, пластические свойства, наличие предварительной горячей деформации), которые оказывают

определяющее воздействие на параметры процесса прессования. Именно эти свойства диктуют выбор термомеханических параметров деформации, особенности подготовки заготовки и отделки труб.

Анализ поверхностных дефектов позволяет сделать вывод о том, что на качество поверхности и сплошность стенки горячепрессованных труб оказывают влияние следующие факторы:

- состояние наружной и внутренней (для заготовки с отверстием) поверхностей и торцов исходной заготовки, а также профилировка ее торцов;
- режим нагрева заготовки под прошивку (экспандирование) и под прямое прессование, обеспечение равномерности нагрева по сечению и длине заготовки (гильзы);
- качество удаления окалины;
- способ нанесения (обеспечение равномерности слоя) смазки для прессования;
- характеристики (вязкость, размер частиц, количество и т.п.) смазки для прессования;
- параметры процесса горячей деформации при прошивке и прессовании, а именно температура, скорость и величина деформации;
- профилировка и состояние поверхности технологического инструмента, участвующего в процессе деформации и ответственного за формирование поверхности труб (внутренняя втулка контейнера, матрица, игла, прошивная игла, экспандирующий наконечник), соосность инструмента;
- режимы проведения операций охлаждения и отделки готовых труб, включая термическую и химическую обработки.

1.2 Факторы, определяющие качество поверхности труб при горячем прессовании

Влияние качества поверхности исходной заготовки и величины деформации

Необходимость улучшения поверхности заготовок перед прессованием вызвана применением технологической стеклосмазки. В условиях трения скольжения между пластически деформируемым металлом и жестким технологическим инструментом при использовании стеклосмазочных материалов образуется пленка расплавленного стекла, которая заполняет неровности на поверхности металла, но не сглаживает их в процессе деформации, а в некоторых случаях даже увеличивает [9]. Поэтому требования к поверхности заготовки всегда высокие.

На гладкой поверхности металла пленка стекла распределяется равномерным слоем, обеспечивая малую шероховатость поверхности изделия, и предохраняя ее от возникновения дефектов. Зависимость качества поверхности горячепрессованных труб от величины микронеровностей исходной заготовки при разных коэффициентах вытяжки приведена на рис. 1 [9].

Из рисунка видно, что внутренняя поверхность труб во всех проведенных исследованиях имеет меньшую шероховатость, чем наружная. С увеличением коэффициента вытяжки величина микронеровностей поверхности уменьшается более интенсивно для пластичной стали 12Х18Н12Т. Абсолютные значения микронеровностей выше у труб из низколегированной стали 12Х1МФ, что связано с интенсивным окалинообразованием во время нагрева и охлаждения.

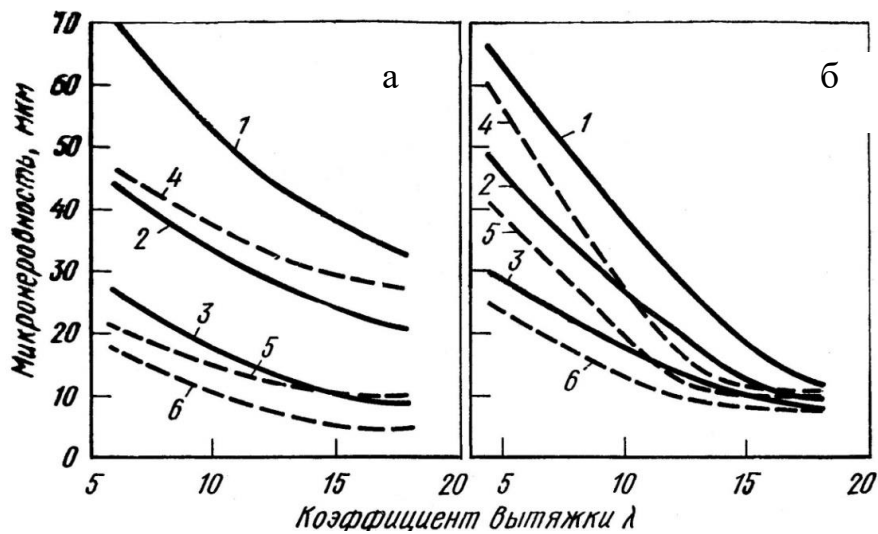


Рисунок 1 – Влияние шероховатости заготовки и коэффициента вытяжки на качество поверхности горячепрессованных труб: а – сталь 12X18H12T; б – сталь 12X1MF; 1, 4 – микронеровность поверхности заготовок 63–80 мкм [10]; 2, 5 – то же, 20–32 мкм [11]; 3, 6 – то же, 5–10 мкм [12]; сплошные линии – наружная поверхность; штриховые – внутренняя

Приведенная на рис. 1 зависимость распространяется на все аустенитные коррозионностойкие, углеродистые и легированные стали. Опыт показывает, что для высоколегированных низко-пластичных сплавов величина микронеровности поверхности заготовок перед прессованием должна быть не более 10 мкм [13].

Для пресс-изделий, к которым не предъявляют специальных требований к величине шероховатости поверхности, допустимо использование большей величины микронеровности поверхности заготовок – до 80 мкм.

При подготовке заготовок к экспандированию или прямому прессованию производят их сверление, при этом требования к шероховатости поверхности аналогичны требованиям, предъявляемым к наружной поверхности.

Важнейшим фактором, определяющим качество производимых горячепрессованных труб, является подготовка торца заготовки. Значительная доля дефектов труб обусловлена несоблюдением требований по подготовке, в первую очередь, переднего торца заготовки.

Наружную кромку торца заготовки, предназначенного для контакта с матрицей, закругляют радиусом, величина которого зависит от диаметра заготовки и составляет от 10 до 30 мм. Это предотвращает разрушение стеклошайбы и образование застойной зоны металла в начале процесса прессования [9]. Для углеродистых и легированных сталей делают фаску того же размера под углом 45° . Торцы заготовки с закругленной кромкой дополнительно обрабатывают резцом для уменьшения шероховатости поверхности. Заготовки коррозионно-стойких высоколегированных сталей и сплавов после механической обработки обезжиривают в щелочном растворе для предотвращения науглероживания их поверхности в процессе нагрева.

На закругленном торце заготовки протачивают также конус, облегчающий начало деформации наконечником и служащий для размещения порции технологической смазки. Угол конуса – 45° , высота определяется соотношением $0,5(D - d)\text{tg}67^\circ$.

Влияние режимов нагрева

На современных трубопрессовых линиях, оборудованных прессами для прошивки (экспандирования) трубной заготовки, установками для прямого прессования труб и редуционными станами, количество операций нагрева металла перед деформацией в цикле изготовления труб может достигать до трех. Нагрев металла на каждом этапе изготовления горячепрессованных труб имеет свои особенности.

Общим требованием для всех нагревов является минимальное количество окалины на поверхности металла, наличие которой, во многих случаях, является основной причиной появления дефектов на поверхности горячепрессованных труб. Для удовлетворения этого требования применяют либо безокислительный нагрев, либо удаляют окислы на установках гидросбива. При нагреве коррозионностойких высоколегированных сталей и сплавов образуется трудноудаляемая плотная окисная пленка, поэтому использование установок гидросбива становится неэффективным.

В связи с этим при нагреве таких материалов используют защитную атмосферу или производят ускоренный нагрев, в результате которого образуется тонкая окисная пленка, которая не повреждает поверхности трубы.

Основное требование к нагреву перед прошивкой – обеспечение минимальной разницы температуры заготовки по сечению и длине, чтобы свести к минимуму разнотолщинность стенки получаемой гильзы.

К распределению температуры по сечению гильзы при нагреве перед прямым прессованием предъявляют несколько другие требования. Поскольку при прессовании внутренние слои металла опережают наружные и создают опасные растягивающие напряжения на внутренней поверхности трубы, то целесообразно нагревать внутренние слои металла до более низкой температуры в пределах интервала максимальной пластичности. Это достигают подогревом гильз в индукционных печах с промышленной частотой тока при большой подводимой мощности или нагревом в индукционных печах с повышенной частотой тока.

Важнейшим аспектом с точки зрения получения качественной поверхности трубы и сплошности металла является выбор температуры металла перед прошивкой или экспандированием и прессованием. Для этого используют диаграммы пластичности, построенные на основе экспериментальных данных. В качестве показателя пластичности часто принимают число скручиваний стандартного образца до разрушения. Используют также другие показатели пластичности металла: относительное удлинение образца при испытаниях на разрыв, относительная деформация до появления первой трещины при осадке цилиндрического образца и др. Представляет интерес метод испытания пластичности на конической игле, когда при одной температуре испытания образца получают данные о предельной степени деформации, а затем, повторив эксперимент при разных температурах, строят диаграмму пластичности [9, 14]. Пример типовой диаграммы приведен на рис. 2 [3]. Температуру нагрева принимают такой, чтобы с учетом теплового эффекта она не привела к резкому падению пластичности. В то же время очень низкая температура нагрева нецелесообразна, вследствие увеличения сопротивления деформации.

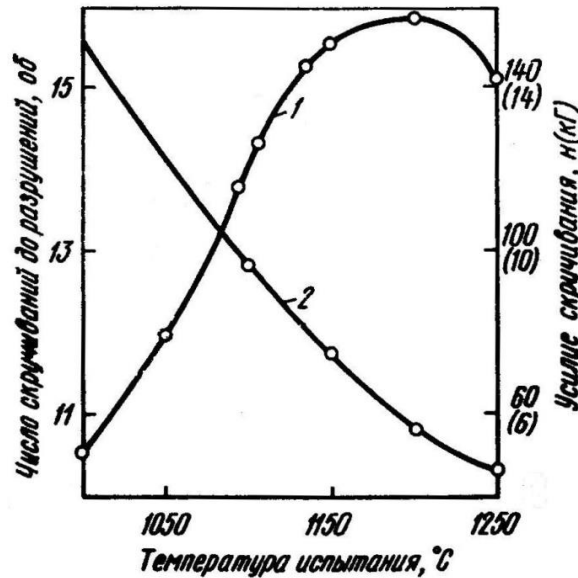


Рисунок 2 – Типовая диаграмма пластичности при испытании на горячее скручивание стали 08X18H10T: 1 – число скручиваний до разрушения; 2 – усилие скручивания

Выбор оптимальной температуры прессования важен для труб из тугоплавких металлов. Дефекты этих труб обусловлены повышенным содержанием углерода, азота и кислорода. Так, например, молибден с содержанием углерода более 0,02% и кислорода 0,02%, хром с содержанием азота 0,002–0,003% малопластичны вследствие образования карбидов и окислов, которые располагаются по границам зерен и ослабляют межкристаллитные связи. Поэтому, непопадание в требуемый температурный интервал деформации ведет к межкристаллитному разрушению, а в итоге к сквозным трещинам на прессованной трубе [15].

Выбор способа нагрева заготовок зависит от сортамента прессуемых изделий, в первую очередь от марочного состава.

Заготовки из углеродистых и низколегированных сталей экономично нагревать в обычных пламенных печах (кольцевые газовые печи с окислительным нагревом) с последующим гидросбивом окалины.

Заготовки из коррозионностойких высоколегированных (аустенитных) сталей целесообразно нагревать в индукционных печах, при этом образующаяся окисная пленка на поверхности заготовок незначительна и не требует удаления.

Если предусмотрено изготовление труб из обоих указанных выше видов заготовки, то используют комбинированный нагрев: кольцевая газовая печь – до температуры начала интенсивного окалинообразования 750–800 °С (для коррозионностойких сталей) и подогрев до заданной температуры в индукционной печи. Возможен также вариант мало окислительного нагрева заготовок всех сталей.

Если в сортаменте присутствуют трубы из коррозионностойких сталей ферритного класса, то применяют также комбинированный нагрев, т.к. данный класс стали требует замедленного нагрева до температуры 700–800 °С.

Гильзы перед прямым прессованием подогревают от температуры 850–950 °С до заданной, определяемой характеристиками деформируемого материала. Температура внутренней поверхности гильзы всегда на 50–150 °С выше, чем наружной. Таким образом, при подогреве чаще всего необходимо резко повысить температуру наружной поверхности, не повышая температуры внутренней поверхности. Это эффективней всего осуществлять в вертикальных индукционных печах повышенной частоты тока в ячейках на одну заготовку.

Соблюдение указанных в разделе рекомендаций по нагреву металла перед прессованием обеспечивает, при прочих равных условиях, качественную поверхность готовых труб.

Влияние параметров технологической смазки

Одним из определяющих факторов, влияющих на качество поверхности прессованных труб, особенно из трудно деформируемых сплавов, является вязкость стеклосмазки в очаге деформации. В качестве смазки при прессовании изделий из стали используют стеклосмазки в различном состоянии [3]:

- в виде порошка, наносимого на наружную и внутреннюю поверхности заготовки или гильзы;
- в виде стеклошайбы, устанавливаемой перед матрицей;
- в виде конуса, устанавливаемого в конусообразную расточку на торце заготовки перед прошивкой или экспандированием.

Нанесение смазки. Смазку наносят как на нагретый металл, так и на инструмент. В большинстве случаев главное требование к операции нанесения

смазки – равномерность покрытия смазкой контактирующих поверхностей и обеспечение ее оптимального количества (дозирование).

При прошивке на вертикальных прессах определенное количество порошка смазки подается на торец распрессованной заготовки. Эта смазка, предназначенная для уменьшения трения между металлом и наконечником прошивной иглы, наносится вручную или с помощью различных устройств. При экспандировании просверленной заготовки смазку из спрессованного стеклопорошка в виде конуса (как вариант, тампона из стекловолокна) укладывают в заранее подготовленную на торце заготовки конусную разделку. Для смазки наружной поверхности применяют наклонный стол. Смазка в виде порошка (или стеклоткань) располагается равномерным слоем на столе и наносится на наружную поверхность нагретой заготовки или гильзы при ее прокатывании. Размер стола должен обеспечивать 1–2 оборота заготовки.

При прессовании нанесение смазки на наружную поверхность осуществляется путем прокатывания гильзы по наклонному столу аналогично способу, описанному выше. На внутреннюю поверхность гильзы стеклосмазка наносится с использованием трубки с фрезерованным на половину поперечного сечения участком. Трубка с стеклопорошком вводится в полость гильзы, за счет поворота трубки смазка постепенно высыпается на внутреннюю поверхность гильзы, которая затем прокатывается по столу, в результате чего смазка распределяется по ее внутренней поверхности. Дозирование объема высыпаемой смазки определяется диаметром трубки $d_{\text{л}}$, рассчитываемой по эмпирической зависимости [3]

$$d_{\text{л}} = \sqrt{0,154 d_{\text{гμ}}} \quad (1)$$

В ряде случаев смазку в виде суспензии наносят кистью непосредственно на разогретую оправку.

Существуют другие способы нанесения стеклосмазки на наружную и внутреннюю поверхности горячей гильзы перед прессованием. Например, предприятие компании «TUBACEXS.A.» (Испания, г. Бильбао) использует способ

нанесения технологической смазки на наружную поверхность, который реализуется за счет центровки торцевых поверхностей заготовки в специальном вращающем устройстве. При этом бункер со стеклопорошком размещен сверху над заготовкой. Для нанесения смазки на внутреннюю поверхность гильзы там же реализуют способ вдувания стеклопорошка в полость гильзы, аналогично операции введения дезоксиданта в полость прошитой винтовой прокаткой гильзы.

При контакте с горячим металлом стеклошайба разогревается, образуя жидкую фазу, которая вместе с металлом выносится из очага деформации через матричное кольцо. Аналогично работает стеклоконус, который, расплавляясь, обеспечивает тонкий смазочный слой между рабочим инструментом (прошивной иглой или экспандером) и горячим металлом. Стеклошайба является наиболее эффективным способом смазки матриц и определяет качество продукции и стойкость инструмента. Толщина слоя смазки составляет примерно 0,025 мм.

Для изготовления смазочных шайб применяют стекло с размером частиц от 0,1 до 2 мм [16]. В качестве связующей добавки используют водный раствор силиката натрия (жидкое стекло), бентонитовый клей и др. После перемешивания смесь стеклопорошка и связующей добавки шайбы формуют на прессах ручным способом. Конфигурация шайб определяется профилем рабочего конуса матрицы. Диаметр отверстия шайбы устанавливают на 10–15% больше диаметра прессуемой трубы, что позволяет избежать заклинивания отверстия между иглой и каналом матрицы нерасплавленным стеклом. Масса шайбы выбирается равной 0,9–1,0% от массы заготовки.

При контакте переднего конца заготовки с холодной смазочной шайбой происходит охлаждение металла, в результате чего на начальной стадии процесса возникает пиковая нагрузка. Для ее снижения применяют двухслойные смазочные шайбы, в которых слой, обращенный к заготовке, имеет меньшую вязкость, а другой слой – большую вязкость. При этом вначале оплавляется менее вязкий слой, а затем – более вязкий. Такие шайбы способствуют также улучшению качества поверхности труб.

При прошивке применяют стеклопорошки с размером частиц не более 0,4 мм, расплав которых обладает вязкостью 60–100 Па·с. Толщина слоя смазки составляет от 6 до 10 мм.

Для наружной поверхности используют стеклопорошки, расплав которых обладает вязкостью 5–30 Па·с (углеродистые стали) и 70–100 Па·с (труднодеформируемые материалы), размер частиц при этом составляет 0,2–0,3 мм [17].

Для игл и внутренней поверхности гильз применяют стеклопорошки с размером частиц до 0,2 мм и вязкостью 20–100 Па·с.

Для изготовления шайб используют стеклопорошки с вязкостью 80–100 Па·с. Использование смазки с низкой вязкостью ведет к интенсивному расплавлению смазочной шайбы и выносу расплавленного стекла из очага деформации, а также образованию гидродинамических карманов. В результате на поверхности труб образуется рябизна, трещины или пережимы в деформируемом металле. При использовании шайб с большей вязкостью (>100 Па·с) расплавленного слоя смазки может быть недостаточно для создания устойчивого смазочного слоя на всей длине прессуемого изделия.

Представляет интерес исследование влияния технологических смазок при различных параметрах процесса прессования на качество труб, проведенное при прессовании труб из сталей с различными пластическими свойствами: сталь 10, 08X18H10T, 0X23H28M3Д3T [3]. Диапазоны изменения параметров процесса прессования в ходе исследования составляли: температура 1140–1250 °С; скорости перемещения пресс-штемпеля 200–450 мм/с; коэффициент вытяжки 8–36; углы рабочего конуса матрицы 45, 60, 90°; вязкость смазки 50–300 Па·с.

Установлено, что с увеличением скорости прессования и вязкости стеклосмазок качество наружной и внутренней поверхностей труб улучшается в одинаковой степени при использовании стеклосмазок с вязкостью 83 Па·с, причем, при увеличении вязкости до 124 Па·с, качество ухудшается даже при средней скорости перемещения пресс-штемпеля.

Лучшие результаты соответствуют прессованию в области максимальных скоростей с применением смазки вязкостью 80–90 Па·с.

Влияние коэффициента вытяжки на качество поверхности труб аналогично влиянию скорости прессования, т.к. оба эти параметра определяют скорость истечения металла. При этом изменение вязкости смазки оказывает большее влияние на качество поверхности труб, чем коэффициент вытяжки.

Температуру прессования выбирают в интервале максимальной пластичности деформируемого металла. Исследования показали, что температурный интервал должен находиться в строго ограниченных пределах, т.к. любое изменение температуры неизбежно изменяет степень расплавления и вязкость смазки.

Профилировку матриц обычно выбирают из принципа обеспечения наименьшего усилия прессования, либо наименьшей неравномерности скоростей истечения частиц металла в поперечном сечении изделия. Для предупреждения образования застоя большинство исследователей считают, что угол матрицы должен составлять 60° . Ж. Сежурне первым отметил, что качество наружной поверхности зависит от количества смазки в очаге деформации – недостаток смазки приводит к рискам, а избыток – к дефектам поверхности в виде рябизны. На основании этого, он предложил использовать систему двух матриц с накоплением избытка смазки в кольцевой проточке между ними. По мнению авторов работы [3] такое техническое решение является неэффективным. Исследования, проведенные с коническими ($\alpha = 60^\circ$) и плоскими матрицами ($\alpha = 90^\circ$), показали более стабильное качество труб, получаемых в плоских матрицах, при этом величина усилия прессования в обоих типах матриц различалась примерно на 5–10%.

Исследования показали также эффективность использования комбинированной (плоскоконической) матрицы с углом конической части $45\text{--}60^\circ$ для сохранения ширины плоской части матрицы в пределах от 20 до 22 мм. При прессовании из контейнеров диаметром 140–250 мм, наиболее удовлетворяющим получению качественной поверхности труб, считается радиус скругления канала матрицы, равный 8–10 мм.

В работе [18] в качестве причин возникновения дефектов прессованных труб (кольцевые надрывы и внутренние риски на передних концах труб, поперечная рябизна на задних концах труб) исследованы избыток или недостаток стеклосмазки и неравномерность деформации.

Влияние состояния технологического инструмента

В состав основного технологического инструмента трубопрофильных прессов входят контейнер с рабочей втулкой, пресс-штемпель, матрицедержатель, матрица, пресс-шайба, и игла. Аналогичный состав инструмента имеют прошивные прессы.

В процессе горячей деформации прессовый инструмент подвержен воздействию высокой температуры и давления, что предопределяет его тепловой и абразивный износ.

Прессовый инструмент изготавливают из теплостойких сталей, обладающих повышенной вязкостью и достаточно высокой прочностью [9]. Рассмотрим вкратце виды прессового инструмента, оказывающего непосредственное влияние на появление дефектов поверхности труб.

Контейнер, который при прессовании испытывает высокие радиальные нагрузки (1000 МПа и выше), для повышения прочности выполняют сборным из двух втулок, устанавливаемых с натягом в обойму. Внутренняя втулка испытывает высокие термические напряжения и подвергается абразивному износу. Внутреннюю втулку изготавливают из стали 5ХВ2С, подвергают термической обработке до величины твердости HRC40–45, добиваясь стойкости от 1500 до 4000 прессовок до переточки.

Максимальному разогреву (650-700°С) подвержен тонкий поверхностный слой металла втулки глубиной до 1,5 мм. Далее вглубь температура втулки монотонно снижается до 350–400 °С, т.е. до температуры подогрева втулки перед прессованием. Подогрев втулки необходим для предотвращения охлаждения прессуемых заготовок. Для этого используют специальные индукционные нагреватели или подогревают внутреннюю полость контейнера с помощью переносного индукционного нагревательного устройства.

Высокий разогрев внутренней поверхности втулки вызывает износ, выражающийся в образовании продольных рисок и борозд, чему способствует и абразивное действие твердых частиц стеклосмазки, оставшихся после предыдущего прессования. Поэтому важно тщательно очищать внутреннюю поверхность втулки, что реализуется с помощью специальных щеток.

Матрица является наиболее важным технологическим инструментом, в котором происходит формоизменение заготовки. Наибольшее распространение получила установка матриц с запирающим контейнером с использованием цилиндроконического соединения. Сами матрицы выполняют, как сплошными, так и сборными (предпочтительно), состоящими из кольца и обоймы, связанных горячепрессовой посадкой с натягом 0,1–0,15% от наружного диаметра кольца. Матричные кольца изготавливают из стали марок 3X2B8Ф, 45X3B3MФC (ДИ23), 2X8K8M6B2, сплава молибдена BM2 (оптимальная твердость 38–43 HRC). Для изготовления матричных колец используют также металлокерамические материалы, обладающие повышенной жаропрочностью и износостойкостью. Стойкость колец из стали 3X2B8Ф при прессовании труб из углеродистых сталей длиной 7–8 м составляет в среднем 35–40 прессований, из коррозионностойких высоколегированных сталей примерно 20–25 прессований. Эффективным, с точки зрения обеспечения высокого качества поверхности труб, является применение конструкции матрицы «с уходящим кольцом», которая обеспечивает замену матрицы после каждого прессования, матрица уходит с пресс-остатком, осматривается, очищается. Такой режим работы обеспечивает оптимальный тепловой режим работы инструмента. Матричные обоймы изготавливают из сталей 5XB2C, 3X2B8Ф.

На качество поверхности горячепрессованных труб существенное влияние оказывает профилировка канала матричных колец, которая определяет кинематику процесса истечения металла. Виды профилировки канала матричных колец показаны на рис. 3. Профилировка включает обжимной участок AB , радиус перехода r_m и калибрующий поясok длиной l_n (рис. 3, а). Применение смазочных стеклошайб предъявляет определенные требования к профилировкам канала

матричного кольца: профиль должен обеспечивать удержание смазки в очаге деформации и образование непрерывной смазочной пленки на протяжении всего цикла прессования [9]. В большей степени этому требованию удовлетворяют плоские или конические профилировки с углами входного конуса $2\alpha_m = 90\text{--}180^\circ$ (рис. 3, а–в), которые нашли наибольшее применение. Матрицы с углами $2\alpha_m = 90\text{--}120^\circ$ применяют при прессовании труднодеформируемых материалов, а с углами $2\alpha_m > 120^\circ$ – при прессовании пластичных материалов. Исследованиями установлено, что минимальные значения пикового усилия прессования обеспечивают матрицы с углом $2\alpha_m = 90\text{--}120^\circ$, причем изменение угла в любую сторону ведет к увеличению усилия на 10–15%. Качество поверхности труб с увеличением угла $2\alpha_m$ от 60 до 180° улучшается, что связано с уменьшением толщины смазочной пленки.

Изменение величины радиусного перехода r_m от конической части матрицы к калибрующему отверстию не сказывается на величине усилия прессования, при этом, качество поверхности заметно ухудшается с увеличением r_m . При увеличении r_m от 1 до 30 мм величина микронеровностей возрастает с 15 до 24 мкм, что связано с изменением толщины смазочной пленки.

Длина калибрующего пояска не оказывает заметного влияния ни на силовые параметры процесса, ни на качество поверхности.

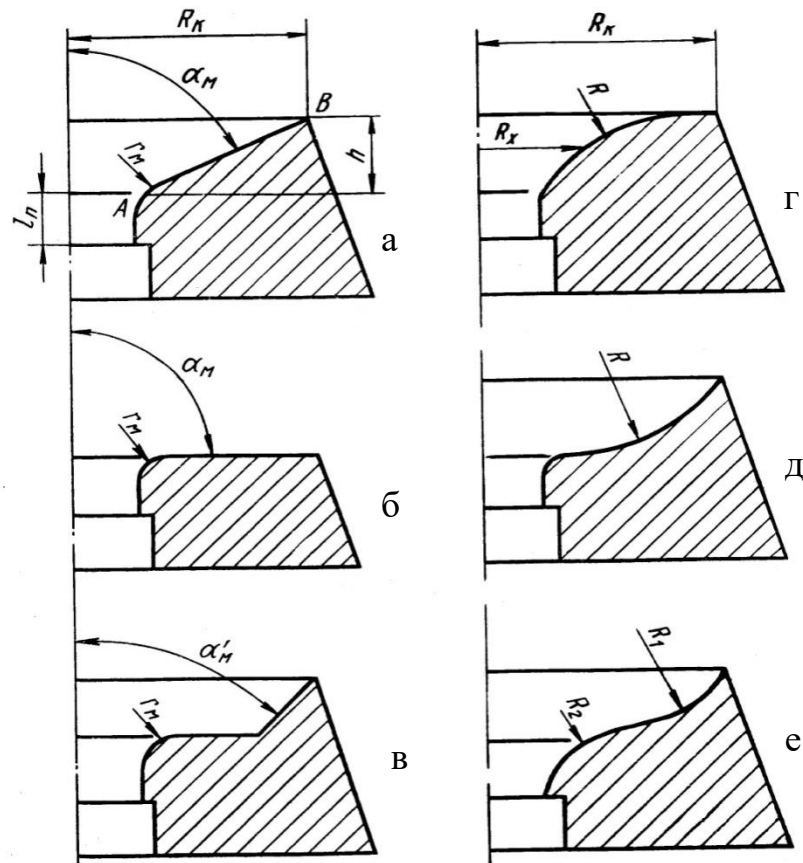


Рисунок 3 – Профилировка канала матричных колец: а – коническая; б – плоская; в – плоскоконическая; г – выпуклая; д – вогнутая; е – сигмоидальная

Игла при прессовании труб испытывает растягивающие усилия, трение скольжения и интенсивное тепловое воздействие со стороны деформируемого металла. Температура разогрева может достигать $800\text{ }^{\circ}\text{C}$, а величина усилия – до 15–20% от величины усилия прессования. Используют иглы: короткие, закрепляемые в пресс-штемпеле (для прессов без прошивочной системы); длинные, закрепляемые в иглодержателе и специальные.

Иглы изготавливают сплошными и полыми (водоохлаждаемыми). Сплошные иглы изготавливают из сталей 3Х2В8Ф, 4Х2В5ФМ, обладающих высокой теплостойкостью. Для изготовления водоохлаждаемых игл используют стали 35Х5ВМС, 4Х4М2ВФС, легированные молибденом. Стойкость игл из таких сталей достигает 100–150 прессований, после чего иглы перетачивают и используют повторно.

Важнейшим требованием к игле является ее износостойкость, поскольку состояние поверхности иглы определяет качество внутренней поверхности горячепрессованной трубы. Главным условием при этом, является непрерывный контроль за состоянием наружной поверхности иглы в процессе прессования.

Прошивной и экспандирующий наконечники используют на прошивных прессах для изготовления гильз путем создания центрального отверстия в сплошной трубной заготовке (прошивка) или увеличения размера отверстия, полученного предварительным сверлением заготовки (экспандирование). В первом случае это прошивные, во втором – экспандирующие наконечники. Прошивные наконечники – наиболее изнашиваемый, с точки зрения абразивного износа, вид прессового инструмента. При работе обычно используют комплект (10–15 штук) наконечников, устанавливаемых в иглу поочередно. Профилировка – вогнутая со скругленными кромками, что обеспечивает равномерное поступление смазки в течение всего цикла прошивки. Для изготовления прошивных и экспандирующих наконечников используют стали 3X2B8Ф, 4X5B2ФС, 35X5BMC. Стойкость прошивных наконечников составляет 30–40 прошивок, экспандирующих – 80–100 прошивок. С точки зрения предотвращения дефектов внутренней поверхности гильз, основное внимание уделяют тепловому режиму работы прошивных и экспандирующих наконечников, не допуская перегрева и постоянно контролируя состояние рабочей поверхности инструмента.

Влияние параметров деформации

Процесс прессования характеризуется благоприятной схемой напряженного состояния, и поэтому его целесообразно применять для деформации металлов с низкими пластическими свойствами. Современная промышленность все больше использует изделия из сталей и сплавов на основе железа, никеля и других металлов, легированных многими элементами. Как правило, эти сплавы имеют низкую технологическую пластичность и поэтому их предпочитают обрабатывать прессованием.

Физические и структурные особенности прессуемого материала. Известно, что химический состав и структура стали определяют ее пластичность и

сопротивляемость деформации. Легирование металла, как правило, предопределяет снижение его пластичности и повышение величины сопротивления металла деформации, что, с одной стороны, повышает уровень напряжений в процессе горячей деформации, а с другой, снижает пороговую величину напряжений, соответствующую началу разрушения металла.

В ряде случаев пластичность сталей и сплавов бывает недостаточной даже при обработке их прессованием. Это характерно для ряда никелевых и железоникелевых сплавов. Нарушение сплошности при их прессовании вызвано растягивающими напряжениями, возникающими из-за неравномерности течения слоев металла, более низкой температурой приконтактных слоев металла и т.д. Максимальная неравномерность возникает у внутренней поверхности трубы вследствие несимметричного относительно стенки гильзы расположения щели между матрицей и иглой. В этом месте наиболее вероятно наличие дефектов.

При пониженной пластичности дефекты могут образовываться и на наружной поверхности труб. В этом случае они являются следствием неравномерности течения металла по периметру трубы из-за неравномерности контактного трения. Для предотвращения указанного явления очень важно нанести технологическую смазку равномерным слоем, что достигается напылением стеклопорошка на вращающуюся заготовку.

Для предотвращения разрушения на внутреннюю поверхность гильзы иногда применяют нанесение слоя из пластичного металла, тем самым перенося максимум растягивающих напряжений в пластичную оболочку. Примером этого является технология прессования труб из сплава ХН60ВТ, предложенная ОАО «РусНИТИ» при выполнении НИОКР БОП-05-009 «Создание производства бесшовных и электросварных труб на базе нового поколения высокоэффективных сталей и сплавов» по государственному контракту № 8411.0816900.05.599.

Таким образом, в зависимости от пластичности деформируемого металла вероятность его разрушения снижает [3]:

- пластичная оболочка на внутренней (а иногда и наружной) поверхностях гильзы;
- шайбы из более пластичного металла на переднем и заднем конце гильзы;
- прессование с противодавлением;
- повышение гидростатического давления за счет снижения температуры нагрева заготовок.

Опыт производства горячекатаных труб из стали 08X18H10T сформировал требования к заготовкам по содержанию α -фазы. Известно, что α -фаза понижает пластичность металла при высокой температуре. Это особенно важно при прошивке на станах винтовой прокатки, где деформация протекает при неблагоприятной схеме напряженного состояния металла. Для выяснения допустимого содержания α -фазы в заготовке для прессования были проведены исследования, описанные в работе [3]. По зарубежным данным допускаемое количество α -фазы в заготовке ограничивается 4% (приведено объемное процентное содержание, определенное магнитным методом). В отечественной заводской практике оценку содержания α -фазы в заготовке проводят металлографическим методом по специальной шкале.

Для определения влияния содержания α -фазы на качество прессованных труб были проведены испытания (при температуре 1200 °С) на разрыв, скручивание, прошиваемость и осадку образцов из стали 08X18H10T с содержанием α -фазы 1, 2, 3 и 3,5 балла. Анализ результатов показал, что для образцов с наибольшим содержанием α -фазы наблюдалось уменьшение на 19% числа кручений до разрушения образцов. Остальные показатели пластичности всех образцов были примерно одинаковыми.

В промышленных условиях использовался метод прессования конических труб, т.е. прессования на конической игле при постоянном диаметре матрицы. При прессовании применяли заготовки со сверленным конусным отверстием, что позволило расширить диапазон коэффициентов вытяжки (от 6 до 32). Остальной металл опытных плавок прессовался по действующей технологии.

Осмотр наружной и внутренней поверхности полученных труб значительного различия в качестве не выявил. Отмечена явная тенденция улучшения качества внутренней поверхности (ее чистоты) от увеличения коэффициента вытяжки. Последнее свидетельствует, что чистота поверхности гильзы и условия работы технологической смазки оказывают большее влияние, чем содержание α -фазы.

Результаты осмотра поверхности обычных труб, прессованных из металла опытных плавок, показали, что 12% труб из плавки с наибольшим содержанием α -фазы имели незначительные дефекты на внутренней поверхности [3]. Металлографическое исследование показало, что, несмотря на наличие участков с грубыми скоплениями α -фазы на внутренней поверхности, надрывов по ним не происходит. В месте надрыва α -фаза вытянута в тонкие волокна. Следует также отметить, что надрывы на внутренней поверхности труб носили местный характер несмотря на то, что высокое содержание α -фазы зафиксировано по всей длине трубы на внутренней поверхности. Это подтверждает гипотезу о том, что α -фаза не является непосредственной причиной возникновения дефекта в процессе прессования, но при определенных неблагоприятных обстоятельствах может способствовать его образованию.

Прессование труб при различных температурно-деформационных режимах позволило установить, что содержание α -фазы в стали 08X18H10T в пределах 3 балла (соответствует 4% объемного содержания) не оказывает влияния на качество поверхности прессованных труб. Дальнейшее повышение содержания α -фазы в металле приводит к некоторому увеличению вероятности образования дефектов на внутренней поверхности труб.

В зарубежной литературе имеются утверждения, что качественные изделия из низко-пластичных литых аустенитных сталей прессованием можно получить только в том случае, если содержание ферритной составляющей (α -фазы) будет доведено до допустимого уровня в деформированных заготовках. Проведенные отечественными учеными исследования по прессованию труб из центробежно-литых заготовок стали 08X18H10T (у катаных заготовок из этих же сталей

пластичность в три раза больше, чем у литых), показали, что повышенное содержание α -фазы у литых сталей способствует появлению надрывов поверхности труб только в том случае, если наблюдается неравномерность истечения наружных слоев металла.

Как показала практика изготовления горячепрессованных труб из сталей типа 13Cr, не менее важным фактором, влияющим на качество поверхности, является содержание δ -феррита в структуре металла. Исследования, проведенные специалистами АО «ВТЗ» и ОАО «РосНИТИ» при освоении технологии изготовления труб из стали 10X13H3MФБ показали, что при использовании непрерывнолитой заготовки для получения качественной поверхности труб содержание δ -феррита в структуре заготовки не должно превышать 2% [19].

Необходимо отметить, что повсеместный переход на использование непрерывно-литой заготовки в трубном производстве резко повысил эффективность производства, позволил улучшить экологические аспекты производства, снизить затраты металла, уменьшить себестоимость продукции. С другой стороны, специалистам в области трубного производства пришлось решать большой комплекс проблем, связанных с достижением заданного комплекса качественных показателей продукции. Это связано с тем, что литая структура имеет определенные отличия в размере и форме зерна по сравнению с горячедеформированной. По мнению многих исследователей, данное отличие литой структуры диктует большую асимметрию свойств металла в продольном и поперечном направлениях [20, 21].

Одним из вариантов решения проблемы устранения этой неравномерности является проведение гомогенизирующего отжига, который используют для снижения химической неоднородности литой заготовки из высоколегированных сталей. Его проводят при температуре нагрева до 1170 °С с выдержкой 8–15 ч, используя замедленное охлаждение. Иногда гомогенизирующий отжиг совмещают с нагревом под прокатку [22].

Известно, что основными параметрами, определяющими протекание любого процесса горячей деформации, являются температура, скорость и величина (степень) деформации. В сочетании с пластическими свойствами деформируемого материала и условиями граничного трения именно эти параметры определяют течение металла (формоизменение), силовые параметры процесса прессования, сплошность и качество поверхности готового изделия. О влиянии температуры деформации и режима нагрева заготовки для проведения прессования было сказано выше.

Скорость прессования. Процесс прессования динамичен и протекает за 0,5–3,0 с. Скорость перемещения пресс-штемпеля на современных прессах составляет от 100 до 500 мм/с и должна быть регулируемой, что важно с точки зрения прессования малопластичных материалов. С другой стороны, высокая скорость прессования существенно уменьшает время контакта горячего металла с рабочим инструментом, увеличивая его стойкость. Скорость трубы на выходе из отверстия матрицы определяется не только скоростью перемещения пресс-штемпеля, но и коэффициентом вытяжки, который характеризует величину деформации.

Исходя из этого, прессование труб из углеродистых сталей проводят на максимальных скоростях. При высоких значениях коэффициента вытяжки (например, $\mu = 50$) скорость выхода трубы из пресса может достигать 20–25 м/с, а сам процесс прессования гильзы длиной 0,5 м в трубу длиной 25 м будет продолжаться 1,0–1,25 с.

При прессовании коррозионностойких высоколегированных сталей и сплавов скорость прессования (линейная скорость выхода трубы из матрицы) не должна превышать 8–10 м/с, для мало-пластичных материалов – 1,5–2,0 м/с.

Данное ограничение связано с тем, что с увеличением скорости деформации наблюдается существенный рост величины сопротивления деформации, и, соответственно, и большее количество тепла, выделяющееся в процессе деформации.

Прирост температуры металла при этом определяется зависимостью В.В. Жолобова [5]

$$\Delta T_{\text{деф}} = \frac{0,9 \cdot \sigma_s \cdot \ln \mu}{9,8 \cdot C \cdot \rho} \quad (2)$$

В работе [23] показано, что при определении температурной добавки (от энергии деформации), необходимо учитывать не только степень деформации или коэффициент вытяжки, но и скорость истечения металла из матрицы (скорость прессования). Например, при прессовании трубы из стали 20Х13 размерами $\varnothing 85,72 \times 13,97$ мм с коэффициентом вытяжки $\mu = 10,6$ и скоростью прессования $V_{np} = 1,91$ м/с разогрев металла меньше, чем при прессовании трубы $\varnothing 159 \times 22,61$ мм с меньшим коэффициентом вытяжки $\mu = 9,7$, но с большей скоростью прессования $V_{np} = 2,43$ м/с.

На основании полученных данных построена кривая зависимости прироста температуры металла $\Delta T_{\text{э}}$ от скорости прессования (рис. 4), которая с высокой степенью вероятности для условий проведения опытного прессования стали 20Х13 (температура гильзы 1150 °С, $D = 85-169$ мм, $S/D = 0,05-0,21$) была аппроксимирована зависимостью:

$$\Delta T_{\text{э}} = 30 \cdot e^{0,18 \cdot V_{np}} = 30 \cdot e^{0,18 \cdot \mu \cdot V_{ш}} \quad (3)$$

Результаты оценки качества труб, полученных в ходе опытного прессования, показали, что наибольшее (до 5%) количество брака по трещинам и рванинам (одной из причин этих дефектов может быть высокая температура металла на выходе из пресса) приходится на трубы размерами $\varnothing 139,7 \times 7,72$ мм, имевшие на выходе из пресса температуру, равную 1260 °С.

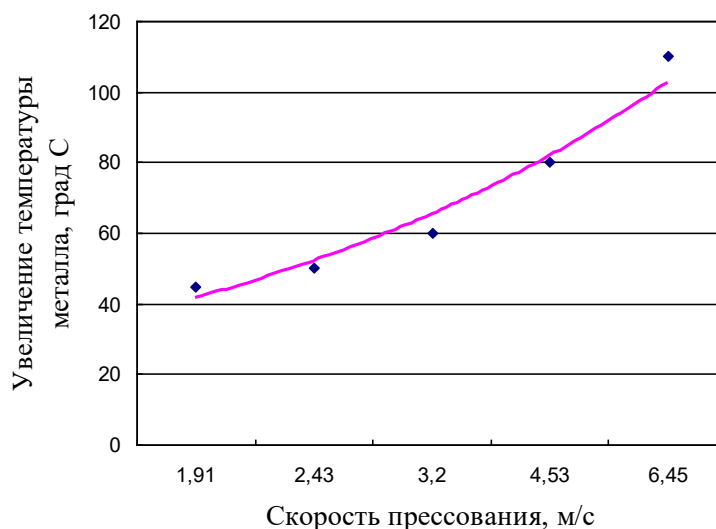


Рисунок 4 – Зависимость увеличения температуры металла от скорости прессования

Таким образом, разогрев металла в процессе деформации ухудшает работу технологического инструмента, существенно влияет на работу стеклосмазки, что в конечном итоге ведет к появлению дефектов на поверхности труб [3]. Это обстоятельство является одной из причин ограничения *величины деформации* (коэффициента вытяжки) при прессовании:

- углеродистых сталей – до 70;
- шарикоподшипниковых и коррозионно-стойких высоколегированных сталей – до 40;
- сложнолегированных сталей и сплавов – до 25.

Зазор между гильзой и иглой. В работе [24] проведено исследование влияния зазора между гильзой и иглой на качество внутренней поверхности горячепрессованных труб размерами $\varnothing 102 \times 6$ мм из стали 08X18H10T, получаемых из втулки контейнера диаметром 190 мм. Внутренний диаметр гильз варьировали в диапазоне размеров $\varnothing 107$ –113 мм; $\varnothing 103$ –105 мм; $\varnothing 93$ –95 мм, зазор между гильзой и иглой составлял, соответственно: 17–23 мм; 13–15 мм; 3–5 мм. При максимальной величине зазора дефекты внутренней поверхности труб в виде раковин, плен и рисок наблюдали на переднем конце труб на длине до 1 м, при средней величине зазора – те же дефекты были на длине до 0,7 м переднего конца трубы. При

минимальной величине зазора наблюдали отдельные мелкие раковины на длине 0,2–0,3 м от переднего конца трубы.

Риски и плены появляются вследствие вдавливания смазочной шайбы в зазор между гильзой и иглой при подпрессовке тугоплавкого материала. С увеличением зазора количество тугоплавкого вещества, попавшего в зазор, увеличивается, что ведет к росту протяженности и количества дефектов.

Имеется другой вариант объяснения причин образования раковин на переднем конце труб. Стеклосмазка с малой вязкостью, которая используется для подачи внутрь гильзы, при транспортировке гильзы стекает в ее нижнюю часть. При подпрессовке гильзы вначале редуцируется ее передняя и задняя части, а затем уже в направлении от штемпеля к матрице – середина. В результате этого в передней части гильзы образуется избыток стеклосмазки, которая при прессовании вдавливается в металл, образуя раковины. Глубина и протяженность раковин находится в прямой зависимости от величины зазора между гильзой и иглой, т.е. величины редуцирования заготовки.

Влияние режимов проведения операций охлаждения и отделки

Охлаждение горячепрессованных труб осуществляют на воздухе с использованием холодильников речного типа, реализуя тем самым процесс нормализации с деформационного нагрева. При этом для предотвращения появления поверхностных дефектов необходимо обеспечивать равномерную загрузку холодильника, что исключает резкие перепады температуры. Для ряда труб (например, трубы из коррозионностойких сталей аустенитного класса) целесообразно проводить ускоренное охлаждение труб, для чего используют специальные емкости с охлаждающей жидкостью.

Особенностью отделки прессованных труб является необходимость удаления с их поверхности слоя стеклосмазки. Это не относится к редуцированным трубам из углеродистых сталей, с наружной поверхности которых стеклосмазку удаляют до нагревательной печи перед редуцированием станом.

С поверхности труб стеклосмазку удаляют механическим (дробеструйный) и химическим (травление) способами. Обязательным условием является полное и быстрое удаление стекловидного слоя без повреждения металлической основы.

Дробеструйная (дробеметная) очистка не нашла широкого применения, т.к. является малопроизводительной, негативно влияет на экологическое состояние производства, приводит к упрочнению поверхности готовых труб.

Для травления применяют только щелочные расплавы или растворы, содержащие плавиковую кислоту. Основной опасностью кислотного метода является его агрессивность, т.е. возможность получения перетрава металла, особенно при обработке труб из углеродистых сталей.

Необходимо отметить, что щелочно-кислотное травление горячепрессованных труб приводит к некоторому уменьшению шероховатости поверхности, особенно для углеродистых и легированных сталей. Это используют при изготовлении труб с повышенными требованиями к чистоте поверхности.

Остальные операции отделки прессованных труб аналогичны операциям отделки горячекатаных труб. В процессе проведения этих операций дефекты поверхности горячепрессованных труб могут образоваться в ходе проведения операций термической обработки, правки и при транспортировании труб. При термической обработке необходимо строго придерживаться установленных режимов нагрева, выдержки и охлаждения металла. При правке важна правильная настройка правильных машин и поддержание регламентированного состояния поверхности рабочего инструмента (отсутствие повреждений поверхности, следов износа и т.д.): направляющих линеек, правильных валков или роликов, концы труб следует выправлять на прессах. Настройка правильных машин должна обеспечивать требуемую прямолинейность труб при правке за 1–2 прохода.

При транспортировании труб кранами предпочтительно использование такелажной оснастки (строп) из неметаллических материалов, а при транспортировании труб по рольгангам – использование направляющих и роликов, изготовленных из полиуретана или других подобных материалов.

1.3 Методики расчета вероятности появления дефектов в горячепрессованных трубах

Дефекты поверхности металла в виде надрывов, разрывов и т.п. возникают в результате нарушения сплошности или разрушения. В настоящее время для оценки вероятности разрушения металла в процессах пластической деформации наибольшее распространение получили методики В.Л. Колмогорова [30] и А.А. Богатова [31], а также методика Кокрофта-Латама [32–34].

В основу методики В.Л. Колмогорова положена теория разрушения Гриффитса, согласно которой при достижении трещин определенной длины начинается их лавинообразный рост. Это говорит о том, что при достижении величины пластической деформации определенного значения (достаточно большого, но конечного) происходит практически мгновенное разрушение без заметного изменения геометрических размеров. Соответственно, имеется возможность зафиксировать геометрические размеры деформируемого тела в начале процесса разрушения и использовать степень деформации, накопленную к моменту разрушения в качестве меры пластичности металла. На основании этого для оценки вероятности разрушения предложено применять величину отношения накопленной степени деформации к величине пластичности металла. Величину этого отношения принято называть степенью использования ресурса пластичности или поврежденностью металла. Считается, что разрушение металла наступает при достижении величины степени использования пластичности значения, равного 1,0.

Многочисленные исследования показали, что пластичность металла зависит от многих факторов. К ним, кроме физико-химической природы металла, относятся: схема напряженного состояния, температура деформирования, скорость деформации. Обычно эти факторы в процессе обработки давлением меняются.

Чтобы учесть это, при вычислении степени использования ресурса пластичности применяется интегрирование по времени отношения накопленной степени деформации к величине пластичности в соответствии с закономерностями изменения последних в процессах обработки металлов давлением.

Таким образом, для того, чтобы оценить вероятность разрушения металла при пластической деформации (в частности, появление разрывов и трещин на поверхности горячепрессованных труб), необходимо экспериментально определить зависимость пластичности металла от влияющих на нее термомеханических параметров процесса – получить диаграмму пластичности.

Кроме этого, необходимо расчетным путем определить напряженно-деформированное состояние металла при прессовании. Методика оценки вероятности разрушения, предложенная В.Л. Колмогоровым, нашла свое дальнейшее развитие в трудах А.А. Богатова [31]. При этом, в частности было уделено более пристальное внимание физическим процессам, происходящим в металле при пластической деформации на микроскопическом уровне. Это позволило дать объяснение ранее обнаруженным фактам и выявить новые закономерности механики разрушения. Было выявлено, что интенсивность накопления поврежденности металла обратно пропорциональна его пластичности.

В результате уточнена зависимость для определения поврежденности за счет введения эмпирического коэффициента, функционально зависящего от термомеханических коэффициентов и физико-химических характеристик металла. Этот коэффициент учитывает интенсивность обратно пропорционального влияния пластичности на степень поврежденности металла. На основе уточненного критерия разрушения сформулирован критерий разрушения для немонотонных процессов. Кроме этого, методика А.А. Богатова позволяет учесть восстановление пластических свойств холоднодеформированного металла после разупрочняющей термической обработки.

Следует отметить, что в основе описанных методик оценки вероятности разрушения лежит принцип аддитивности поврежденностей. Экспериментальные исследования подтвердили его справедливость.

Основная сложность в применении методики В.Л. Колмогорова и А.А. Богатова к процессам обработки металлов давлением до недавнего времени заключалась в том, что:

- определенные сложности возникали при построении диаграмм пластичности металлов в процессах горячей обработки давлением;
- расчет напряженно-деформированного состояния из-за сложностей математического характера мог быть выполнен только для самых простых случаев пластической деформации.

В настоящее время эти проблемы могут быть успешно решены. Применение современных комплексов типа Gleeble-3800 [35] позволяет проводить исследования механических свойств металлов и сплавов в широком диапазоне изменения термомеханических параметров. Получаемые результаты могут быть применены для построения диаграмм пластичности, в том числе и при повышенных температурах. Кроме того, появление программных продуктов для решения задач механики сплошных сред, основанных на методе конечных элементов, дают возможность рассчитывать напряженно-деформированное состояние в различных процессах обработки металлов давлением, в том числе, и при прессовании труб. В частности, это продемонстрировано в работе [44] на примере использования программного продукта QFORM применительно к процессу непрерывной раскатки гильз.

Методика оценки вероятности разрушения получила развитие также в трудах В.А. Огородникова [32]. В своих работах он делает попытку учесть влияние истории процесса деформирования и третьего инварианта тензора напряжений на величину критерия разрушения. Однако эта методика, практически, с точностью до обозначений, во многом совпадает с методикой В.Л. Колмогорова, особенно если учесть ее развитие, представленное в трудах А.А. Богатова. С другой стороны, следует отметить, что методика В.Л. Колмогорова, А.А. Богатова в настоящее время гораздо более проработана, как с точки зрения физического обоснования, так и с точки зрения методик и оборудования для экспериментального построения диаграмм пластичности.

Это говорит о предпочтительности ее использования для практического анализа процессов деформации, в том числе в промышленных условиях.

Методика Кокрофта-Латама используется в программном комплексе QForm по умолчанию, как основная методика прогнозирования разрушения металла при большой пластической деформации.

Согласно модели разрушения Кокрофта-Латама [34] условие отсутствия разрушения материальной частицы проверяют по неравенству:

$$\int_0^{\varepsilon_i} \frac{\sigma_1}{\sigma_i} d\varepsilon_i < C_{np}. \quad (4)$$

Разрушение металла в соответствии с данной моделью происходит при выполнении равенства $C = C_{np}$. Традиционный подход к идентификации предельного значения показателя C_{np} заключается в сопоставлении экспериментальных данных по разрушению образцов специальной формы и результатов конечно-элементного анализа напряженно-деформированного состояния области разрушения образца [37–38].

Авторы работы [39] для определения предельных значений показателя C_{np} предложили экспериментально-расчетную методику, включающую деформирование образцов до разрушения; фиксирование момента времени появления трещины в образце визуально или с использованием диаграммы «усилие деформации – перемещение инструмента»; определение путем моделирования процесса деформации образца показателя C в месте его разрушения и в момент появления трещины. Определенное таким образом значение показателя принимается предельным показателем C_{np} для данного металла. Авторы работы [40] предложили метод определения значений предельного показателя C_{np} на основе результатов экспериментов по осадке, высадке сплошных цилиндрических и полых образцов до разрушения. При этом было показано, что:

$$C_{np} = \frac{4\varepsilon_1}{3} + \frac{2\varepsilon_2}{3}. \quad (5)$$

Так, авторы установили, что для стали 1.4146 ($C = 0,93–1,10\%$; $Cr = 1,30–1,65\%$; Mo – до $0,1\%$; Ni – до $0,3\%$; $Mn = 0,2–0,5\%$; $Si = 0,15–0,37\%$; Cu – до $0,3\%$;

P = 0,025–0,030%; S = 0,015–0,025%; Al – до 0,05%) полученные значения предельного показателя C_{np} находились в интервале 0,35–0,65. Существенное отличие предельных значений C_{np} для одного и того же исходного металла обусловлено различными механическими условиями деформации металла, которые реализуются в разных испытаниях с использованием различных по форме образцов.

Поскольку методика Кокрофта-Латама базируется на учете удельной работы элементарных растягивающих сил, ее целесообразно использовать только для оценки поврежденности металла на стадии распрессовки трубной заготовки (гильзы) в контейнере прессы, когда на наружной поверхности осаживаемого цилиндра (сплошного или полого) возникают растягивающие напряжения. Наличие этих напряжений может быть причиной образования мелких поперечных трещин, которые при дальнейшей интенсивной деформации металла в матрице могут трансформироваться в поперечные рванины. Следует также отметить достаточную неопределенность величины C_{np} , что, несомненно, вызовет затруднения при аналитической оценке вероятности разрушения.

1.4 Выводы по главе и постановка задач исследования

1. Выполненный обзор научно-технической информации о видах дефектов поверхности горячепрессованных труб, причинах их возникновения и методах их устранения показал, что наиболее массовыми дефектами поверхности горячепрессованных труб являются плены, разрывы, трещины и рябизна.

2. Анализ факторов, определяющих вероятность появления дефектов поверхности горячепрессованных труб, показал, что наибольшее влияние оказывают температурно-деформационные параметры деформации и трибологические особенности процесса.

3. Выполнен анализ методик расчета вероятности появления дефектов горячепрессованных труб, который показал, что наиболее перспективной является

методика оценки вероятности разрушения металла в процессе горячей деформации, разработанная в трудах В.Л. Колмогорова и А.А. Богатова.

4. На основе полученных результатов запланировано проведение комплекса теоретических и экспериментальных исследований по изучению механизмов формирования дефектов поверхности горячепрессованных труб, включающего:

- моделирование напряженно-деформированного состояния поверхностных слоев прессуемой гильзы;

- выявление зависимостей напряженно-деформированного состояния от технологических параметров процесса прессования

- исследование пластичности сталей 10X13H3MФБ, 15X13H2, 08X18H10T, 10X17H13M2T, как ряда представителей сталей специального назначения, при температурах горячего деформирования;

- определение температурно-деформационных условий для снижения вероятности трещинообразования и повышения ресурса пластичности.

ГЛАВА 2 АНАЛИЗ НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ И ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ ПРОЦЕССА ГОРЯЧЕГО ПРЕССОВАНИЯ

Наиболее эффективным способом определения напряженно-деформированного состояния является проведение компьютерного моделирования методом конечных элементов, которое позволяет рассчитывать величину напряжений, степени и скорости деформации при различных температурах без проведения экспериментальных исследований. Современное программное обеспечение позволяет учитывать большинство граничных условий, таких как условия контактного взаимодействия на поверхности контакта деформируемого материала и рабочего инструмента, исходную температуру материала, сопротивление металла пластической деформации в зависимости от температуры, скорости и степени деформации. Для определения зависимости напряженно-деформированного состояния поверхностных слоев прессуемой гильзы от технологических параметров процесса проведено компьютерное моделирование с использованием пакета конечно-элементного анализа QForm-3D. Целью компьютерного моделирования процесса горячего прессования являлось численное определение влияния коэффициента вытяжки, температуры и коэффициента трения на характеристики напряженно-деформированного состояния металла поверхностных слоев гильзы.

2.1 Компьютерное моделирование

Для определения диапазонов изменения технологических параметров выполнен анализ таблиц прессования, применяемых на АО «Волжский трубный завод», согласно которым коэффициент вытяжки при прессовании труб изменяется от 6,3 до 36,6.

Температура прессования труб из высоколегированных марок сталей находится в интервале 1100-1200 °С [1]. Коэффициент трения с учетом использования стеклосмазки может изменяться в диапазоне 0,06-0,12 [16].

С учетом рабочих интервалов изменения параметров определен представленный в таблице 1 минимальный набор моделей, необходимый для проведения параметрического анализа.

Моделирование выполнено применительно к прессованию заготовок из стали марки 08X18H10T с известным сопротивлением пластической деформации. Сопротивление стали 08X18H10T пластической деформации задавалось в программном продукте в табличной форме (таблица 2).

Таблица 1 – Варианты расчета для параметрического анализа

Номер варианта	Коэффициент вытяжки, μ	Температура гильзы, °С	Коэффициент трения между поверхностью гильзы и матрицей, f_m
1	11,22	1120	0,07
2	15,10	1120	0,07
3	15,67	1120	0,07
4	24,27	1120	0,07
5	32,97	1100	0,07
6	12,00	1125	0,07
7	12,00	1150	0,07
8	12,00	1175	0,07
9	12,00	1120	0,06
10	12,00	1120	0,08
11	12,00	1120	0,10
12	12,00	1120	0,12

Поскольку целью моделирования является получение зависимости напряженно-деформированного состояния (НДС) от технологических параметров процесса, компьютерные модели составлены с рядом упрощений:

– исключено моделирование процесса распрессовки, как неустановившейся стадии процесса;

– моделирование термомеханических параметров очага деформации проводилось до полного заполнения очага деформации и выхода на установившуюся стадию процесса.

Исходные данные для постановки моделирования представлены в таблице 3.

Таблица 2 – Сопротивление стали 08X18N10T пластической деформации, МПа

Температура 700°С	Степень деформации	Скорость деформации, 1/с					
		0,01	0,1	1	10	100	500
	0,039781	176,2	234,6	312,35	415,86	553,68	676,31
	0,199671	226,2	301,16	400,97	533,85	710,77	868,19
	0,299755	237,62	316,37	421,22	560,81	746,66	912,04
	0,400478	245,73	327,16	435,58	579,94	772,13	943,15
	0,699165	261,71	348,44	463,92	617,66	822,36	1004,5
	0,999672	272,16	362,35	482,43	642,31	855,18	1044,59
	1,298283	280,01	372,8	496,35	660,85	879,86	1074,73
Температура 1000°С	Степень деформации	Скорость деформации, 1/с					
		0,01	0,1	1	10	100	500
	0,039781	60,38	80,39	107,03	142,5	189,73	231,75
	0,199671	77,51	103,2	137,4	182,93	243,56	297,5
	0,299755	81,42	108,41	144,34	192,17	255,86	312,52
	0,400478	84,2	112,11	149,26	198,72	264,58	323,18
	0,699165	89,68	119,4	158,97	211,65	281,79	344,21
	0,999672	93,26	124,16	165,31	220,1	293,04	357,95
	1,298283	95,95	127,75	170,08	226,45	301,5	368,27
Температура 1200°С	Степень деформации	Скорость деформации, 1/с					
		0,01	0,1	1	10	100	500
	0,039781	29,57	39,37	52,41	69,78	92,91	113,48
	0,199671	37,96	50,53	67,28	89,58	119,26	145,68
	0,299755	39,87	53,09	70,68	94,1	125,29	153,04
	0,400478	41,23	54,9	73,09	97,31	129,56	158,26
	0,699165	43,91	58,47	77,84	103,64	137,99	168,55
	0,999672	45,67	60,8	80,95	107,78	143,5	175,28
	1,298283	46,98	62,56	83,29	110,89	147,64	180,34

Таблица 3 – Исходные данные для компьютерного моделирования

Марка стали	08X18H10T				
Размеры трубы, мм	42×4	54×4	54×7	89×6	108×4
Длина заготовки, мм	400	400	400	500	500
Внутренний диаметр контейнера, мм	156	156	156	176	195
Диаметр иглы, мм	34,5	46,3	40,1	78,1	101,2
Диаметр матрицы, мм	43,2	55,3	55,3	91,2	110,3
Коэффициент вытяжки	32,97	24,27	15,67	11,22	15,1
Коэффициент вытяжки с учетом коэффициента линейного расширения	36,59	26,66	16,6	12,0	15,94
Скорость пресс-штемпеля, мм/с	210				
Базовый коэффициент трения на контактной поверхности гильзы со стенкой контейнера	0,1				
Базовый коэффициент трения на контактной поверхности гильзы с иглой	0,02				

Постановка задачи моделирования

Моделирование процесса прессования осуществлялось в программном комплексе QForm-3D, который подразумевает предварительное создание твердотельных трехмерных моделей.

Твердотельные модели созданы на основе конструкторской документации АО «ВТЗ», с использованием программы трехмерного проектирования Компас-3D (рис. 5). При этом приняты следующие упрощения, не оказывающие существенное влияние на результат расчета:

- матрица, матрицедержатель и контейнер объединены в одну деталь;
- задание коэффициента трения на контакте в месте установки стеклошайбы осуществлено посредством виртуального блока.

Всего было подготовлено 5 твердотельных моделей.

Для определения изменения НДС на наружной поверхности металла по длине очага деформации использовано трассирование. Для этого на первом шаге моделирования на наружную поверхность гильзы была нанесена трассирующая точка, для которой происходит сбор всей информации.

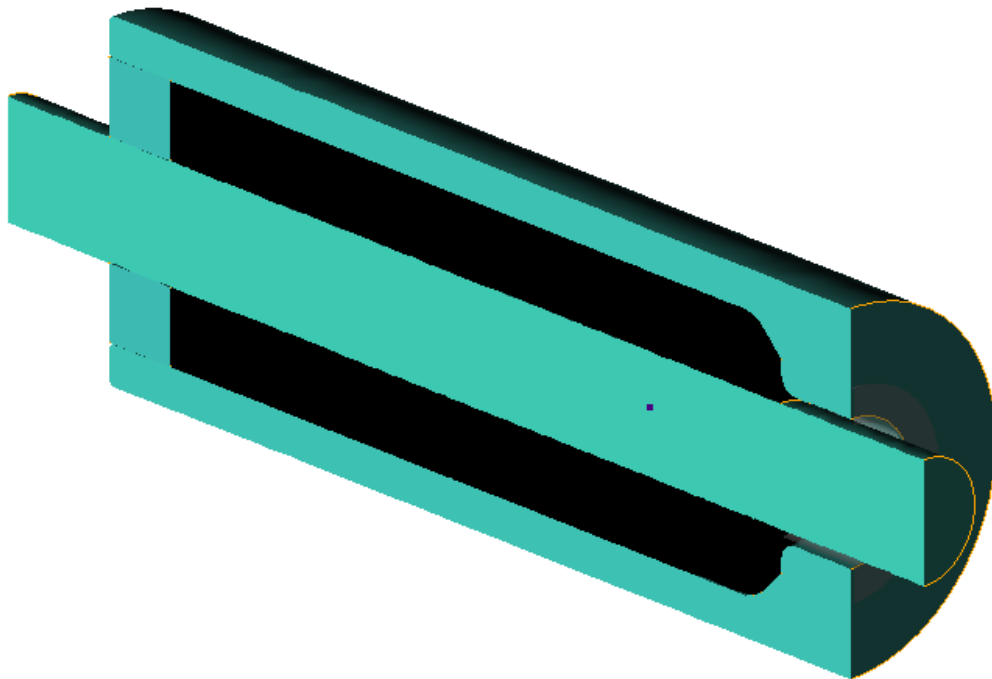


Рисунок 5 – Твердотельная модель прессы

2.2 Результаты моделирования

Визуализация распределения температуры, средних напряжений и степени деформации по сечению очага деформации при различном коэффициенте трения представлены на рис. 6-11.

Наиболее показательным и удобным способом обработки моделей является использование трассируемых точек. В процессе моделирования точка проходит всю длину очага деформации, и программа фиксирует параметры в ее окрестности с привязкой ко времени или координате.

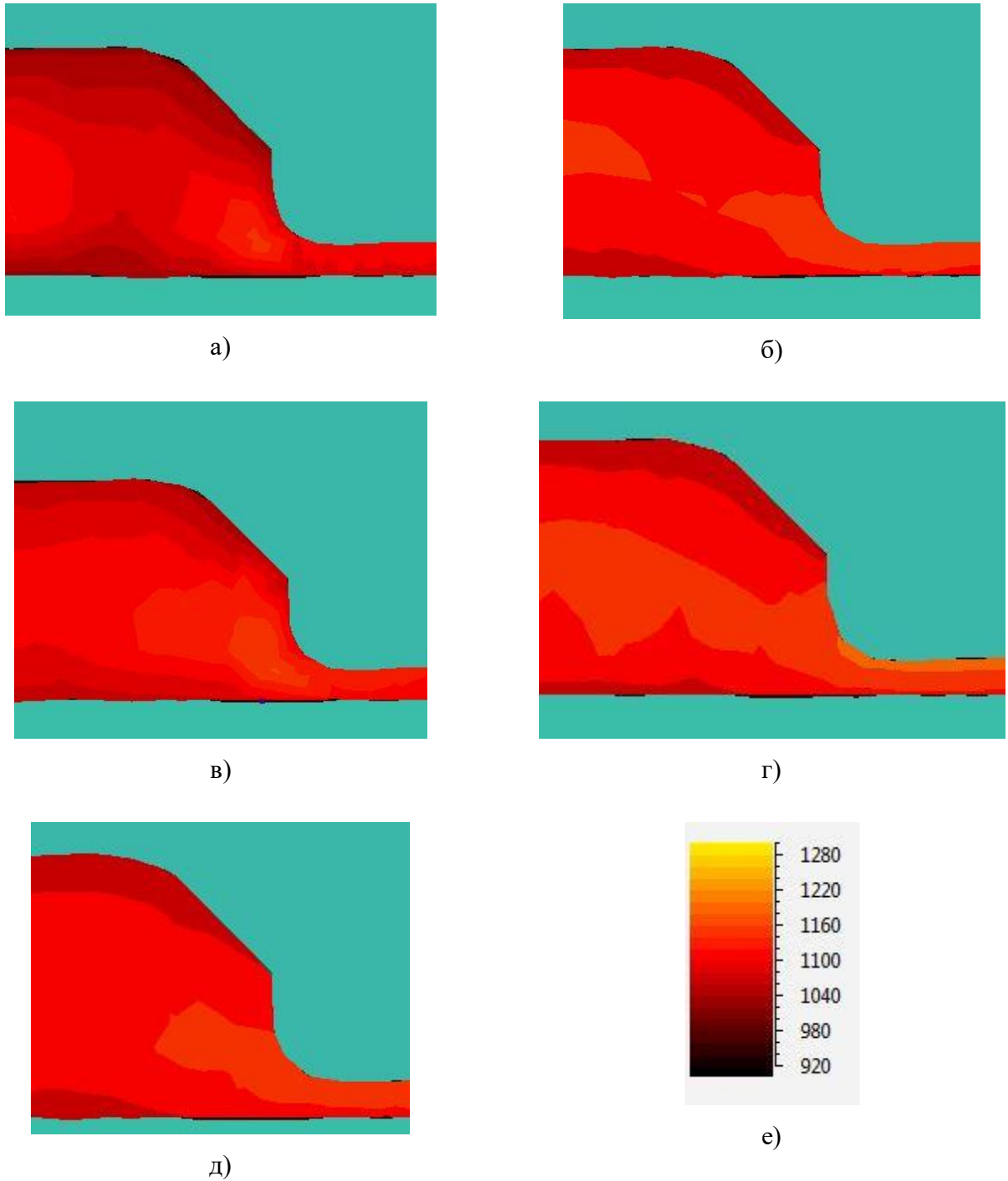
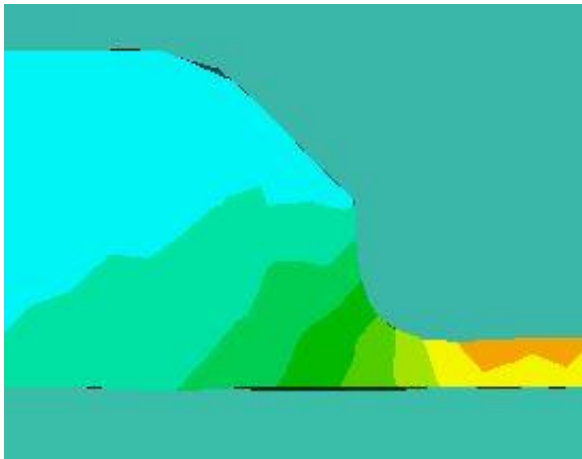
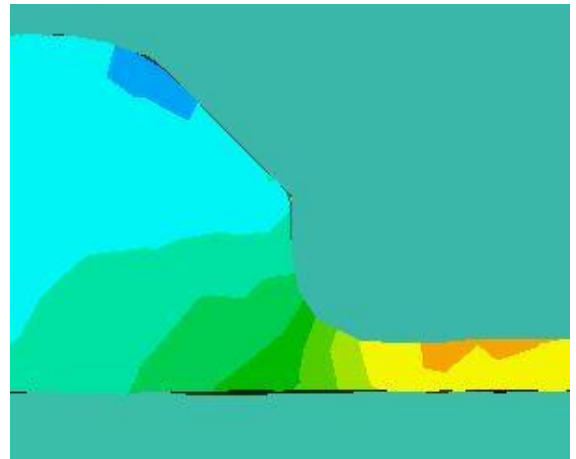


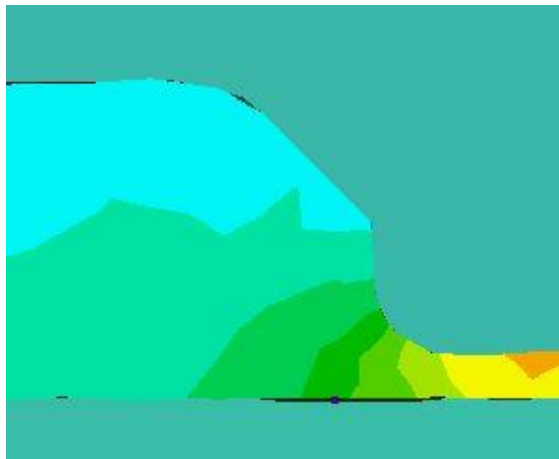
Рисунок 6 – Распределение температуры металла по продольному сечению очага деформации при коэффициенте трения: а – 0,06; б – 0,08; в – 0,10; г – 0,12; д – 0,14; е – шкала визуализации температуры, °С



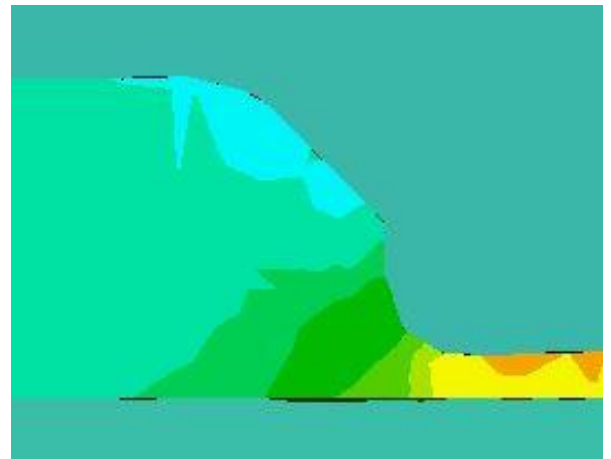
а



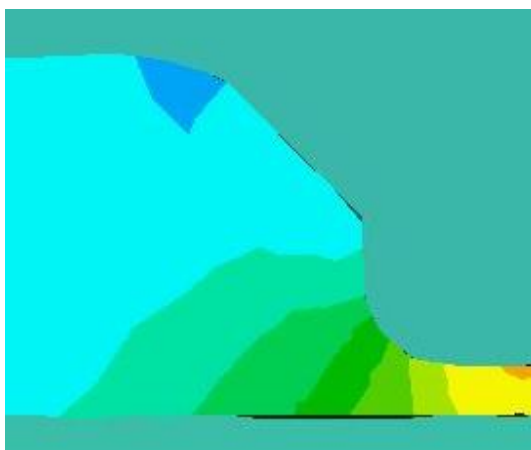
б



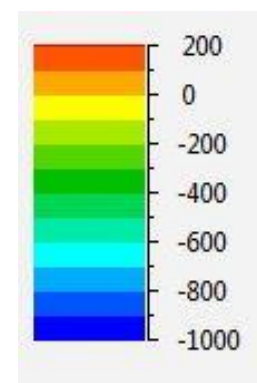
в



г

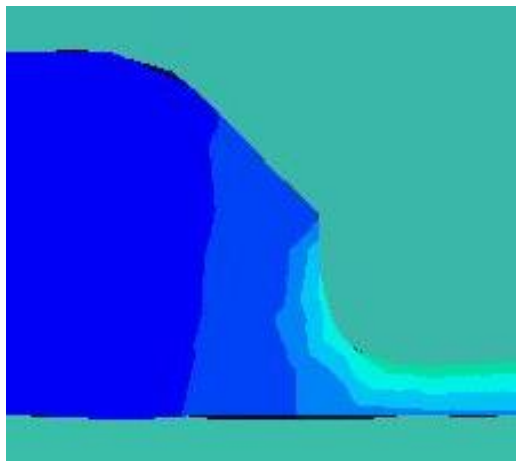


д

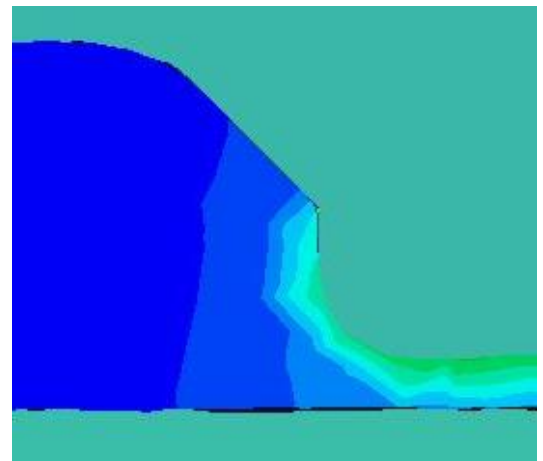


е

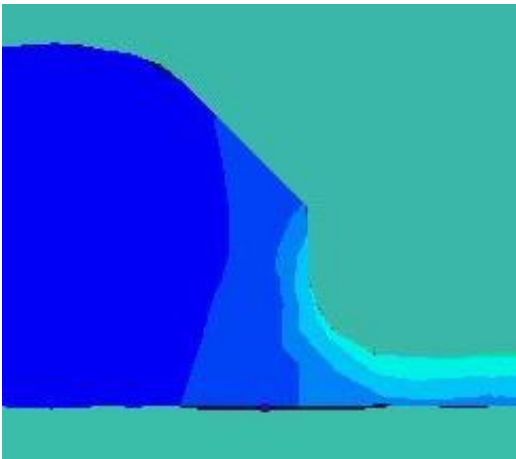
Рисунок 7 – Распределение средних напряжений в металле по продольному сечению очага деформации при коэффициенте трения: а – 0,06; б – 0,08; в – 0,10; г – 0,12; д – 0,14; е – шкала визуализации напряжений, МПа



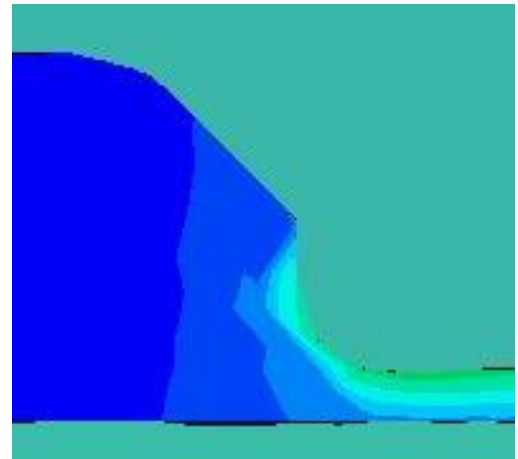
а



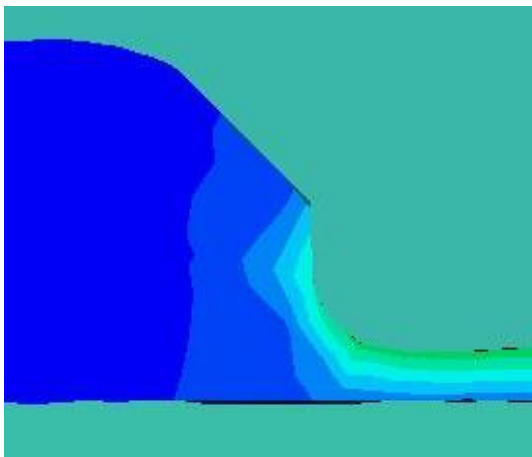
б



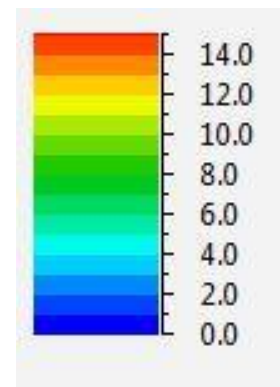
в



г

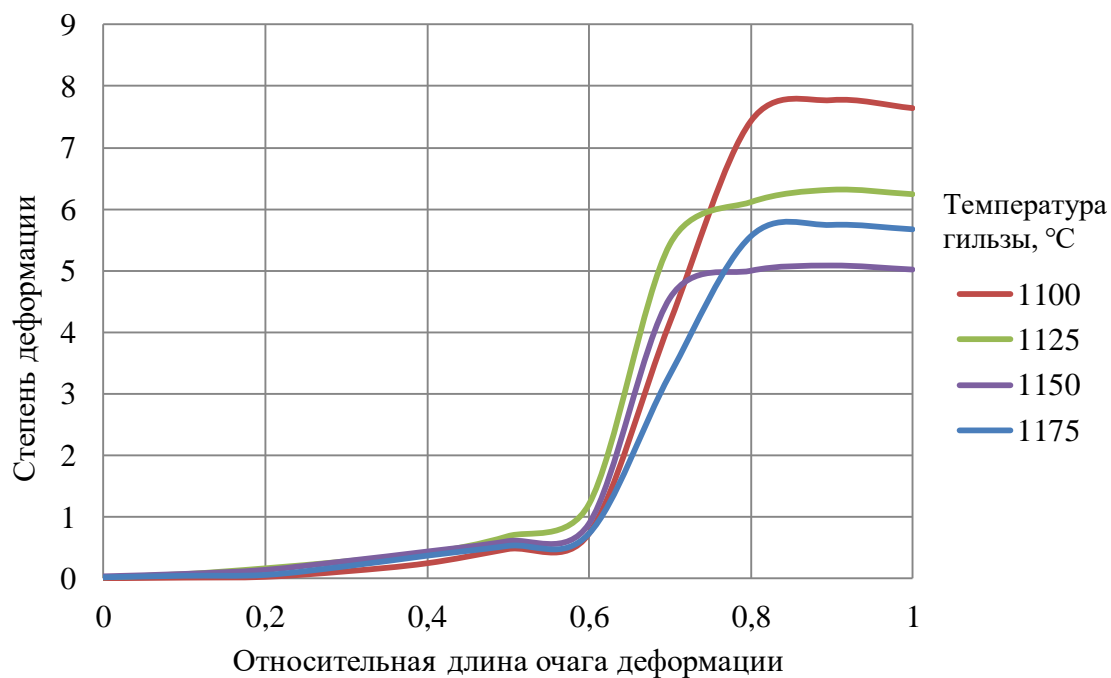


д

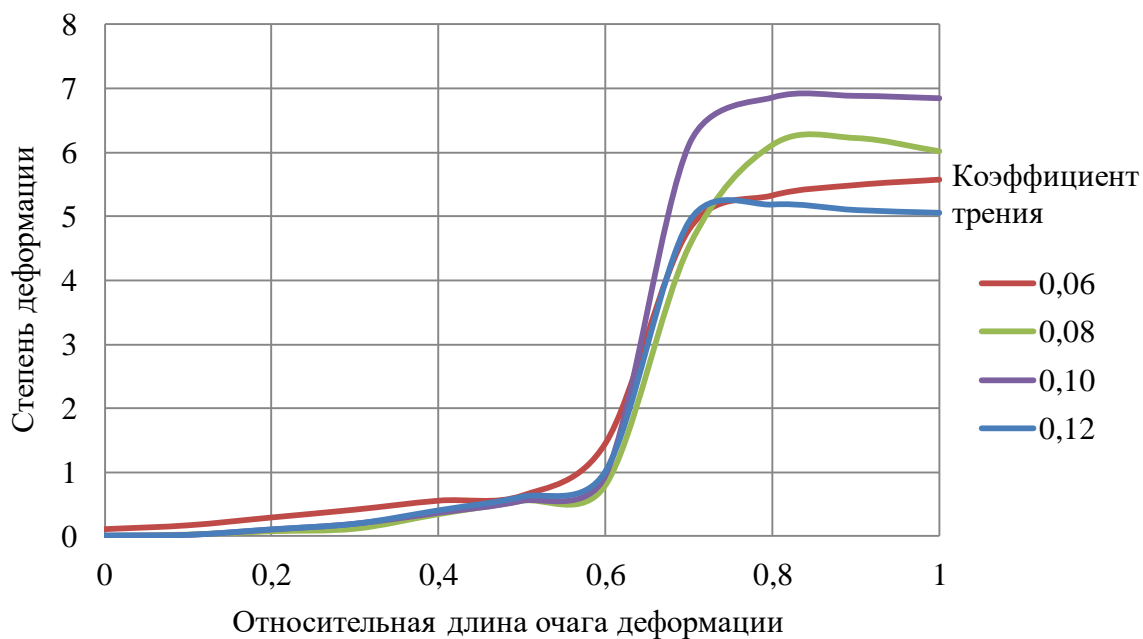


е

Рисунок 8 – Распределение степени деформации металла по продольному сечению очага деформации при коэффициенте трения: а – 0,06; б – 0,08; в – 0,10; г – 0,12; д – 0,14; е – шкала визуализации степени деформации



а)



б)

Рисунок 9 – Изменение степени деформации по длине очага деформации при различных параметрах: а – температуры гильзы; б – коэффициента трения

Поскольку начальное и конечное положения точки в различных моделях могут отличаться, то может различаться и длина очага деформации.

Поэтому для определения изменения степени деформации и температуры наружной поверхности трубы по длине очага деформации использовалась относительная координата, представляющая собой отношение текущей продольной координаты точки к длине очага деформации (рис. 10, 11).

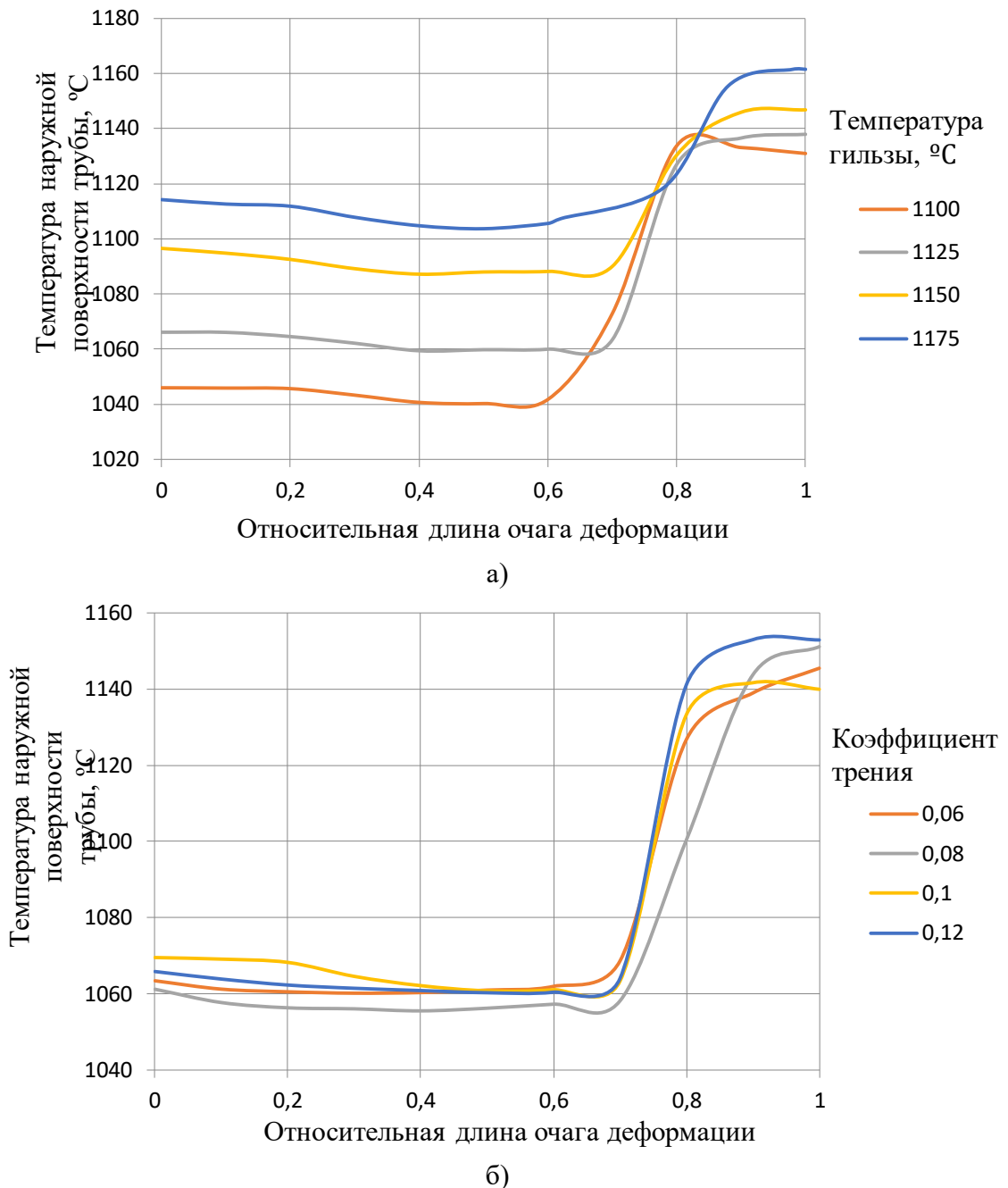


Рисунок 10 – Изменение температуры наружной поверхности трубы по длине очага деформации при различных параметрах: а – температуры гильзы; б – коэффициента трения

Напряженное состояние лучше всего характеризуется коэффициентом жесткости [25], равным отношению средних напряжений в точке к интенсивности касательных напряжений (рис. 11).

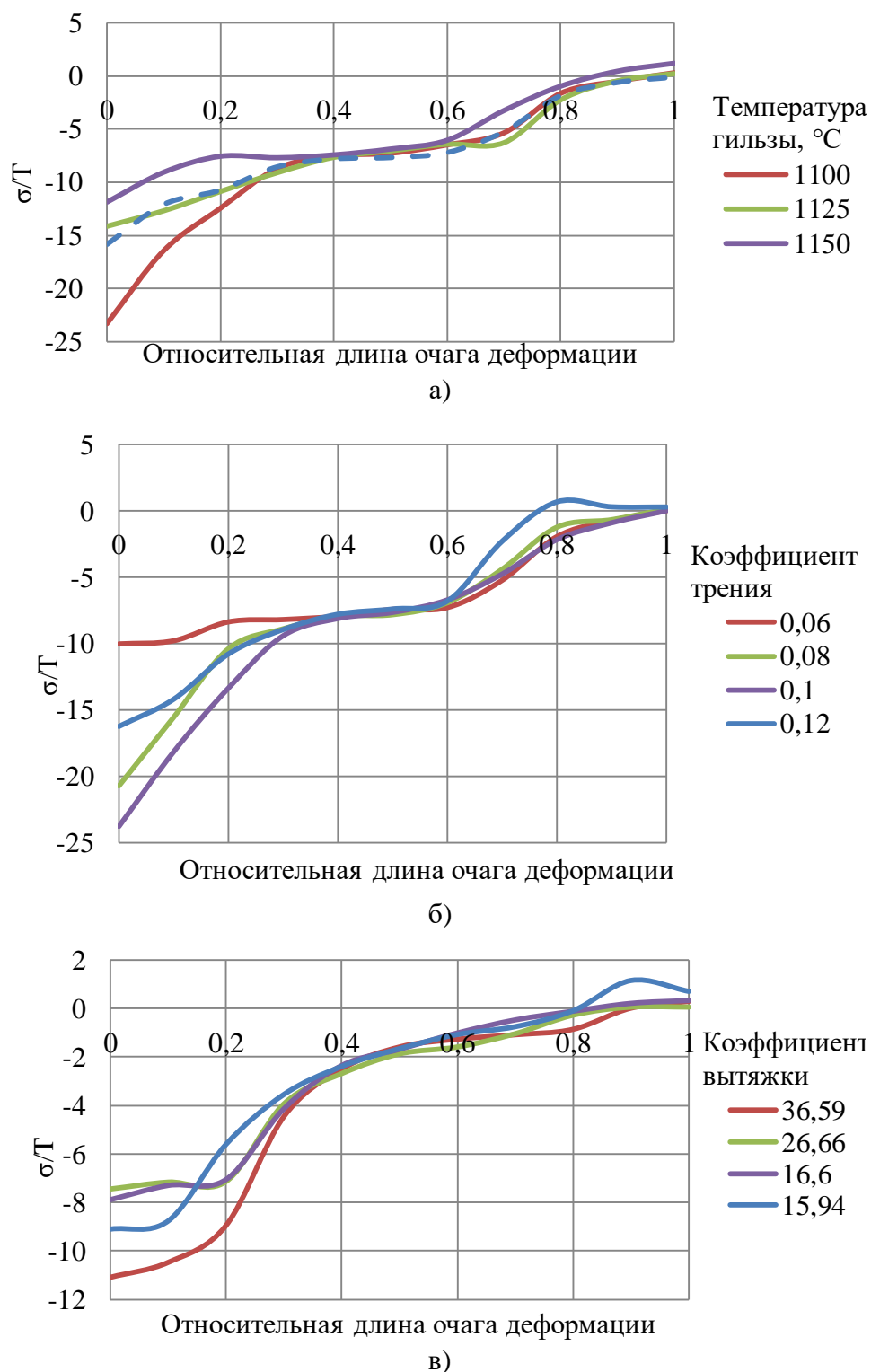


Рисунок 11 – Изменение коэффициента жесткости напряженного состояния по длине очага деформации при различных параметрах: а – температуры гильзы; б – коэффициента трения; в – коэффициента вытяжки

2.3 Анализ результатов моделирования

Для определения численной зависимости степени деформации от температуры выполнен регрессионный анализ. Кривые, представленные на рис. 9 а, аппроксимированы функцией третьей степени:

$$\varepsilon = a_0 + a_1 \cdot \tilde{z} + a_2 \cdot \tilde{z}^2 + a_3 \cdot \tilde{z}^3, \quad (6)$$

здесь ε – степень деформации; \tilde{z} – относительная длина очага деформации, равная:

$$\tilde{z} = \frac{z}{L}, \quad (7)$$

здесь L – длина очага деформации; z – осевая координата (рис. 12); a_0, a_1, a_2, a_3 – коэффициенты аппроксимации.

Полученные коэффициенты аппроксимации представлены в таблице 4.

Таблица 4 – Коэффициенты аппроксимирующей функции изменения степени деформации по длине очага деформации при различной температуре гильзы

Температура гильзы, °С	a_0	a_1	a_2	a_3
1125	0,592	-12,808	40,549	-21,567
1150	0,4923	-10,37	33,211	-17,886
1175	0,4563	-9,2783	27,195	-12,048
1100	0,6186	-13,162	36,646	-15,506

Для получения единой зависимости степени деформации от различных температур гильзы выполнен дополнительный регрессионный анализ, позволивший получить выражения для расчета коэффициентов аппроксимации a_i от температуры вида:

$$a_i = b_0 + b_1 \cdot \theta_0, \quad (8)$$

здесь θ_0 – температура гильзы, b_0, b_1 – коэффициенты аппроксимации, представленные в таблице 5.

Таблица 5 – Коэффициенты аппроксимирующей функции для расчета по уравнению (8)

Коэффициенты аппроксимирующей зависимости (6)	b_0	b_1
a_0	3,6346	-0,0027
a_1	-92,002	0,0706
a_2	340,79	-0,267
a_3	-236,1	0,1904

Окончательно, для описания изменения степени деформации по длине очага деформации при различной температуре получена следующая зависимость:

$$\begin{aligned} \varepsilon = & (3,6346 - 92,002 \cdot \tilde{z} + 340,79 \cdot \tilde{z}^2 - 236,1 \cdot \tilde{z}^3) + \\ & + (-2,7 + 70,6 \cdot \tilde{z} - 267 \cdot \tilde{z}^2 + 190,4 \cdot \tilde{z}^3) \cdot \frac{\theta_0}{1000}. \end{aligned} \quad (9)$$

Аналогичная обработка полученных результатов была проведена:

- для определения зависимости степени деформации от коэффициента трения на поверхности контакта с инструментом f_m по длине очага деформации;

- для определения зависимости показателя напряженного состояния деформации от коэффициента трения μ на поверхности контакта с инструментом, температуры гильзы и коэффициента вытяжки по длине очага деформации. В итоге были получены следующие зависимости:

$$\begin{aligned} \varepsilon = & (0,4228 - 2,6613 \cdot \tilde{z} + 12,261 \cdot \tilde{z}^2 - 6,2757 \cdot \tilde{z}^3) + \\ & + (2,3025 - 125,45 \cdot \tilde{z} + 339,9 \cdot \tilde{z}^2 - 179,83 \cdot \tilde{z}^3) \cdot f_m; \end{aligned} \quad (10)$$

$$\begin{aligned} \sigma/T = & (9,78 - 85,132 \cdot \tilde{z} + 126,3 \cdot \tilde{z}^2 - 50,078 \cdot \tilde{z}^3) + \\ & + (-345,5 + 1578,4 \cdot \tilde{z} - 2248,6 \cdot \tilde{z}^2 + 1016,1 \cdot \tilde{z}^3) \cdot f_m; \end{aligned} \quad (11)$$

$$\sigma/T = (-4,5 + 31,576 \cdot \tilde{z} - 4,92 \cdot \tilde{z}^2 - 21,992 \cdot \tilde{z}^3) + \quad (12)$$

$$\begin{aligned}
& +(-0,1868 - 1,2078 \cdot \tilde{z} + 0,8032 \cdot \tilde{z}^2 + 0,5827 \cdot \tilde{z}^3) \cdot \mu; \\
\sigma/T = & (-153 + 760,83 \cdot \tilde{z} - 1256,4 \cdot \tilde{z}^2 + 736,25 \cdot \tilde{z}^3) + \\
& + (118,9 - 608,3 \cdot \tilde{z} + 929,4 \cdot \tilde{z}^2 - 414,6 \cdot \tilde{z}^3) \cdot \frac{\theta_0}{1000},
\end{aligned} \tag{13}$$

где f_m – коэффициент трения на поверхности контакта металла с инструментом; μ – коэффициент вытяжки.

Для определения численной зависимости температуры наружной поверхности трубы от температуры деформации выполнен регрессионный анализ. Кривые, представленные на рис. 10 а, аппроксимированы уравнением второй степени:

$$\theta = a_0 \cdot \tilde{z} \cdot \theta_0 + a_1 \cdot \theta_0^2 + a_2 \cdot \theta_0 + a_3 + a_4 \cdot \tilde{z} + a_5 \cdot \tilde{z}^2. \tag{14}$$

Подстановка полученных коэффициентов аппроксимации в выражение (13) дает окончательное выражение зависимости температуры наружной поверхности трубы от температуры деформации:

$$\begin{aligned}
\theta = 2\tilde{z} \cdot \theta_0 - 0,785 \cdot \theta_0^2 + 1,423 \cdot 10^{-3} \cdot \theta_0 - 2,165 + 1,707 \cdot 10^3 \cdot \tilde{z} + \\
+ 786,507 \cdot \tilde{z}^2.
\end{aligned} \tag{15}$$

Аналогичная обработка результатов была проведена для определения зависимости температуры наружной поверхности трубы от коэффициента трения на поверхности контакта с инструментом по длине очага деформации.

$$\begin{aligned}
\theta = 2\tilde{z} \cdot f_m + 84,104 \cdot f_m^2 + 3,792 \cdot 10^3 \cdot f_m - 639,777 + 1,097 \cdot 10^3 \cdot \tilde{z} - \\
- 135,164 \cdot \tilde{z}^2.
\end{aligned} \tag{16}$$

Таким образом, уравнения (9) – (14) и (16) представляют собой параметрические зависимости напряженного состояния, степени деформации и температуры наружной поверхности трубы по длине очага деформации от температуры гильзы, коэффициента трения и коэффициента вытяжки. Как видно из рис. 9 – 11, самое неблагоприятное напряженное состояние наблюдается на выходе из очага деформации (при $\tilde{z} = 1$).

С целью определения фактора, оказывающего наибольшее влияние на схему напряженного состояния, получены зависимости показателя жесткости напряженного состояния от технологических параметров на выходе из очага деформации с использованием уравнений (11) – (13), представленные на рис. 12.

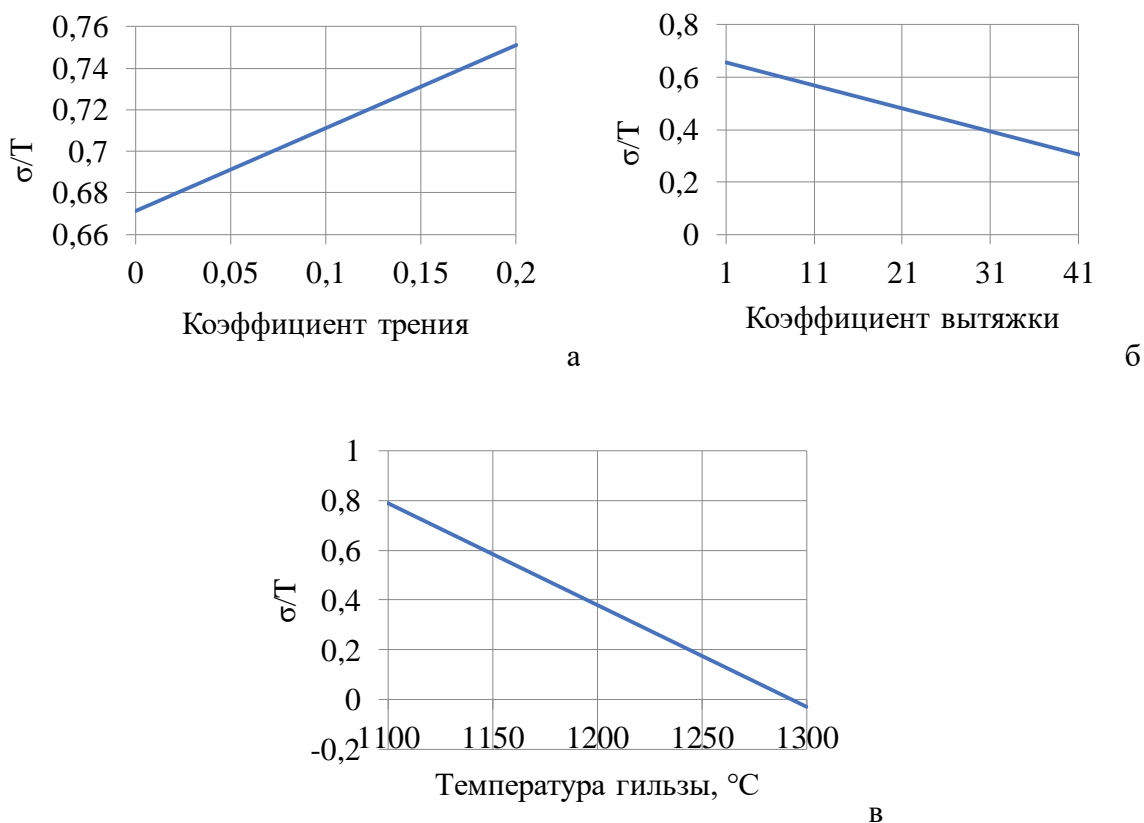


Рисунок 12 – Изменение показателя жесткости напряженного состояния на выходе из очага деформации σ/Γ в зависимости от: а – коэффициента трения; б – коэффициента вытяжки; в – температуры гильзы

Растягивающие напряжения, возникающие на наружной поверхности трубы, могут приводить к появлению трещин и способствовать началу разрушения, то есть рост показателя напряженного состояния является негативным фактором. Как видно из рис. 12, увеличение коэффициента трения приводит к росту показателя напряженного состояния в отличие от коэффициента вытяжки и температуры гильзы. Отсюда следует, что коэффициент трения является наиболее значимым фактором, определяющим вероятность появления дефектов на наружной поверхности труб.

2.4 Оценка степени использования ресурса пластичности

Полученные данные позволяют выполнить оценку поврежденности металла, накапливаемую в процессе прессования. В практике расчетов, как было отмечено в главе 1, в нашей стране наибольшее распространение получили методики оценки поврежденности металла В. Л. Колмогорова [25], А. А. Богатова [31], за рубежом – Кокрофта-Латама [27].

Критерий разрушения металла В.Л. Колмогорова получен с использованием гипотезы о пропорциональной зависимости между накоплением поврежденности и приращением деформации в виде:

$$\psi = \int_0^{t_0} E(t - \tau) \cdot B(\tau) \cdot \frac{\dot{\varepsilon}_i(\tau)}{\varepsilon_{i,p}[\eta(\tau)]} d\tau, \quad (17)$$

здесь ψ – степень использования ресурса пластичности, которая при деформировании без разрушения меньше единицы; t_0 – общее время деформирования; τ – текущее время деформирования; $E(t - \tau)$ – коэффициент, учитывающий самозалечивание дефектов при высоких температурах и монотонно убывающий от единицы до нуля с увеличением аргумента; $B(\tau)$ – величина, учитывающая скорость развития и залечивания трещин; $\eta(\tau)$ – показатель жесткости напряженного состояния; $\dot{\varepsilon}_i(\tau)$ – интенсивность скорости деформации; $\varepsilon_{i,p}[\eta(\tau)]$ – деформация, накопленная к моменту появления трещин, видимых невооруженным глазом.

Практическое использование критерия, записанного в виде (17), затруднено, так как отсутствуют данные о методах определения коэффициентов $E(t - \tau)$ и $B(\tau)$ при различных термических и механических условиях пластической деформации металлов. В расчетах обычно принимают, что эти коэффициенты равны единице.

Из зависимости (17) следует, что степень деформации в условиях формоизменения, близких к монотонному, с постоянным отношением σ_i/T не

должна превышать некоторую предельную величину, свойственную данному напряженному состоянию.

Поэтому вместо использования сложной зависимости (17) можно определить характеристику напряженного состояния металла σ_i/T и с использованием данных, представленных в источниках [25], [29], определить предельную степень деформации $\varepsilon_{i,p}$ данной стали при данном напряженном состоянии.

Сравнение предельной степени деформации со степенью деформации, полученной в ходе моделирования, позволит ориентировочно определить возможность разрушения металла.

$$\psi = \int_0^{t_0} \frac{\dot{\varepsilon}_i(\tau)}{\varepsilon_{i,p}[\eta(\tau)]} d\tau, \quad (18)$$

Поскольку в литературе не удалось найти готовых данных об экспериментальной зависимости $\varepsilon_{i,p}[\eta(\tau)]$, для проведения оценочных расчетов было принято решение выбрать квазиматериал на основе той информации, которая известна. На рис. 13 представлена для стали 20 [25] зависимость предельной степени деформации от напряженного состояния и температуры деформации при показателе напряженного состояния $\sigma_i/T = 0,6$.

В таблице 6 представлена предельная степень деформации стали 20 при испытании на динамическое растяжение и показателе напряженного состояния $\sigma_i/T = 0,6$ для различных температур.

Таблица 6 – Предельная степень деформации стали 20 [5]

Температура, °С	700	800	900	1000	1100	1200
Предельная степень деформации	4,17	4,62	5,19	5,58	6,08	6,77

Экспериментальная зависимость предельной степени деформации квази-стали 20 от показателя напряженного состояния при температуре 900°С [25] представлена на рис. 14. Данная зависимость не является точной, она получена методом параллельного переноса кривой на рис. 13а с учетом зависимости предельной степени деформации от температуры деформации. Однако она позволяет получить качественные зависимости для оценки влияния различных факторов на вероятность разрушения металла.

Поскольку в настоящее время информации для проведения более точных расчетов по оценке вероятности разрушения металла в процессе деформации недостаточно, с целью более точного определения предельной степени деформации трубных сталей при разработке технических решений необходимо проведение более глубоких исследований.

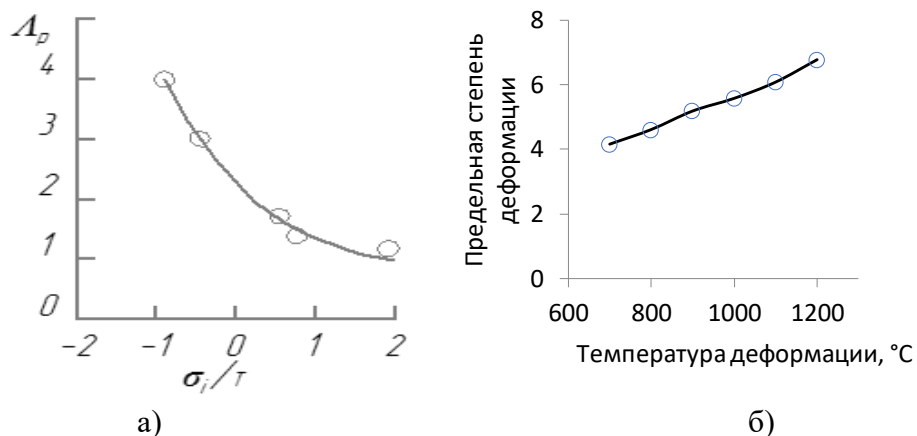


Рисунок 13 – Зависимость предельной степени деформации для стали 20: а – от напряженного состояния при комнатной температуре; б – от температуры деформации

В настоящее время отсутствует общепризнанная форма записи уравнения регрессии для диаграммы пластичности с учетом температуры деформирования. В связи с этим предлагается руководствоваться следующими соображениями:

- принять по аналогии с процессами холодной пластической деформации [31], что зависимость пластичности металла от показателя напряженного состояния имеет экспоненциальный характер;

- для упрощения методики определения коэффициентов аппроксимации принять степенную зависимость пластичности от температуры, учитывая при этом взаимное влияние факторов.

Исходя из этого, уравнение для описания диаграммы пластичности можно принять в виде:

$$\varepsilon_{ip} = c_0 \theta^{c_1 + c_{12} \frac{\sigma}{T}} \exp\left(c_2 \frac{\sigma}{T}\right), \quad (19)$$

здесь ε_{ip} – степень деформации сдвига, накопленная к моменту разрушения; θ – температура металла; σ – среднее нормальное напряжение; T – интенсивность касательных напряжений; c_0, c_1, c_2, c_{12} – эмпирические коэффициенты, характеризующие реологическое поведение металла.

Соответственно, линеаризованное уравнение регрессии (19) имеет вид:

$$Y = C_0 + C_1 X_1 + C_2 X_2 + C_{12} X_1 X_2, \quad (20)$$

здесь $Y = \ln \Lambda_p$; $X_1 = \ln \theta$; $X_2 = \frac{\sigma}{T}$; $C_0 = \ln c_0$; $C_1 = c_1$; $C_2 = c_2$; $C_{12} = c_{12}$.

Для проведения оценки возможности использования выражения (19) для описания кривой пластичности сформирован массив данных для стали 20 с использованием данных, представленных на рисунках 12-13 (таблица 7).

Выполненный регрессионный анализ позволил получить коэффициенты регрессии:

$$C_0 = -3,7275; C_1 = 0,805; C_2 = -1,483; C_{12} = 0,183. \quad (21)$$

Графически вид полученной зависимости представлен на рис. 14.

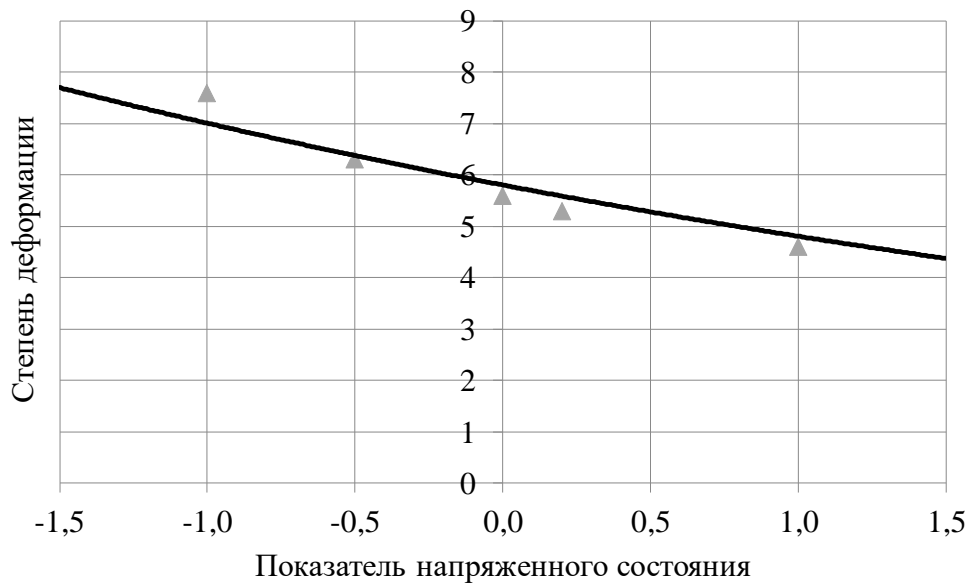


Рисунок 14 – Зависимость степени деформации от показателя напряженного состояния

Уравнение (19) для квази-стали марки 20 примет вид:

$$\varepsilon_{ip} = 0,024 \cdot \theta^{0,805 + 0,183 \cdot \frac{\sigma}{T}} \exp\left(-1,483 \cdot \frac{\sigma}{T}\right). \quad (22)$$

Кривые пластичности, полученные для различных температур с использованием уравнения (22), представлены на рис. 15. Точками на рисунке обозначены экспериментальные данные (таблица 7).

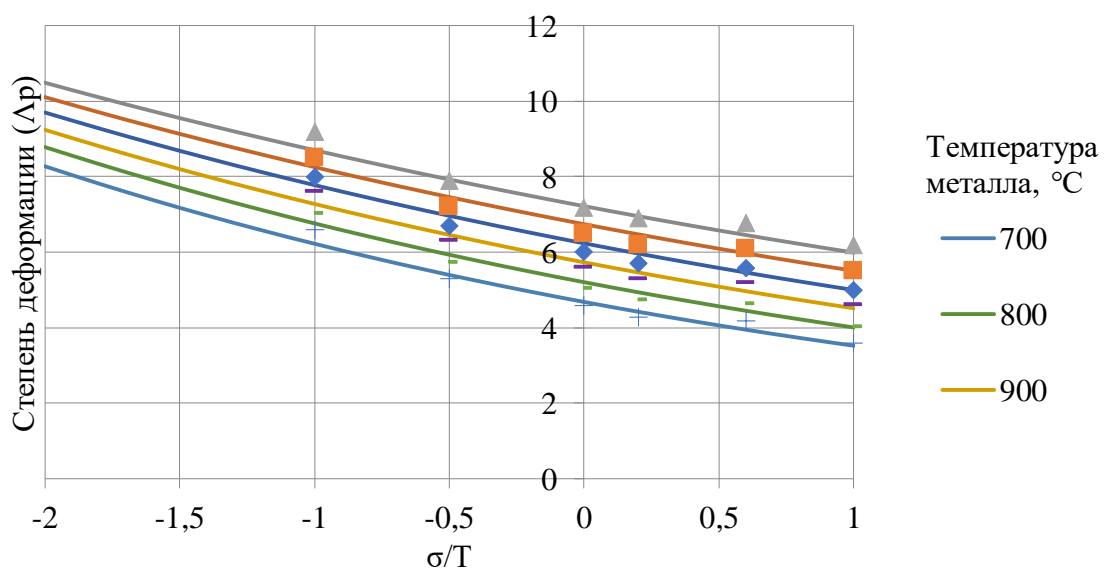


Рисунок 15 – Кривые пластичности для квази-стали 20

Выбранный тип регрессионного уравнения достаточно точно описывает кривые пластичности, коэффициент корреляции составил 0,976, то есть погрешность аппроксимации не превышает 3,5 %. Отсюда следует, что уравнение (22) можно использовать для обработки запланированного экспериментального исследования пластичности металла горячепрессованных труб.

Таблица 7 – Данные для регрессионного анализа

ε_{ip}	θ	$\ln \varepsilon_{ip}$	$\ln \theta$	$\frac{\sigma}{T}$	$\ln \theta \cdot \frac{\sigma}{T}$
3,58	700	1,275363	6,55108	1	6,55108
4,17	700	1,427916	6,55108	0,6	3,930648
4,58	700	1,521699	6,55108	0	0
5,28	700	1,663926	6,55108	-0,5	-3,27554
6,58	700	1,884035	6,55108	-1	-6,55108
4,03	800	1,393766	6,684612	1	6,684612
4,62	800	1,530395	6,684612	0,6	4,010767
5,03	800	1,61542	6,684612	0	0
5,73	800	1,745716	6,684612	-0,5	-3,34231
7,03	800	1,950187	6,684612	-1	-6,68461
4,6	900	1,526056	6,802395	1	6,802395
5,19	900	1,646734	6,802395	0,6	4,081437
5,6	900	1,722767	6,802395	0	0
6,3	900	1,84055	6,802395	-0,5	-3,4012
7,6	900	2,028148	6,802395	-1	-6,80239
4,99	1000	1,607436	6,907755	1	6,907755
5,58	1000	1,719189	6,907755	0,6	4,144653
5,99	1000	1,790091	6,907755	0	0

Продолжение таблицы 7

ε_{ip}	θ	$\ln \varepsilon_{ip}$	$\ln \theta$	$\frac{\sigma}{T}$	$\ln \theta \cdot \frac{\sigma}{T}$
6,69	1000	1,900614	6,907755	-0,5	-3,45388
7,99	1000	2,078191	6,907755	-1	-6,90776
5,49	1100	1,702928	7,003065	1	7,003065
6,08	1100	1,805005	7,003065	0,6	4,201839
6,49	1100	1,870263	7,003065	0	0
7,19	1100	1,972691	7,003065	-0,5	-3,50153
8,49	1100	2,138889	7,003065	-1	-7,00307
6,18	1200	1,821318	7,090077	1	7,090077
6,77	1200	1,912501	7,090077	0,6	4,254046
7,18	1200	1,971299	7,090077	0	0
7,88	1200	2,064328	7,090077	-0,5	-3,54504
9,18	1200	2,217027	7,090077	-1	-7,09008

Выполненное компьютерное моделирование и проведенный регрессионный анализ позволяют произвести качественную оценку степени использования ресурса пластичности. На рис. 16 на диаграммы пластичности наложены кривые изменения степени деформации в зависимости от показателя жесткости напряженного состояния в процессе прессования.

Из рис. 16 хорошо видно, что условия прессования трубы размерами $\varnothing 89 \times 6$ мм являются критическими. Деформация должна происходить при температурах не ниже 1100°C . Условия прессования трубы размерами $\varnothing 108 \times 4$ мм менее критичны, однако следует учитывать, что приведенные кривые пластичности получены для стали типа сталь 20 по литературным данным, требующим уточнения.

Как показано при анализе результатов моделирования, значительное влияние на условия протекания процесса оказывает коэффициент трения на поверхности контакта деформируемого металла с инструментом.

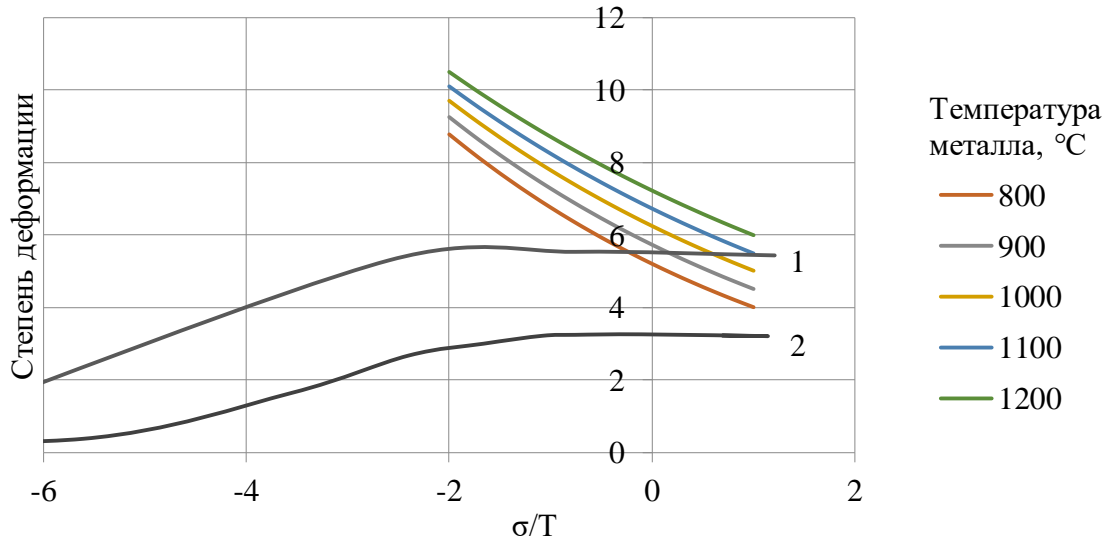
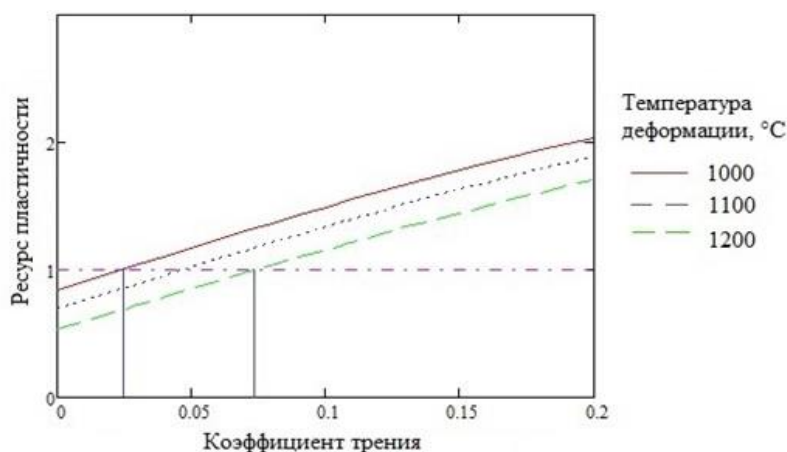


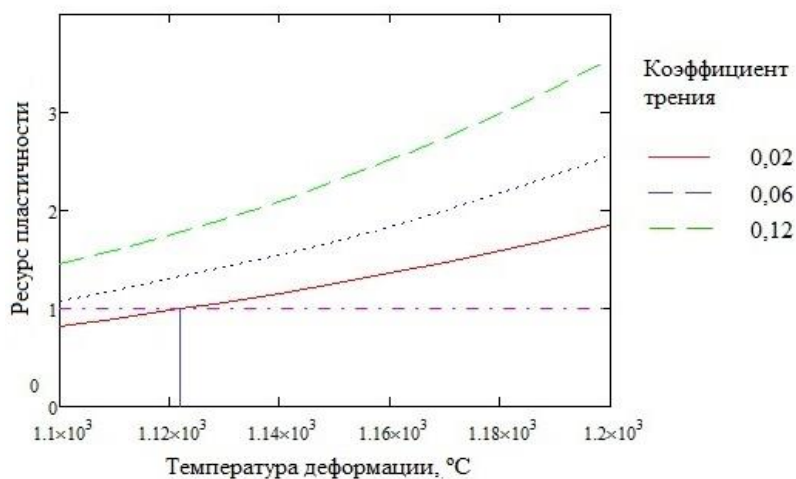
Рисунок 16 – Кривые пластичности для различных температур деформации и изменение степени деформации в процессе прессования труб размерами: 1 – $\phi 89 \times 6$ мм; 2 – $\phi 108 \times 4$ мм

Подстановка зависимостей (9), (11), (14), (20) и (10), (11), (15), (20) в выражение (17) позволила получить зависимость степени использования ресурса пластичности от коэффициента трения на поверхности контакта деформируемого металла с инструментом и зависимость ресурса пластичности от температуры деформации соответственно (рис. 18).

На рис. 17 а и б проведена горизонтальная линия значения ресурса пластичности равного единице, ниже которой находится допустимая область деформации, а выше – область высокой вероятности возникновения дефектов.



а



б

Рисунок 17 – Кривые зависимости ресурса пластичности от коэффициента трения (а) и от температуры деформации (б)

Пересечение кривых этой линии дает диапазон допустимого коэффициента трения на поверхности контакта металла с матрицей (рис. 17 а) и допустимой температуры деформации (рис. 17 б), при которых ресурс пластичности не исчерпывается полностью.

Для температуры гильзы 1200 °С допустимый коэффициент трения $f_m \leq 0,074$, а для температуры 1000 °С $f_m \leq 0,024$, то есть с понижением температуры деформации исчерпание ресурса пластичности происходит интенсивнее, что приводит к необходимости значительного уменьшения коэффициента трения. Из рис. 18 б видно, что при коэффициенте трения $f_m = 0,02$ имеется запас пластичности при температуре деформации меньше 1123 °С.

Кривые ресурса пластичности, соответствующие коэффициентам трения 0,06 и 0,12, выходят из зоны допустимой температуры деформации. Полученные результаты показывают, что для снижения вероятности разрушения металла необходимо уменьшать коэффициент трения. Это, в свою очередь, свидетельствует об актуальности вопросов, связанных с подбором эффективных смазочных материалов.

2.5 Выводы по главе 2

1. Выполненное компьютерное моделирование в пакете программ QForm позволило произвести оценку влияния технологических параметров, таких как коэффициент вытяжки, температура деформации и коэффициент трения, на напряженно-деформированное состояние металла на наружной поверхности прессуемой трубы.

2. Регрессионным анализом получены параметрические уравнения влияния наиболее значимых условий деформирования на изменение показателя жесткости напряженного состояния (σ/T), степени деформации и температуры деформации по длине очага деформации.

3. Показано, что значительное влияние на напряженное состояние оказывает коэффициент трения, причем увеличение коэффициента трения приводит к росту растягивающих напряжений на выходе из очага деформации и повышению вероятности образования дефектов.

4. Предложен тип уравнения диаграммы пластичности, позволяющий с высокой степенью точности (коэффициент корреляции 0,976, то есть погрешность аппроксимации не превышает 3,5 %) аппроксимировать экспериментальные данные, что подтверждено сравнением расчетных данных с приведенными в литературных источниках.

5. Выполненное компьютерное моделирование и проведенный регрессионный анализ позволили произвести качественную и количественную

оценки степени использования ресурса пластичности, подтвердившие, что при прессовании некоторых типоразмеров труб условия деформирования находятся в критической области.

6. Показано более интенсивное истощение ресурса пластичности с понижением температуры деформации, что приводит к необходимости значительного уменьшения коэффициента трения. Для более корректной оценки степени использования ресурса пластичности и разработки мероприятий по уменьшению вероятности образования дефектов необходимо иметь дополнительную информацию по пластичности исследуемых сталей.

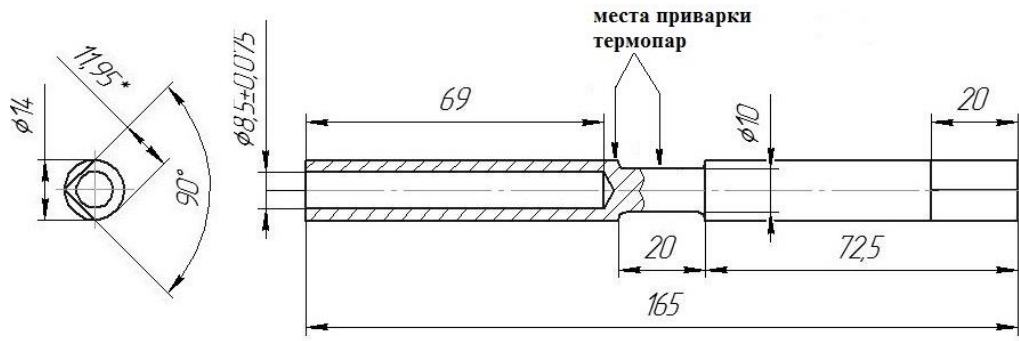
ГЛАВА 3 ИССЛЕДОВАНИЕ ПЛАСТИЧНОСТИ СПЕЦИАЛЬНЫХ СТАЛЕЙ И СПЛАВОВ, ИСПОЛЬЗУЕМЫХ ДЛЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ГОРЯЧЕПРЕССОВАННЫХ ТРУБ

Для прогнозирования вероятности появления разрывов, в частности, на наружной поверхности труб необходимо определить не только напряженно-деформированное состояние металла в процессе обработки давлением, но и построить его диаграмму пластичности. Поэтому следующим шагом решения задачи по определению вероятности разрушения поверхностных слоев горячепрессованных труб является построение диаграмм пластичности для рассматриваемых марок стали.

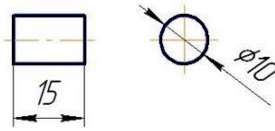
3.1 Материал и методика исследований

Материалом исследования служили образцы (рис. 18) из стали 15X13H2, изготовленные из поковки (отдельно исследована центральная часть) и НЛЗ. Также исследованы образцы, вырезанные из непрерывно-литой заготовки, из сталей 10X13H3МФБ, 08X18H10Т и 10X17H13М2Т, которые являются наиболее проблемными с точки зрения качества наружной поверхности. Моделирование горячей деформации осуществлялось по трем схемам: растяжением, кручением и одноосным сжатием (осадкой) с использованием универсального исследовательского комплекса Gleeble 3800 (рис. 19).

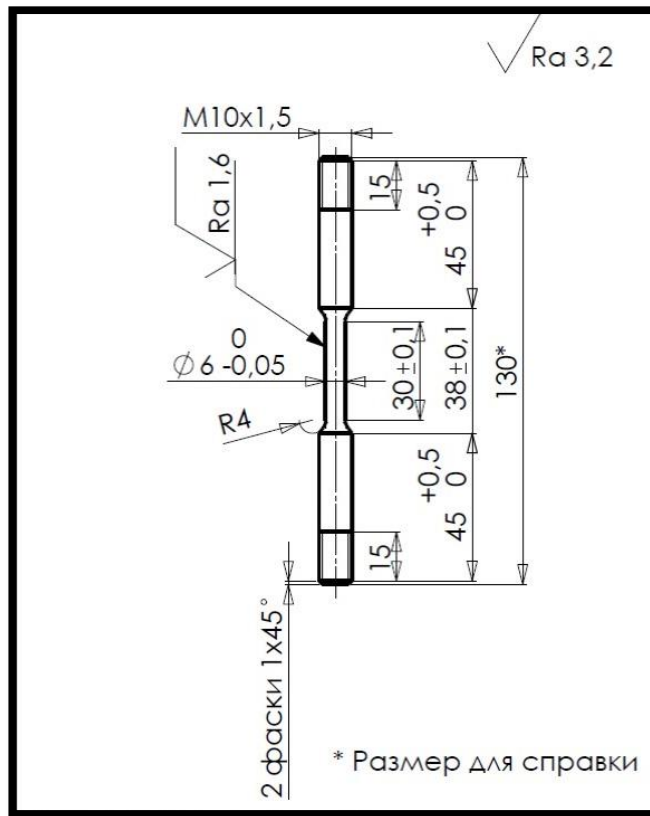
Испытания на горячее кручение (рис.19, а) проводились на модуле Torsion исследовательского комплекса «Gleeble-3800» в интервале температур 1000-1250°C (для стали 15X13H2, кованой – с шагом 25°C, для остальных – с шагом 100°C в диапазоне 1000-1200°C).



а)



б)



в)

Рисунок 18 – Чертежи образцов на кручение (а), сжатие (б) и растяжение (в)

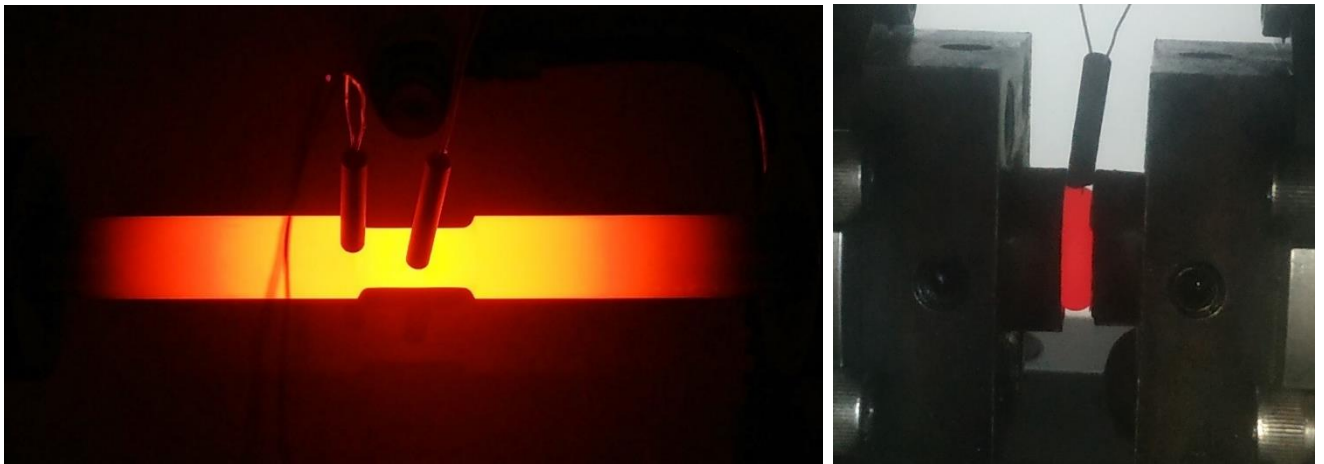


Рисунок 19 – Образцы в процессе испытания на кручение (а) и сжатие (б)

При каждой температуре испытывались три образца. Образцы нагревались до температуры испытания со скоростью $5^{\circ}\text{C}/\text{с}$ прямым пропусканием электрического тока и затем выдерживались в течение 1,5 минут. Температура фиксировалась двумя термопарами, приваренными к образцу. Первая термопара ТС1 приваривалась в центре рабочей зоны и служила для контроля температуры нагрева образца перед испытанием. В процессе кручения эта термопара отрывалась. В связи с этим, в непосредственной близости от рабочей зоны со стороны неподвижного захвата приваривалась вторая термопара ТС2, по показаниям которой оценивалось изменение температуры в процессе испытания.

Эквивалентная деформация ε при кручении цилиндрического образца определяется по выражению [22]:

$$\varepsilon = \frac{d}{2L\sqrt{3}} \varphi \quad , \quad (23)$$

где $d = 10$ мм – диаметр рабочей зоны образца; $L = 20$ мм – длина рабочей зоны, $\varphi = 2\pi N$ – угол поворота, N – число оборотов.

Для образцов, изготовленных с указанными выше размерами, формула (23) принимает вид:

$$\varepsilon = 0,144 \cdot \varphi \quad (24)$$

Если принять что τ – время скручивания образца на угол φ , f – частота вращения подвижного захвата, закручивающего образец, об/с, то для определения скорости деформации может быть использовано следующее выражение:

$$\dot{\varepsilon} = \frac{d}{2L\sqrt{3}} \frac{\varphi}{\tau} = \frac{d\pi}{L\sqrt{3}} f = 0,906 \cdot f. \quad (25)$$

Среднее значение скорости деформирования в процессе прессования составляет 15 с^{-1} , что соответствует значению $f = 16,56$ об/с. По этой причине все измерения проводились при скорости вращения подвижного захвата, равной $16,5$ об/с.

В процессе испытания в непрерывном режиме регистрировались: угол поворота, крутящий момент, температура в непосредственной близости от рабочей зоны. По полученным данным строили графики зависимости крутящего момента M от угла поворота θ и определяли количество оборотов до разрушения образца.

Испытания на сжатие (рис. 19, б) проводились на цилиндрических образцах диаметром 10 мм и высотой 15 мм. Во избежание приваривания образца к поверхности рабочего инструмента (твердосплавного бойка) между образцом и бойками помещалась молибденовая фольга толщиной $0,1$ мм. Нагрев образца, помещенного в рабочую камеру с низким вакуумом, осуществлялся прямым пропусканием электрического тока. Температура контролировалась хромель-алюмелевой термопарой, приваренной к центральной части образца.

Образцы нагревались до температуры деформации со скоростью $5^\circ\text{C}/\text{с}$, затем следовала изотермическая выдержка в течение $1,5$ минут для выравнивания температуры по объему образца. Деформация осуществлялась при температурах 1000 , 1100 и 1200°C со скоростью деформации 15 с^{-1} .

В процессе эксперимента фиксировалась температура образца θ ; усилие деформации F и текущее изменение высоты образца $\Delta h = h - h_0$. Автоматически с помощью встроенной программы рассчитывались истинная (логарифмическая) деформация ε и истинные напряжения σ в предположении о неизменности объема образца и сохранения им цилиндрической формы в процессе испытания:

$$\varepsilon = \ln\left(\frac{h}{h_0}\right), \quad (26)$$

$$\sigma = \frac{F}{S} = \frac{F}{\pi d^2 / 4} = \frac{F}{\left(\frac{\pi h_0}{4 h} d_0^2\right)}. \quad (27)$$

Здесь h_0 и h – начальная и текущая высота образца, S – текущая площадь поперечного (перпендикулярного направлению сжатия) сечения образца; d_0 и d – начальный и текущий диаметр образца. В соответствии с техническими характеристиками испытательного оборудования максимальная деформация сжатием ограничивалась величиной $\varepsilon = 1,2$.

Испытания на одноосное растяжение проведены с использованием модуля *RocketJaw* (рисунок 20). Нагрев образца до температуры испытания осуществлен пропусканием тока (по той же схеме, что и в испытаниях на сжатие). Температура измерялась хромель-алюминиевой термопарой, приваренной к центральному сечению образца. Для измерения деформации использованы высокотемпературные датчики продольной (рисунок 21) и поперечной деформации (далее – дилатометр, рисунок 22). Характеристики датчиков приведены в таблице 8.

Значения истинных напряжений и логарифмических деформаций в процессе эксперимента для образцов с круглым поперечным сечением рассчитаны программным обеспечением комплекса по формулам:

$$\varepsilon = 2 \ln \frac{d_0}{d_0 + \Delta d}; \quad (28)$$

$$\sigma = \frac{4F}{\pi(d_0 + \Delta d)^2}. \quad (29)$$

где d_0 – исходный диаметр образца (номинальное значение составляет 6 мм, фактическое измеряется индивидуально для каждого образца); Δd – изменение диаметра образца (показание дилатометра).

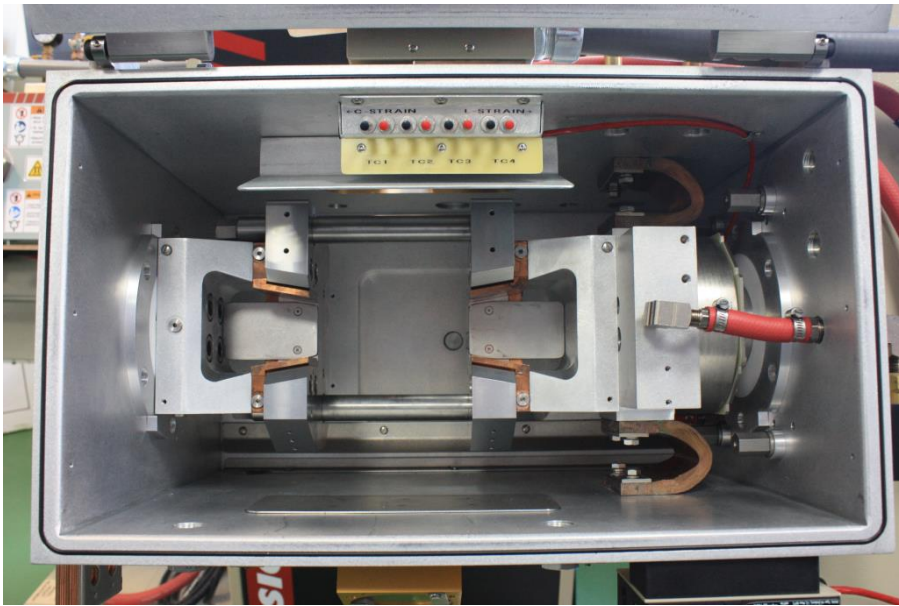


Рисунок 20 – Рабочая камера модуля *PocketJaw*

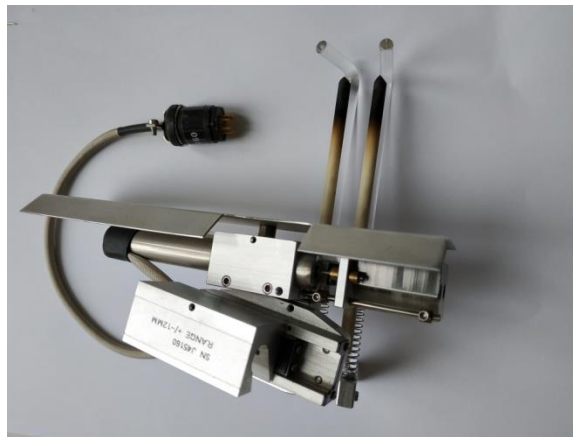


Рисунок 21 – Высокотемпературный датчик продольной деформации



Рисунок 22 – Высокотемпературный датчик поперечной деформации (дилатометр)

Начиная с определенного момента после локализации деформации в шейке (в преддверии разрушения отрывом), положение датчика поперечной деформации перестает отвечать наименьшему поперечному сечению и измеряемые значения Δd перестают изменяться (датчик застревает на одной из половин образца). В этом случае формулы (26)-(27) утрачивают смысл: для анализа необходимо комбинирование зависимости усилия от перемещения с результатами конечно-элементного расчета.

Таблица 8 – Характеристики датчиков деформации

Наим. датчика	Тип измеряемой деформации	Длина измеряемой базы, мм	Ход ножек, мм	Диапазон линейных показаний	Чувствит., мкм	Рабочие температуры, °С
Dilatometer (рисунок 24)	поперечная	5 ÷ 16		± 0,25% шкалы	± 0,4	11 ÷ 1300 (до 1400 кратковр.)
HZT 060 (рисунок 23)	продольная	10 или 25	25	± 0,25% шкалы	± 2	0 ÷ 1200 (до 1300 кратковр.)

3.2 Определение вида зависимости пластичности от схемы напряженного состояния и температуры деформации

Методики построения диаграмм пластичности для процессов холодного деформирования основываются на результатах экспериментов по деформированию образцов до разрушения при сжатии или кручении в жидкости, находящейся под высоким давлением (до 10000 атмосфер). Поскольку осуществление горячей деформации в условиях всестороннего сжатия жидкостью высокого давления затруднительно, единые методики исследования пластичности металлов и сплавов в горячем состоянии отсутствуют [26, 42]. Соответственно, экспериментальные исследования зависимости пластичности металлов в горячем состоянии выполнены в ограниченном объеме, количество экспериментальной информации также ограничено.

Для описания диаграмм пластичности, учитывающего влияние температуры, первоначально выбрано выражение (18)

Для определения эмпирических коэффициентов, входящих в это выражение, необходимо выполнить его линеаризацию. С этой целью необходимо, в первую очередь, прологарифмировать обе его части:

$$\ln \Lambda_p = \ln a_0 + a_1 \ln \theta + a_2 \frac{\sigma}{T}. \quad (30)$$

После замены переменных ($Y = \ln \Lambda_p$, $X_1 = \ln \theta$, $X_2 = \frac{\sigma}{T}$, $A_0 = \ln a_0$, $A_1 = a_1$, $A_2 = a_2$) уравнение можно записать:

$$Y = A_0 + A_1 X_1 + A_2 X_2. \quad (31)$$

Полученное линеаризованное уравнение не учитывает взаимного влияния факторов на величину пластичности металла. Поэтому для получения более универсальной зависимости целесообразно ввести взаимное влияние факторов в линеаризованное уравнение, а затем с помощью обратного перехода получить формулу, аппроксимирующую диаграмму пластичности.

В соответствии с этим, линеаризованное уравнение принимает вид:

$$Y = A_0 + A_1 X_1 + A_2 X_2 + A_{12} X_1 X_2, \quad (32)$$

а после обратного перехода будем иметь:

$$\Lambda_p = a_0 \theta^{a_1 + a_{12} \frac{\sigma}{T}} \exp \left(a_2 \frac{\sigma}{T} \right). \quad (33)$$

где a_{12} – эмпирический коэффициент.

3.3 Методика определения эмпирических коэффициентов

Эмпирические коэффициенты, входящие в формулу (34), определялись экспериментально с использованием плана полного факторного эксперимента ПФЭ 2^2 [5]. В качестве основных факторов при этом учитываются температура металла или сплава θ и показатель напряженного состояния $\frac{\sigma}{T}$. Соответственно линеаризованными значениями факторов будут $X_1 = \ln \theta$ и $X_2 = \frac{\sigma}{T}$. При планировании эксперимента и обработке полученных результатов удобно

пользоваться не физическими, а кодированными значениями факторов. Переход от физических факторов к кодированным осуществляется по формуле:

$$x_i = \frac{X_i - X_i^0}{|X_i^{max} - X_i^{min}|}. \quad (34)$$

где x_i – кодированное значение i -го фактора; X_i – физическое значение i -го фактора; X_i^0 – физическое значение i -го фактора на основном уровне (в середине исследуемого диапазона); X_i^{max} – физическое значение i -го фактора, соответствующее верхней границе исследуемого диапазона; X_i^{min} – физическое значение i -го фактора, соответствующее нижней границе исследуемого диапазона.

Интервалы варьирования и кодированные значения факторов представлены в таблице 9.

Таблица 9 – Значение уровней факторов в физических и кодированных значениях

Показатели	X_1 физич.	x_1 кодир.	X_2 физич.	x_2 кодир.
Основной уровень	7,0	0	0,0	0
Шаг варьирования	0,09	-	0,58	-
Верхний уровень	7,09	+1	0,58	+1
Нижний уровень	6,91	-1	-0,58	-1

Требуемые уровни температуры обеспечиваются регулируемым нагревом образцов. Нижний уровень диапазона варьирования показателя напряженного состояния соответствует опытам на сжатие цилиндрических образцов. Верхний уровень диапазона варьирования показателя напряженного состояния соответствует опытам на растяжение цилиндрических образцов.

Матрица полного факторного эксперимента для рассматриваемого случая приведена в виде таблицы 10. Рекомендуемое повторение каждого опыта не менее 3.

Таблица 10 – Матрица полного факторного эксперимента ПФЭ 2²

Номер опыта	x_0	x_1	x_2	x_1x_2
1	+	-	-	+
2	+	+	-	-
3	+	-	+	-
4	+	+	+	+

3.4 Обработка результатов эксперимента

Для определения накопленной степени деформации сдвига до разрушения применительно к опытам на осадку цилиндрических образцов в ходе эксперимента замерялась высота образца до деформации (h_0) и после деформации (h_1). Если при этом направление деформации совместить с осью z , то степень относительной деформации сжатия можно вычислить по формуле:

$$\varepsilon_{zz} = \frac{h_0 - h_1}{h_0}. \quad (35)$$

Если учесть условие несжимаемости и то, что при осадке цилиндрических образцов $\varepsilon_{xx} = \varepsilon_{yy}$, получим $\varepsilon_{xx} = \varepsilon_{yy} = -\frac{\varepsilon_{zz}}{2}$.

Используем приведенные выражения для подсчета значения пластичности в момент разрушения образца.

$$\begin{aligned} \Lambda_p &= \sqrt{\frac{2}{3} [(\varepsilon_{xx} - \varepsilon_{yy})^2 + (\varepsilon_{yy} - \varepsilon_{zz})^2 - (\varepsilon_{zz} - \varepsilon_{xx})^2]} = \\ &= \sqrt{\frac{2}{3}} \sqrt{\left(\frac{\varepsilon_{zz}}{2} - \varepsilon_{zz}\right)^2 + \left(\varepsilon_{zz} + \frac{\varepsilon_{zz}}{2}\right)^2} = \\ &= \sqrt{\frac{2}{3}} \sqrt{\left(\frac{3}{2}\varepsilon_{zz}\right)^2 + \left(\frac{3}{2}\varepsilon_{zz}\right)^2} = \sqrt{\frac{2}{3}} \sqrt{2 \frac{9}{4} \varepsilon_{zz}^2} = \sqrt{3} \varepsilon_{zz} \end{aligned} \quad (36)$$

Занесем полученные результаты эксперимента в таблицу 11.

Таблица 11 – Таблица кодированных значений факторов и средних значений отклика для сталей марок 10X13H3MФБ, 15X13H2, 08X18H10T, 10X17H13M2T

Марка стали	Номер опыта	x_0	x_1	x_2	x_1x_2	\bar{Y}
15X13H2	1	+	-	-	+	1,016
	2	+	+	-	-	0,878
	3	+	-	+	-	0,197
	4	+	+	+	+	0,355
10X13H3MФБ	1	+	-	-	+	0,901
	2	+	+	-	-	0,901
	3	+	-	+	-	0,297
	4	+	+	+	+	0,414
08X18H10T	1	+	-	-	+	0,808
	2	+	+	-	-	1,039
	3	+	-	+	-	0,485
	4	+	+	+	+	0,726
10X17H13M2T	1	+	-	-	+	0,831
	2	+	+	-	-	1,016
	3	+	-	+	-	0,602
	4	+	+	+	+	0,606

Далее определяли коэффициенты уравнения (34). Для этого решалась система уравнений:

$$\begin{cases} nA_0 + A_1 \sum_{i=1}^n x_{1i} + A_2 \sum_{i=1}^n x_{2i} + A_{12} \sum_{i=1}^n x_{1i}x_{2i} = \sum_{i=1}^n y_i \\ A_0 \sum_{i=1}^n x_{1i} + A_1 \sum_{i=1}^n x_{1i}^2 + A_2 \sum_{i=1}^n x_{1i}x_{2i} + A_{12} \sum_{i=1}^n x_{1i}^2x_{2i} = \sum_{i=1}^n x_{1i}y_i \\ A_0 \sum_{i=1}^n x_{2i} + A_1 \sum_{i=1}^n x_{1i}x_{2i} + A_2 \sum_{i=1}^n x_{2i}^2 + A_{12} \sum_{i=1}^n x_{1i}x_{2i}^2 = \sum_{i=1}^n x_{2i}y_i \\ A_0 \sum_{i=1}^n x_{1i}x_{2i} + A_1 \sum_{i=1}^n x_{1i}^2x_{2i} + A_2 \sum_{i=1}^n x_{1i}x_{2i}^2 + A_{12} \sum_{i=1}^n x_{1i}^2x_{2i}^2 = \sum_{i=1}^n x_{1i}x_{2i}y_i \end{cases} \quad (37)$$

Расчет для стали 08X18H10T выглядит следующим образом:

Перепишем систему уравнений в матричном виде и решим его методом Гаусса:

$$\begin{pmatrix} 1 & 6,91 & -0,58 & -4,0078 & -0,213 \\ 1 & 7,09 & -0,58 & -4,1122 & 0,038 \\ 1 & 6,91 & -0,58 & -4,0078 & -0,724 \\ 1 & 7,09 & -0,58 & -4,1122 & -0,321 \end{pmatrix}; \quad (38)$$

от 2-й строки отнимаем 1-ю строку; от 3-й строки отнимаем 1-ю строку; от 4-й строки отнимаем 1-ю строку, умноженную на

$$1: \begin{pmatrix} 1 & 6,91 & -0,58 & -4,0078 & -0,213 \\ 0 & 0,18 & 0 & -0,1044 & 0,251 \\ 0 & 0 & 1,16 & 8,0156 & -0,511 \\ 0 & 0,18 & 1,16 & 8,12 & -0,108 \end{pmatrix}; \quad (39)$$

2-ю строку делим на 0,18

$$\begin{pmatrix} 1 & 6,91 & -0,58 & -4,0078 & -0,213 \\ 0 & 1 & 0 & -0,58 & 1,394 \\ 0 & 0 & 1,16 & 8,0156 & -0,511 \\ 0 & 0,18 & 1,16 & 8,12 & -0,108 \end{pmatrix}; \quad (40)$$

от 1-й строки отнимаем 2-ю строку, умноженную на 6,91; от 4-й строки отнимаем 2-ю строку, умноженную на 0,18

$$\begin{pmatrix} 1 & 0 & -0,58 & 0 & -9,848 \\ 0 & 1 & 0 & -0,58 & 1,394 \\ 0 & 0 & 1,16 & 8,0156 & -0,511 \\ 0 & 0 & 1,16 & 8,2244 & -0,359 \end{pmatrix}; \quad (41)$$

3-ю строку делим на 1,16

$$\begin{pmatrix} 1 & 0 & -0,58 & 0 & -9,848 \\ 0 & 1 & 0 & -0,58 & 1,394 \\ 0 & 0 & 1 & 6,91 & -0,440 \\ 0 & 0 & 1,16 & 8,2244 & -0,359 \end{pmatrix}; \quad (42)$$

к 1-й строке добавляем 3-ю строку, умноженную на 0,58; от 4-й строки отнимаем 3-ю строку, умноженную на 1,16

$$\begin{pmatrix} 1 & 0 & 4,0078 & 0 & -10,104 \\ 0 & 1 & 0 & -0,58 & 1,394 \\ 0 & 0 & 1 & 6,91 & -0,440 \\ 0 & 0 & 1,16 & 0,2088 & 0,152 \end{pmatrix}; \quad (43)$$

4-ю строку делим на 0,2088

$$\begin{pmatrix} 1 & 0 & 4,0078 & 0 & -10,104 \\ 0 & 1 & 0 & -0,58 & 1,394 \\ 0 & 0 & 1 & 6,91 & -0,440 \\ 0 & 0 & 0 & 1 & 0,728 \end{pmatrix}; \quad (44)$$

от 1-й строки отнимаем 4-ю строку, умноженную на 4,0078; к 2-й строке добавляем 4-ю строку, умноженную на 0,58; от 3-й строки отнимаем 4-ю строку, умноженную на 6,91

$$\begin{pmatrix} 1 & 0 & 0 & 0 & -13,022 \\ 0 & 1 & 0 & 0 & 1,817 \\ 0 & 0 & 1 & 0 & -5,471 \\ 0 & 0 & 0 & 1 & 0,728 \end{pmatrix}; \quad (45)$$

таким образом получаем значения коэффициентов A_0 , A_1 , A_2 и

$$A_{12}: \begin{cases} A_0 = -13.022 \\ A_1 = 1.817 \\ A_2 = -5.471 \\ A_{12} = 0.728 \end{cases} \quad (46)$$

Уравнение (33) принимает вид:

$$Y = -13,022 + 1,817X_1 - 5,471X_2 + 0,728X_3, \quad (47)$$

после обратного перехода и замены переменных получим

$$\Lambda_p = 2,19 \cdot 10^{-6} \theta^{1,817 - 0,924 \frac{\sigma}{T}} \exp\left(-5,471 \frac{\sigma}{T}\right). \quad (48)$$

Уравнения для остальных марок стали приведены в табл. 12 [62].

Таблица 12 – Уравнения аппроксимирующей зависимости для исследованных марок стали

Марка стали	Зависимость
08X18H10T	$\Lambda_p = 2,19 \cdot 10^{-6} \theta^{1,817 - 0,924 \frac{\sigma}{T}} \exp\left(-5,471 \frac{\sigma}{T}\right)$
15X13H2	$\Lambda_p = 9,57 \cdot 10^{-5} \theta^{1,222 + 3,496 \frac{\sigma}{T}} \exp\left(-25,568 \cdot \frac{\sigma}{T}\right)$
10X13H3MФБ	$\Lambda_p = 1,9 \cdot 10^5 \theta^{-1,817 - 3,199 \frac{\sigma}{T}} \exp\left(21,150 \cdot \frac{\sigma}{T}\right)$
10X17H13M2T	$\Lambda_p = 0,013 \theta^{0,581 - 0,924 \frac{\sigma}{T}} \exp\left(6,109 \cdot \frac{\sigma}{T}\right)$

На основании полученных зависимостей построены диаграммы пластичности, представленные на рис. 23 и 24.

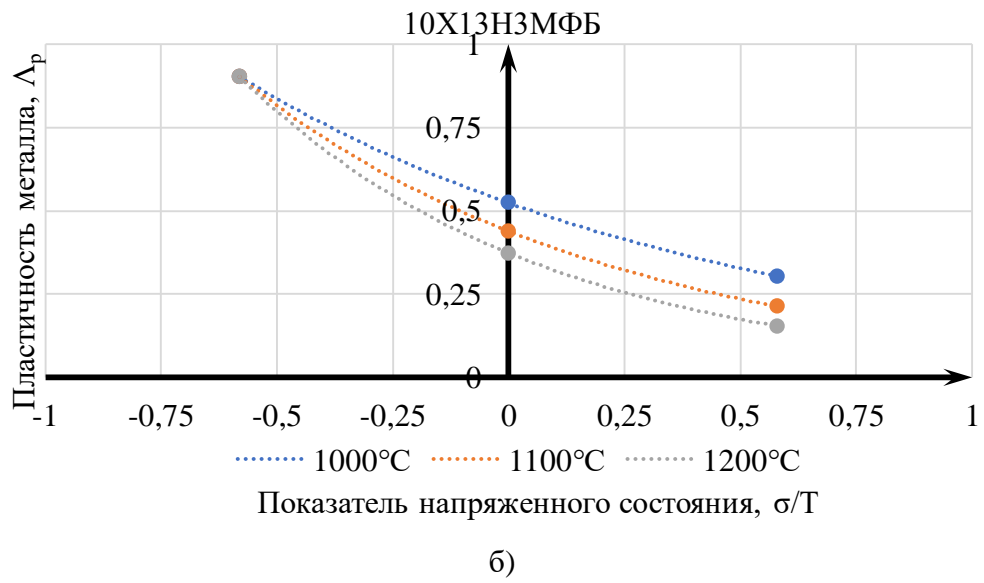
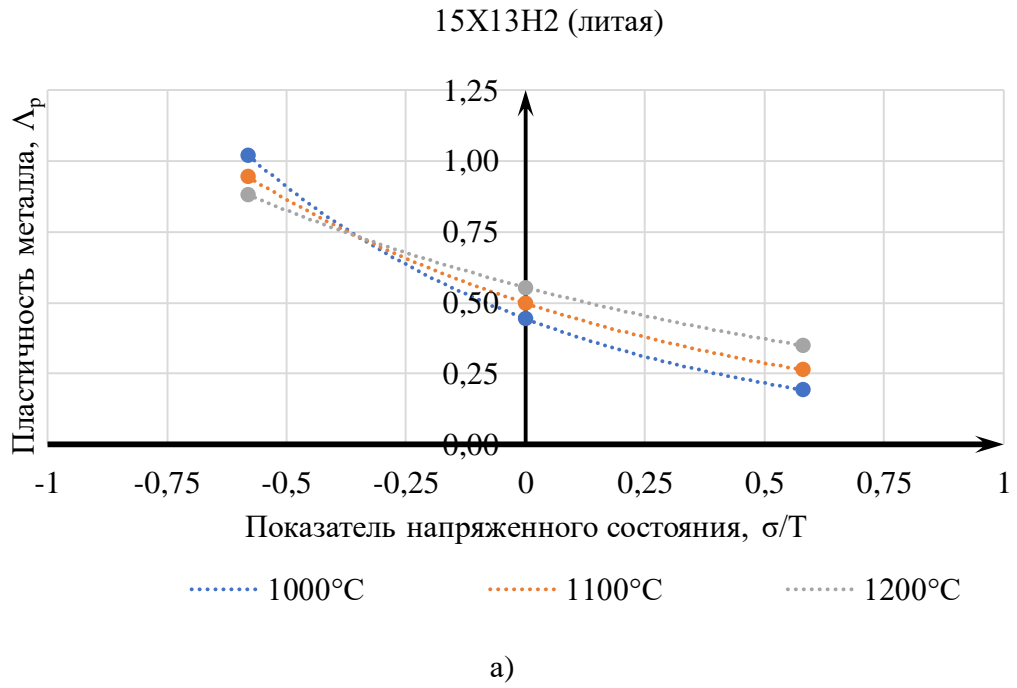
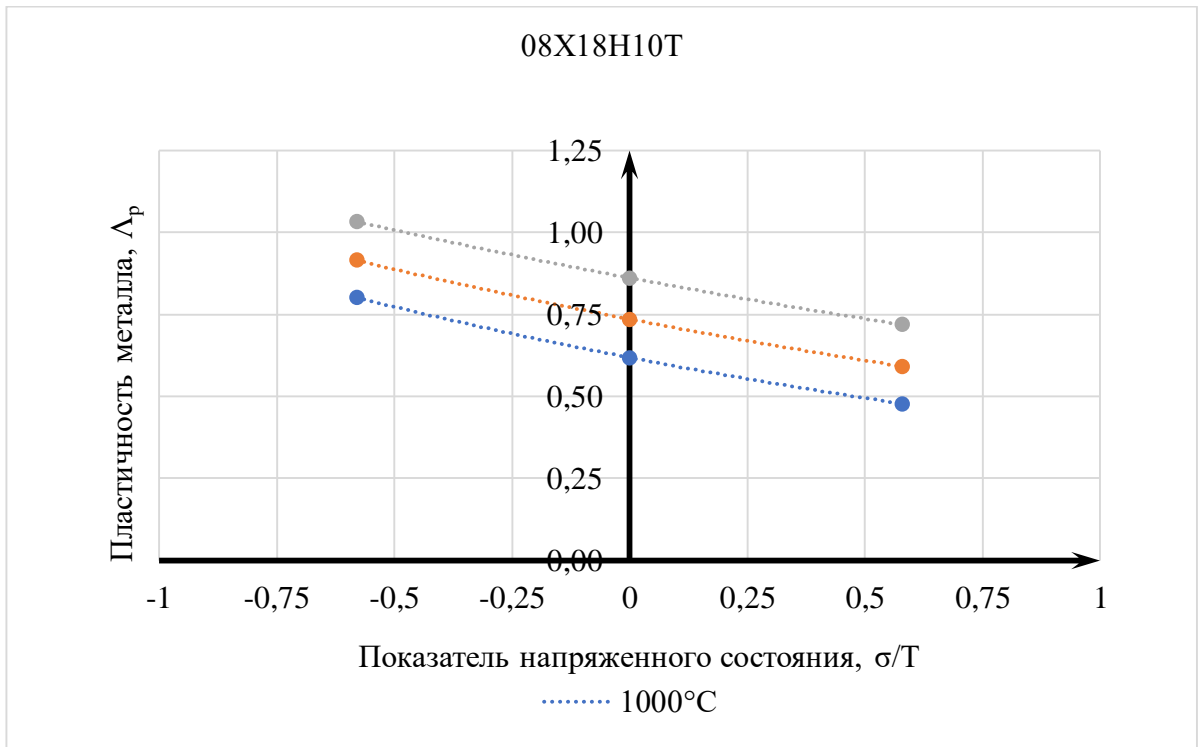
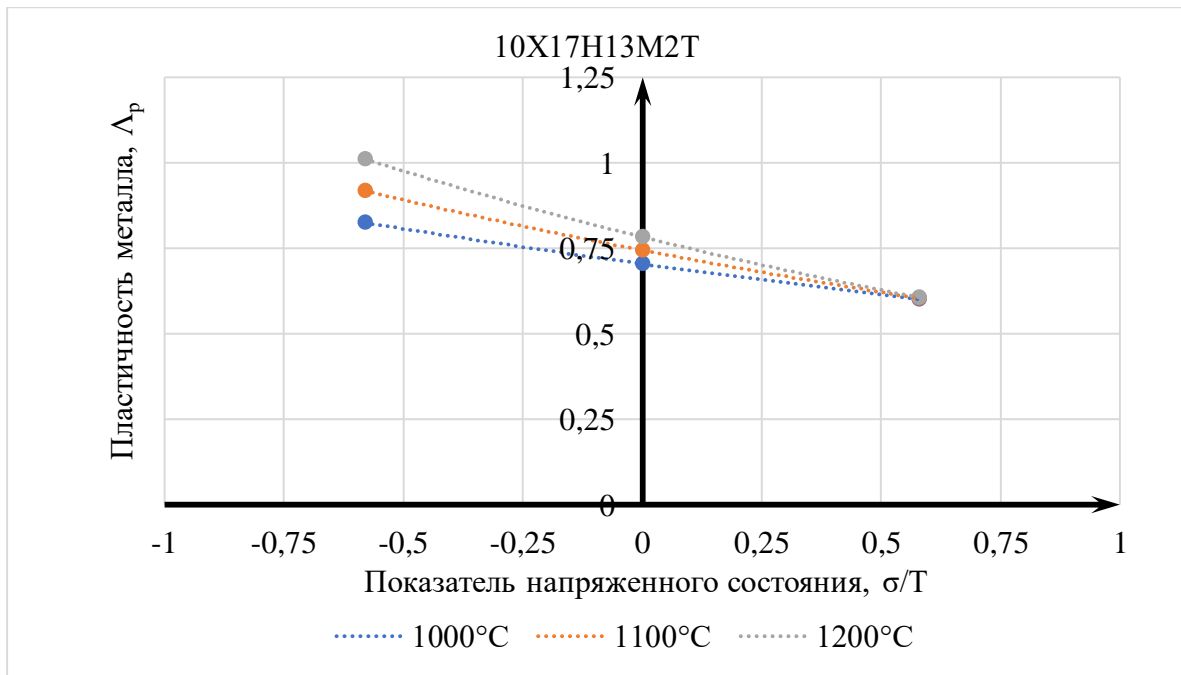


Рисунок 23 – Диаграммы пластичности металла в зависимости от показателя напряженного состояния и температуры деформации для сталей 15X13H2 (а) и 10X13H3МФБ (б)



a)



б)

Рисунок 24 – Диаграммы пластичности металла в зависимости от показателя напряженного состояния и температуры деформации для сталей 08X18H10T и 10X17H13M2T

На приведенных графиках видно, что пластичность Λ_p при значении показателя напряженного состояния, равного $-0,58$ (эксперименты по сжатию) принимает приблизительно одни и те же значения, близкие к $1,0$. Это связано с тем, что при сжатии образцов в горячем состоянии довести их до разрушения не удалось и предельная степень деформации в этом случае определяется техническими возможностями испытательной установки. Тем не менее полученными данными можно пользоваться, имея в виду, что они дают пессимистический результат, то есть действительная пластичность выше, чем предсказывают формулы из таблицы 12, по крайней мере для отрицательного диапазона значений показателя напряженного состояния.

3.5 Повышение точности полученных зависимостей

Для повышения точности полученных результатов по пластичности исследованных марок стали проведены дополнительные исследования на кручение при температурах горячей деформации и значении показателя напряженного состояния $\frac{\sigma}{T}$ равном нулю. Данное решение основывается на том, что в соответствии с результатами, представленными в главе 2, показатель напряженного состояния в пределах 80% длины очага деформации существенно меньше нуля. С учетом описанных выше результатов это свидетельствует о том, что металл в большей части очага деформации находится фактически в условиях сверхпластичности, и накопление поврежденности там не происходит. Поэтому существенным с точки зрения разрушения является только поведение металла в выходной части очага деформации, которой соответствуют положительные значения показателя напряженного состояния.

Кроме этого, как видно из таблицы 12, некоторые коэффициенты диаграмм пластичности, полученные для аппроксимирующей зависимости (33), имеют либо слишком большие, либо слишком малые значения, что создает неудобства при расчетах. Анализ показал, что получение таких значений связано с большой

разницей в величине аргументов диаграммы (показатель напряженного состояния – доли единицы, температура – трехзначное число). Поэтому предложен новый вид аппроксимирующей зависимости:

$$\Lambda_p = a_0 \left(\frac{\theta}{1000} \right)^{a_1 + a_{12} \frac{\sigma}{T}} \exp \left(a_2 \frac{\sigma}{T} \right). \quad (49)$$

В таблице 13 представлены результаты обработки данных, полученных по результатам экспериментального исследования, которые позволяют увеличить достоверность зависимости пластичности от показателя напряженного состояния.

В программном комплексе Excel проведен регрессионный анализ и на основе метода наименьших квадратов получены коэффициенты уравнения (37) для различных марок сталей. Полученные значения эмпирических коэффициентов диаграмм пластичности, для исследованных марок сталей представлены в табл. 14. Для сравнения в таблице 14 показаны первоначально полученные и уточненные зависимости.

Таблица 13 – Результаты определения пластичности образцов

Марка стали	№ п/п	Температура испытания, °С	Пластичность при растяжении	Пластичность при кручении
15X13H2	1	1000	0,94	1,38
	2	1100	1,19	6,88
	3	1200	1,20	10,17
10X13H3MФБ	4	1000	0,89	1
	5	1100	1,05	1,25
	6	1200	1,4	1,63
08X18H10T	7	1000	2,64	2,96
	8	1100	3,4	5,5
	9	1200	3,43	6,45

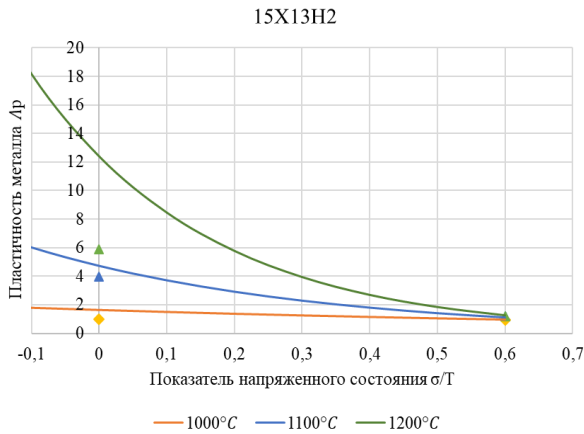
Продолжение таблицы 13.

10X17H13M2T	10	1000	2,83	3,2
	11	1100	4,25	3,37
	12	1200	4,58	3,4

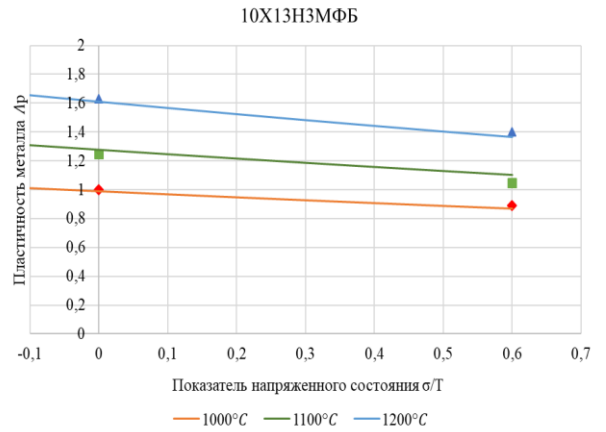
Таблица 14 – Уравнения диаграмм пластичности

Марка стали	Уточненная зависимость	Первоначальная зависимость
15X13H2	$\Lambda_p = 1,693 \frac{\theta}{1000}^{10,88-15,71 \cdot \frac{\sigma}{T}} \times \exp\left(-0,94 \cdot \frac{\sigma}{T}\right)$	$\Lambda_p = 9,57 \cdot 10^{-5} \theta^{1,222+3,496 \cdot \frac{\sigma}{T}} \times \exp\left(-25,568 \cdot \frac{\sigma}{T}\right)$
10X13H3MФБ	$\Lambda_p = 0,89 \frac{\theta}{1000}^{3,35-2,02 \cdot \frac{\sigma}{T}} \exp\left(0,04 \cdot \frac{\sigma}{T}\right)$	$\Lambda_p = 0,001 \theta^{0,864+1,691 \cdot \frac{\sigma}{T}} \times \exp\left(-12,599 \cdot \frac{\sigma}{T}\right)$
08X18H10T	$\Lambda_p = 2,55 \frac{\theta}{1000}^{5,73-8,32 \cdot \frac{\sigma}{T}} \exp\left(0,3 \cdot \frac{\sigma}{T}\right)$	$\Lambda_p = 0,013 \theta^{0,581-0,924 \cdot \frac{\sigma}{T}} \times \exp\left(-6,109 \cdot \frac{\sigma}{T}\right)$
10X17H13M2T	$\Lambda_p = 2,61 \cdot \frac{\theta}{1000}^{3,51-6,01 \cdot \frac{\sigma}{T}} \exp\left(0,46 \cdot \frac{\sigma}{T}\right)$	$\Lambda_p = 2,19 \cdot 10^{-6} \theta^{1,817-0,924 \cdot \frac{\sigma}{T}} \times \exp\left(-5,471 \cdot \frac{\sigma}{T}\right)$

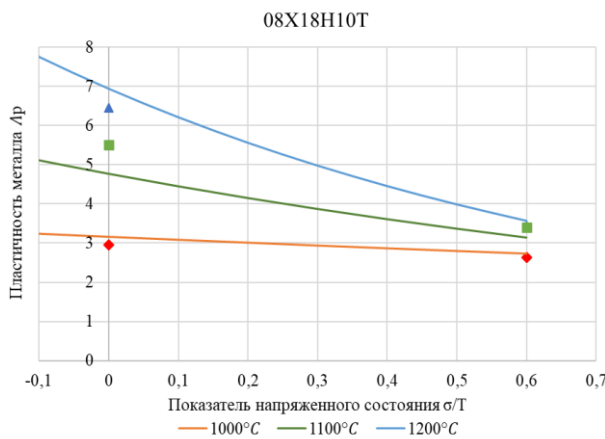
На рис. 25 представлены диаграммы пластичности для исследованных марок стали в графическом виде. Точки на рис. 25 показывают экспериментальные данные.



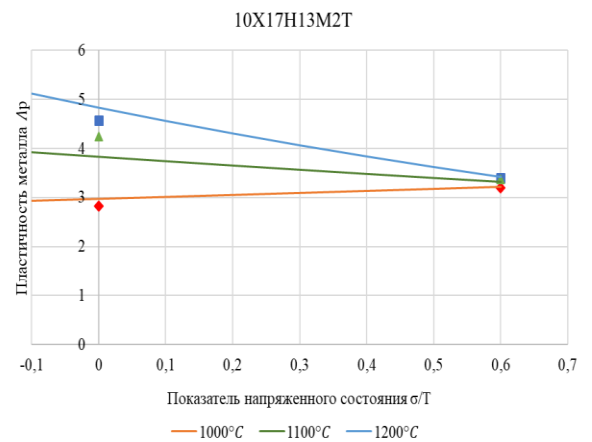
а)



б)



в)



г)

Рисунок 25 – Диаграмма пластичности для сталей: а - 15X13H2; б - 10X13H3MФБ; в - 08X18H10T; г - 10X17H13M2T

Как видно из рис.25, аппроксимирующее уравнение и результаты экспериментального исследования пластичности сталей марок 10X13H3MФБ, 15X13H2, 08X18H10T, 10X17H13M2T имеют высокую степень сходимости. У всех марок стали повышение температуры испытаний приводит к росту пластичности.

Результаты обработки экспериментальных данных, представленные на рис.25г, показали, что у стали 10X17H13M2T пластичность при кручении несколько ниже, чем при растяжении. С другой стороны, опыт исследований пластичности с использованием установки Gleeble 3800 уже давал подобные результаты для некоторых металлов и сплавов.

3.6 Выводы по главе 3

1. Приведены результаты испытаний на горячее сжатие, растяжение и кручение на универсальном исследовательском комплексе Gleeble 3800 образцов из сталей марок 10X13H3MФБ, 15X13H2, 08X18H10T, 10X17H13M2T, которые являются наиболее проблемными с точки зрения качества наружной поверхности бесшовных труб, полученных прессованием. Испытанные образцы изготовлены из темплетов непрерывно-литых заготовок производства АО «ВТЗ».

2. В опытах на горячую осадку образцы сталей не удалось довести до разрушения, из-за ограниченных технических характеристик испытательного оборудования (максимальная деформация сжатием ограничивается величиной $\epsilon = 1,2$). Поэтому при использовании полученных данных надо учитывать возможность получения пессимистических результатов.

3. Построены диаграммы пластичности с использованием опытов на растяжение и кручение, которые охватывают диапазон изменения коэффициента напряженного состояния от 0,0 до 0,58. При этом считалось, что металл в процессе деформирования с отрицательным показателем напряженного состояния проявляет свойство неограниченной пластичности.

4. Предложена зависимость для аппроксимации диаграммы пластичности сталей, обеспечивающая высокую сходимость результатов экспериментальных исследований пластичности сталей марок 10X13H3MФБ, 15X13H2, 08X18H10T, 10X17H13M2T, а коэффициенты аппроксимации имеют значения, удобные для проведения вычислительных процедур.

5. Результаты экспериментальных исследований показали, что у стали 10X17H13M2T пластичность при кручении ниже, чем при растяжении, что не противоречит ранее полученным результатам испытаний на установке Gleeble 3800 для ряда сплавов.

ГЛАВА 4 РАЗРАБОТКА ТЕХНИЧЕСКИХ РЕШЕНИЙ ПО ПОВЫШЕНИЮ КАЧЕСТВА ПОВЕРХНОСТИ ГОРЯЧЕПРЕССОВАННЫХ ТРУБ

Полученные зависимости, описывающие изменение степени деформации, показателя напряженного состояния и температуры поверхностных слоев металла при его течении вдоль очага деформации, а также диаграммы пластичности сталей марок 10X13H3MФБ, 15X13H2, 08X18H10T, 10X17H13M2T, учитывающие схему напряженного состояния и температуру нагрева, позволяют выполнить анализ вероятности разрушения (трещинообразования) поверхностных слоев горячепрессованных труб, определить предельную степень деформации, температурный интервал деформации и разработать технические предложения, снижающие вероятность растрескивания.

4.1 Определение характеристик процесса прессования на основе расчетных и экспериментальных данных

4.1.1 Определение характеристик процесса прессования при компьютерном моделировании

В ходе проведения моделирования процесса прессования, представленного в главе 2, было определено влияние технологических параметров, таких как коэффициент вытяжки, температура деформации и коэффициент трения, на напряженно-деформированное состояние металла на наружной поверхности прессуемой трубы.

На основе рассчитанных режимов прессования получены регрессионные уравнения влияния наиболее значимых условий деформирования на изменение показателя напряженного состояния (σ/T), степени деформации и температуры деформации по длине очага деформации.

Моделирование напряженно-деформированного состояния поверхностных слоев заготовки при прессовании позволило определить характер изменения скорости деформации, температуры и показателя напряженного состояния по длине очага деформации.

На рис. 26 представлены характерные зависимости изменения интенсивности скоростей деформаций сдвига H , показателя напряженного состояния и температуры заготовки по длине очага деформации, а также уточненные аппроксимирующие функции, полученные средствами программного обеспечения Origin. При этом в качестве продольной координаты очага деформации принималась безразмерная величина \tilde{z} , равная отношению фактической координаты z к длине очага деформации l .

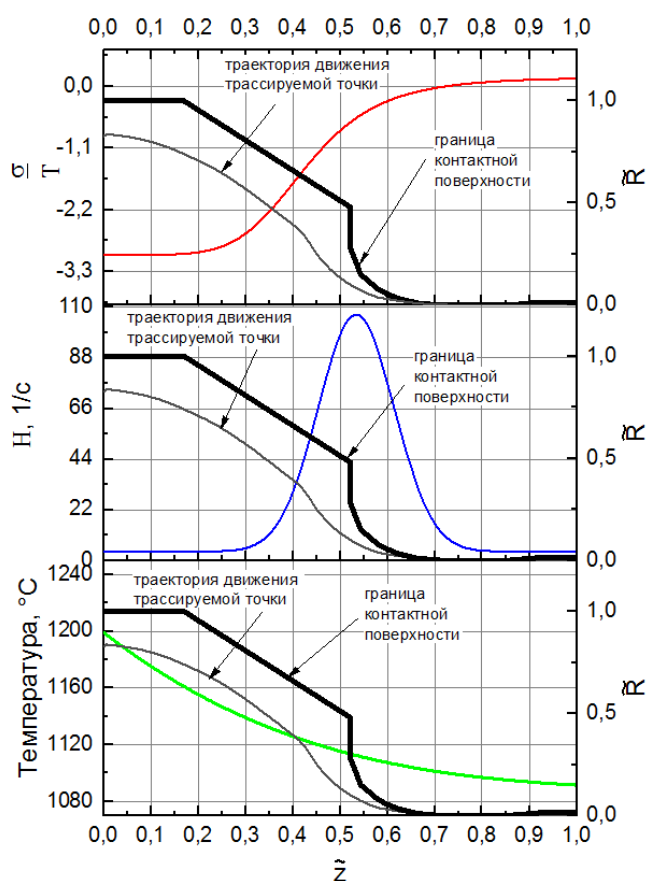


Рисунок 26 – Изменение параметров процесса прессования (показателя напряженного состояния, скорости деформации, температуры) по длине очага деформации

Как показал анализ зависимостей на рис 26, изменение параметров процесса прессования можно описать уравнением вида:

показатель напряженного состояния

$$\frac{\sigma}{T} = \frac{A_1 - A_2}{1 + \left(\frac{\dot{z}}{z_0}\right)^p} + A_2 \quad (50)$$

где A_1, A_2, z_0, p – коэффициенты аппроксимации;

интенсивность скоростей деформаций сдвига:

$$H = y_0 + A e^{-\frac{(z-z_c)^2}{2w^2}} \quad (51)$$

где y_0, A, z_c, w – коэффициенты аппроксимации;

изменение температуры:

$$\theta = A_T + B_T \dot{z} + C_T \ddot{z} + D_T \ddot{\dot{z}} \quad (52)$$

где A_T, B_T, C_T, D_T – коэффициенты аппроксимации.

Следует отметить, что, поскольку термомеханические параметры $\frac{\sigma}{T}$, H и θ зависят от начальной температуры прессования и от коэффициента трения, коэффициенты аппроксимации также должны зависеть от этих параметров. Поэтому выполнены соответствующие расчеты, результаты которых представлены в таблице 15.

На основе данных таблицы 15 в программном комплексе Excel проведен регрессионный анализ и получены коэффициенты линейных уравнений (таблица 16), описывающих зависимость коэффициентов аппроксимации Y_i , входящих в уравнения (30) от θ_0 и $f(Y_i$ принимает значения коэффициентов y_0, z_c и др.). Проведенный анализ показал, что характер зависимости Y_i от θ_0 и f близок к линейному (рис. 27-29). Поэтому принят следующий вид аппроксимирующей функции:

$$Y_i = A + B\theta_{om} + Cf. \quad (53)$$

При этом, ввиду большой величины основания степени, в качестве аргумента принята относительная температура $\theta_{от}$, равная $\frac{\theta_0}{1000}$ (как, в частности, это делается в уравнении Стефана-Больцмана [44]), что позволяет избежать малых и слишком больших значений коэффициентов аппроксимации. Результаты приведены в табл. 15, где также представлено значение коэффициента детерминации R^2 , по которому можно судить о достоверности уравнения.

Таблица 15 – Сводные данные результатов вычисления аппроксимирующих коэффициентов уравнений (31)-(33)

$\theta, ^\circ\text{C}$	f	Коэффициенты уравнений для Н				Коэффициенты уравнений для $\frac{\sigma}{T}$				Коэффициенты уравнений для θ			
		y_0	z_c	w	A	A_1	A_2	z_0	p	A_T	B_T	C_T	D_T
1200	0,12	5,45	0,56	0,09	97,58	-2,90	0,24	0,47	4,65	1200,70	-202,26	317,08	-177,18
	0,05	5,08	0,56	0,08	99,16	-2,79	0,25	0,47	4,81	1199,76	-256,99	341,82	-169,86
	0,02	4,75	0,60	0,09	103,02	-2,70	0,24	0,50	5,42	1198,39	-201,88	191,47	-72,41
1100	0,12	5,17	0,57	0,09	95,77	-2,81	0,26	0,49	4,79	1107,89	-301,87	729,84	-445,40
	0,05	4,94	0,59	0,09	99,18	-2,69	0,28	0,51	5,08	1103,84	-237,96	506,01	-300,50
	0,02	5,13	0,63	0,08	92,40	-2,64	0,18	0,56	4,77	1105,62	-266,72	525,02	-289,21
1000	0,12	5,26	0,59	0,09	97,52	-2,77	0,38	0,51	4,27	1012,04	-332,45	1037,71	-657,29
	0,05	5,04	0,60	0,09	94,89	-2,60	0,38	0,53	4,63	1011,38	-322,78	909,16	-566,13
	0,02	4,90	0,59	0,08	105,22	-2,55	0,33	0,52	4,89	1013,70	-389,01	1019,28	-610,41

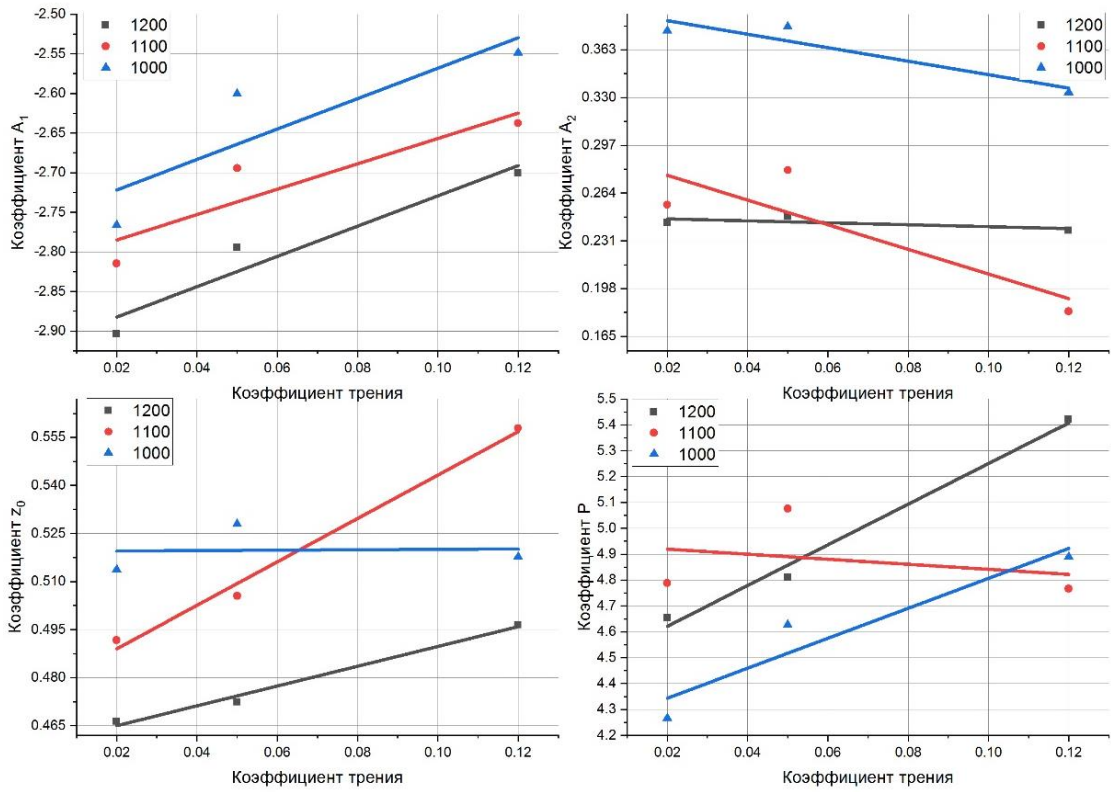


Рисунок 27 – Зависимость коэффициентов аппроксимации от коэффициента трения и температуры для коэффициентов уравнения (50)

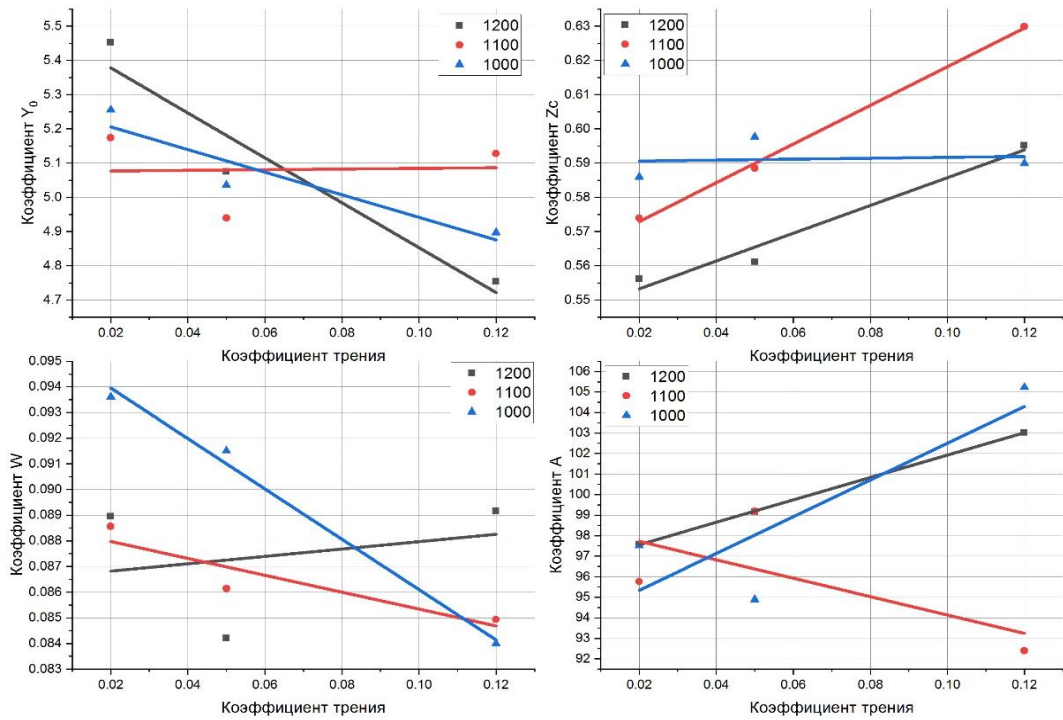


Рисунок 28 – Зависимость коэффициентов аппроксимации от коэффициента трения и температуры для коэффициентов уравнения (51)

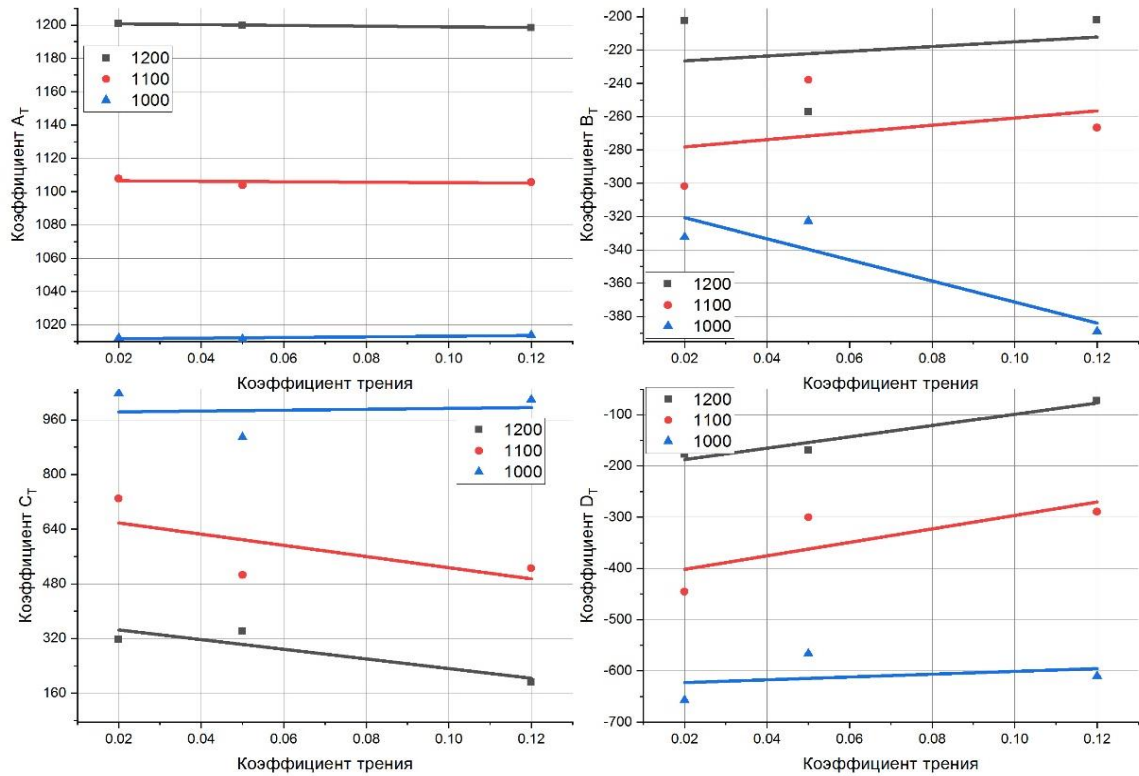


Рисунок 29 – Зависимость коэффициентов аппроксимации от коэффициента трения и температуры для коэффициентов уравнения (52)

Таблица 16 – Результаты вычислений коэффициентов регрессионного анализа

Коэффициент	A	B	C	R^2
y_0	4,67	1,56E-01	3,73	0,65
z_c	7,17E-01	-1,02E-01	-2,97E-01	0,53
w	9,76E-02	-1,13E-02	4,35E-02	0,55
A	9,62E+01	3,55	-2,88E+01	0,65
A_1	-1,71	-8,04E-01	-1,97	0,99
A_2	9,21E-01	-5,99E-01	3,06E-01	0,64
z_0	7,52E-01	-2,07E-01	-3,04E-01	0,63
p	3,07	1,84	-4,43	0,64
A_T	7,53E+01	9,36E+02	1,28E+01	1,00
B_T	-9,84E+02	6,39E+02	4,18E+01	0,78

Продолжение таблицы 16

C_T	4,42E+03	-3,53E+03	1,23E+03	0,96
D_T	-2,89E+03	2,36E+03	-1,05E+03	0,97

Таким образом, для описания изменения интенсивности скоростей деформаций сдвига, показателя напряженного состояния и температуры вдоль очага деформации при прессовании труб, с учетом влияния на них температуры начала прессования и коэффициента трения получены следующие выражения:

$$\frac{\sigma}{T} = \frac{-2,63 - 2,06 \cdot 10^{-1} \theta_{om} - 2,28f}{1 + \left(\frac{\tilde{z}}{(7,52 \cdot 10^{-1} - 2,07 \cdot 10^{-1} \theta_{om} - 3,04 \cdot 10^{-1} f)} \right)^{(3,07 + 1,84 \theta_{om} - 4,43f)}} + (9,21 \cdot 10^{-1} - 5,99 \cdot 10^{-1} \theta_{om} - 3,06 \cdot 10^{-1} f); \quad (54)$$

$$H = (4,67 - 1,56 \cdot 10^{-1} \theta_{от} + 3,73f) + (9,62 \cdot 10^1 + 3,55 \theta_{от} - 2,88 \cdot 10^1 f) e^{\frac{(\tilde{z} - 7,17 \cdot 10^{-1} - 1,02 \cdot 10^{-1} \theta_{от} - 2,97 \cdot 10^{-1} f)^2}{2(9,76 \cdot 10^{-2} - 1,13 \cdot 10^{-2} \theta_{от} + 4,35 \cdot 10^{-2} f)^2}}; \quad (55)$$

$$\theta = (75,3 + 9,36 \cdot 10^2 \theta_{om} + 12,8f) + (-9,84 \cdot 10^2 + 6,39 \cdot 10^2 \theta_{om} + 41,8f) \tilde{z} + (4,42 \cdot 10^3 - 3,53 \cdot 10^3 \theta_{om} + 1,23 \cdot 10^3 f) \tilde{z}^2 + (-2,83 \cdot 10^3 + 2,36 \cdot 10^3 \theta_{om} - 1,05 \cdot 10^3) \tilde{z}^3 \quad (56)$$

4.1.2 Оценка степени исчерпания ресурса пластичности

В ходе описанного в главе 2 компьютерного моделирования показано, что в значительной части очага деформации ($\tilde{z} = 0 \dots 0,7$) имеет место схема напряженного состояния всестороннего сжатия с $\frac{\sigma}{T} = -24 \dots -0,58$.

При экспериментальном исследовании пластичности металла создать такие мягкие схемы напряженного состояния практически невозможно. Кроме того, проведенные эксперименты показали, что даже при $\frac{\sigma}{T} = -0,58$ образцы не удалось довести до разрушения. Поэтому было принято допущение, что при схемах напряженного состояния в условиях всестороннего сжатия поврежденность металла практически не накапливается, и уменьшение степени использования ресурса пластичности не происходит.

На основании этого, при оценке степени использования ресурса пластичности рассматривается участок очага деформации, начиная с $\bar{z} = 0,75 \dots 1$, но учитывается, что накопление степени деформации происходит по всей длине очага деформации.

С использованием полученных результатов выполнен расчет степени использования ресурса пластичности при прессовании труб размером 89×6 мм для исследуемых марок сталей. Схема очага деформации приведена на рис. 30.

На рис. 31 показана зависимость степени использования ресурса пластичности от температуры деформации при среднем значении коэффициенте трения в исследуемом диапазоне на поверхности контакта металла с матрицей $f_M = 0,05$.

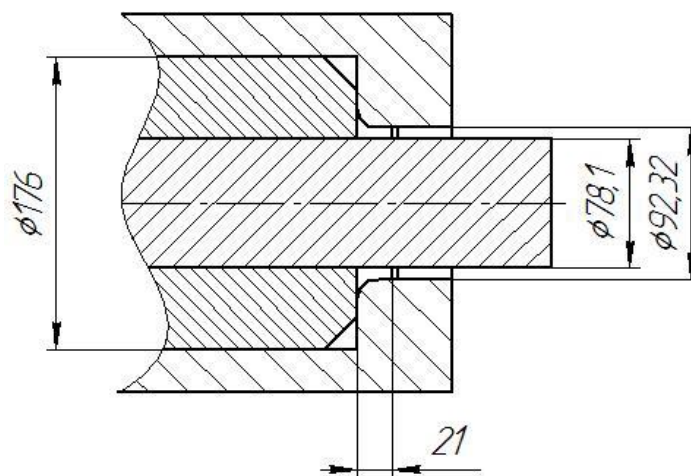


Рисунок 30 – Схема очага деформации при прессовании трубы размерами 89×6 мм

Анализируя рис. 31, можно сделать следующие выводы:

1) для всех представленных марок сталей характерно повышение ресурса пластичности по длине очага деформации при увеличении температуры нагрева;

2) для всех марок сталей характерно превышение допустимой степени истощения ресурса пластичности при прессовании труб размером $\varnothing 89 \times 6$ мм для рассмотренных условий. При этом для стали 15X13H2 при температуре равной 1200 °С значение истощения ресурса пластичности равно 1 только в конце очага деформации;

3) у сталей 10X17H13M2T и 08X18H10T по всей длине очага деформации наблюдается схожая зависимость истощения ресурса пластичности от начальной температуры металла;

4) для стали 15X13H2 пороговое значение ресурса пластичности в зависимости от температуры начала прессования значительно изменяется по длине очага деформации.

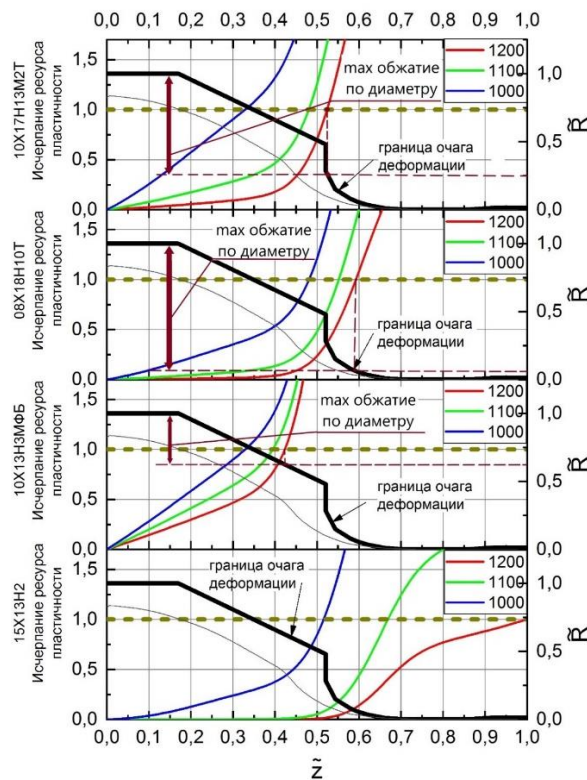


Рисунок 31 – Исчерпание ресурса пластичности у сталей 10X17H13M2T, 08X18H10T, 10X13H3MФБ, 15X13H2 и 10X17H13M2T по длине очага деформации при различной температуре нагрева

Таким образом, для получения горячепрессованных труб без поверхностных дефектов из рассматриваемых марок сталей необходимо скорректировать степень деформации и оптимизировать размеры контейнера и матрицы.

4.2 Разработка технологических предложений по повышению качества поверхности

Изменение степени деформации

Анализ результатов, представленных на рис. 34, показывает, что для обеспечения степени использования ресурса пластичности ниже 1,0 на всей длине очага деформации необходимо уменьшить степень деформации при прессовании исследованных марок сталей. Для этого необходимо уменьшить диаметр контейнера. В качестве примера рассмотрим прессование труб размером $\varnothing 89 \times 6$ мм. Согласно технической документации, в настоящее время внутренний диаметр контейнера составляет $\varnothing 172$ мм, а следующий в размерном ряду диаметр контейнера составляет $\varnothing 156$ мм. Таким образом, предлагается следующая схема прессования труб: заготовка диаметром $\varnothing 142$ мм экспандируется до гильзы диаметром $\varnothing 152$ мм с последующим прессованием в контейнере диаметром $\varnothing 156$ мм.

Полученные результаты позволяют определить максимально допустимую степень деформации при прессовании труб, при которой снижается вероятность появления трещин на наружной поверхности:

при прессовании труб из стали 10X17H13M2T максимально допустимое обжатие по диаметру заготовки составляет $\sim 80\%$;

при прессовании труб из стали 08X18H10T максимально допустимое обжатие по диаметру составляет $\sim 96\%$;

при прессовании труб из стали 10X13H3MФБ максимально допустимое обжатие по диаметру составляет $\sim 15\%$;

при прессовании труб из стали 15X13H2 максимально допустимое обжатие по диаметру составляет ~99%.

Оценка влияния коэффициента трения на качество получаемых трубных заготовок

На рис. 32 представлены результаты компьютерного моделирования распределения вдоль очага деформации ресурса пластичности при температуре прессования 1200 °С и варьировании коэффициента трения. Компьютерное моделирование процесса прессования труб и экспериментальные данные показали, что уменьшение коэффициента трения способствует уменьшению исчерпания ресурса пластичности при равных прочих условиях. Однако для стали 15X13H2 наблюдается обратная зависимость. Это можно объяснить тем, что при повышенном коэффициенте трения необходимо приложить большую нагрузку, вследствие чего в очаге деформации создаются большие сжимающие напряжения. Согласно экспериментальным данным, данная марка стали более чувствительна к влиянию схемы напряженного состояния на ресурс пластичности по сравнению с другими исследованными марками стали.

Следует отметить, что непосредственное измерение величины коэффициента трения на контактной поверхности в процессе прессования не представляется возможным. Поэтому об условиях, способствующих снижению коэффициента трения, предлагается судить косвенно по результатам измерения усилия прессования. С одной стороны, чем меньше коэффициент трения, тем меньше должно быть усилие прессования [49], с другой стороны, известно [50], что уменьшение контактного давления способствует снижению напряжений трения.

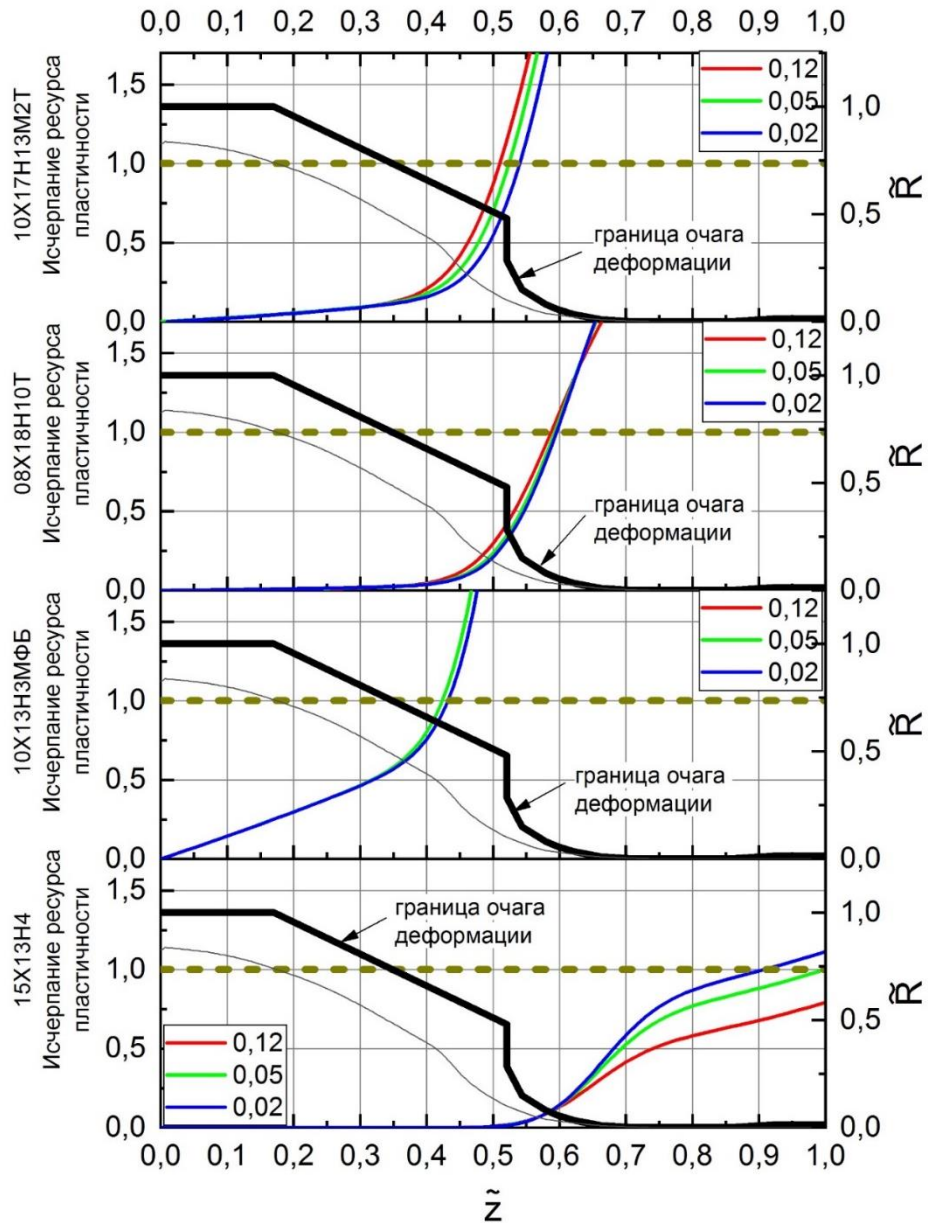


Рисунок 32 – Исчерпание ресурса пластичности у сталей 10X17H13M2T, 08X18H10T, 10X13H3MFB, 15X13H2 и 10X17H13M2T по длине очага деформации при различном коэффициенте трения

Анализируя рис. 32 можно сделать вывод, что для обеспечения процесса прессования труб из сталей марок 15X13H2, 08X18H10T, 10X17H13M2T без появления наружных дефектов достаточно либо изменить диаметры контейнера и заготовки, либо изменить геометрические размеры контейнера и коэффициент трения.

В связи с тем, что предложенные меры для стали 10X13H3MFB оказываются неэффективными из-за ее низкой пластичности, требуется корректировка ее химического состава.

Изменение коэффициента трения за счет выбора стеклосмазок при прессовании

Уменьшить коэффициент трения возможно за счет эффективного применения смазочных материалов. В связи с этим выполнено экспериментальное исследование процесса прессования с применением различных стеклосмазочных материалов. Кроме этого, поскольку характер напряженно-деформированного состояния наружной поверхности труб определяется, в том числе, и условиями на контакте внутренней поверхности трубы с иглой, исследованы условия контактного взаимодействия внутренней поверхности трубы с пресс-иглой. В качестве смазки при экспандировании и прессовании применяют расплав стеклосмазочного порошка, который образует защитно-смазочную пленку на поверхности деформируемого металла. При этом химико-физические свойства стеклосмазочного порошка, способы и оборудование для его нанесения должны обеспечивать равномерное нанесение стеклосмазки по всей длине заготовки, обеспечивая, таким образом, высокое качество поверхностей прессованного изделия. При рассмотрении вопросов, связанных с влиянием стеклосмазочных материалов, можно использовать проведенные ранее работы [9, 10], в которых описаны исследования реологических свойств стеклосмазок и определены параметры, влияющие на технологические и качественные параметры процесса прессования труб, проведены исследования влияния гранулометрического состава, вязкости стеклосмазок, применяемых при прессовании труб и температуры, на величину пикового и установившегося усилия прессования.

Согласно полученным данным, при прессовании труб из нержавеющей стали 08X18H10T при обработке внутренней поверхности трубы стеклопорошком марки Ф-1 (стандартная стеклосмазка, применяемая при производстве труб прессованием в АО «ВТЗ») уменьшение размера гранул стеклопорошка способствует уменьшению уровня как пикового, так и установившегося усилия прессования. Однако при этом установлено, что, если размер гранул стеклопорошка марки Ф-1 меньше 0,1 мм, стеклопорошок

начинает комковаться. Поэтому на внутреннюю поверхность трубной заготовки рекомендовано наносить порошок с размерами гранул 0,1 – 0,25 мм. Температурный интервал, при котором наблюдается максимальное снижение пикового усилия прессования в этом случае, составляет 1154 – 1168 °С. При этом зафиксировано, что увеличение температуры выше 1160 °С приводит к резкому увеличению усилия прессования.

При использовании стеклопорошка марки Ф-1 для изготовления стеклошайб, максимальное снижение пикового усилия прессования наблюдалось в случае применения гранул размером 0,25 – 0,5 мм, однако при этом появляется рябизна на наружной поверхности труб (рис. 33).



Рисунок 33 – Рябизна на наружной поверхности горячепрессованных труб из стали 12Х18Н10Т

Поэтому рекомендуется при прессовании труб из нержавеющей марок сталей применять стеклопорошок Ф-1 с размерами гранул 0,55 – 1,0 мм. Температурный диапазон процесса прессования при этом рекомендован 1159 – 1172 °С. Если учесть температурный диапазон, рекомендуемый с точки зрения эффективности нанесения смазочного порошка на внутреннюю поверхность трубной заготовки, то температурный диапазон прессования сократиться до 1159 – 1168 °С.

С другой стороны, в работах [47, 48] отмечается, что гораздо большее влияние на величину пикового усилия прессования оказывает вязкость стеклопорошков. Особенно это проявляется при изготовлении стеклошайб. Отмечено, что вязкость стеклопорошков влияет на пиковые усилия прессования не прямо пропорционально. В то же время выявлено, что вязкость стеклопорошка, наносимого на внутреннюю поверхность трубной заготовки, целесообразно делать выше, чем вязкость стеклопорошка, из которого изготавливается стеклошайба. Краткие результаты проведенных исследований различных вариантов использования стеклосмазочного порошка [47,48] приведены ниже.

1. Влияние размера частиц стеклосмазки марки Ф-1, наносимой на внутреннюю поверхность гильзы, на пиковое усилие в температурных интервалах 1129–1148 °С; 1148–1167°С и 1167–1186 °С носит одинаковый характер: с уменьшением размера частиц происходит незначительное снижение пикового усилия. Наименьшее установившееся усилие получено с крупной фракцией 1,00–0,55 мм.

2. Влияние размера частиц стеклосмазки марки Ф-1, наносимых на наружную поверхность гильзы, на пиковое усилие имеет различный характер в температурных интервалах 1129–1148 °С; 1148–1167 °С и 1167–1186 °С. В установившейся стадии получено максимальное усилие при размере частиц менее 0,25 мм в каждом температурном интервале, что связано с комкованием порошка марки Ф-1 при уменьшении размеров его частиц и, в результате, к его неравномерному нанесению.

3. Изменение пикового усилия в зависимости от применяемой для изготовления шайб опытной партии порошка марки Ф-1 в температурных интервалах 1129–1148 °С; 1148–1167 °С и 1167–1186 °С имеет различный характер. Однако в данных интервалах минимальное пиковое усилие, особенно в интервале низких температур, получено при использовании партии с размером гранул 0,55–0,25 мм. Можно отметить, что в температурных интервалах 1129–1148 °С и 1148–1167 °С использование шайб из крупной

фракции приводит к повышению пикового усилия. Снижение установившихся усилий наблюдается при увеличении размера частиц, и наименьшее значение получено при использовании фракции 1,0–0,55 мм, что также более наглядно проявляется в интервале низких температур.

4. На наружной поверхности труб, полученных при использовании стеклошайб из порошка марки Ф-1 с размером гранул 0,55–0,25 мм, присутствует рябизна, появление которой связано с избытком расплава стеклосмазки из-за высокой скорости его расплавления. Также при проведении испытаний со стеклошайбой из порошка марки Ф-1 с размером гранул 0,55–0,25 мм наблюдался повышенный износ матрицы.

5. Исследование влияния вязкости стеклосмазки, наносимой на внутреннюю поверхность гильзы показало, что минимум пиковых усилий расположен в области значений вязкости 170–250 Па·с. С увеличением вязкости можно отметить тенденцию к снижению установившихся усилий.

6. Усилия прессования более эффективно снижаются при изменении вязкости стеклосмазки, чем при изменении размера частиц стеклосмазок. При этом подбор вязкости материала для стеклошайбы оказывает более существенное влияние на усилия прессования, чем для нанесения на внутреннюю поверхность гильзы.

Исходя из результатов проведенных исследований [47, 48], разработаны технические предложения, направленные на устранение поверхностных дефектов в виде трещин. Можно рекомендовать для нанесения на внутреннюю поверхность трубной заготовки стеклопорошок с вязкостью 170 – 250 Па·с. Для изготовления стеклошайбы рекомендуется использовать стеклопорошок с вязкостью 115 – 130 Па·с. Эта вязкость соответствует вязкости порошка марки Ф-1. Наибольший эффект использования стеклопорошков с указанными интервалами вязкости проявляется в температурных диапазонах:

- для внутренней поверхности трубной заготовки 1159 – 1172 °С;
- для стеклошайбы 1167 – 1185 °С.

Учитывая температурный диапазон прессования, полученный из условий, связанных с гранулометрией порошков, получается, что процесс прессования необходимо вести в диапазоне температур 1167 – 1168 °С. Такой узкий температурный диапазон в реальных условиях поддерживать невозможно, что свидетельствует о том, что при горячем прессовании нержавеющей стали применение стеклопорошка одного химического состава не технологично.

В АО «ВТЗ» имеется опыт применения стеклопорошков фирмы «MEFRIT» spol. s.r.o., марки и вязкостные свойства которых представлены в табл. 17.

Таблица 17 – Физические свойства порошков фирмы «MEFRIT» spol. s.r.o.

Марка	Фракционный состав, %				Растекаемость, мм	Вязкость, Па·с
	0,4	0,1	0,063	поддон		
RS 2730	0,8	97,4	–	1,8	14	120
RS 2735	0,1	96,1	–	3,8	8,3 – 8,9	188 - 217
RS 2740	–	96,0	–	4,0	14	120
RS 2745/1	–	–	8,9	91,1	23 - 24	70 - 73

При исследовании физических свойств порошков фирмы «MEFRIT» spol. s.r.o. в условиях АО «ВТЗ» в качестве характеристики вязкости определялась растекаемость расплава порошка.

Значения вязкости, приведенные в крайнем правом столбце таблицы, получены из предположения прямой пропорциональности между вязкостью и растекаемостью. Растекаемость порошка марки RS 2735 при изменении температуры от 1140°С до 1250 °С практически не меняется. Также следует

отметить, что уменьшение фракции порошка марки RS 2735 до 0,1 мм не приводит к его комкованию.

Таким образом, с учетом отмеченных особенностей, предлагается использовать следующие смазочные материалы:

- для нанесения на внутреннюю поверхность гильзы стеклопорошок марки RS 2735 с размерами гранул 0,1 мм и ниже;

- для изготовления стеклошайбы использовать порошок марки Ф-1 с размерами гранул 0,55 – 1,0 мм.

Процесс прессования рекомендуется осуществлять в температурном диапазоне от 1167 °С до 1185 °С. При этих значениях будут наблюдаться наименьшие значения усилий прессования и, следовательно, минимальные значения сил трения.

Качество наружной и внутренней поверхности труб зависит также от сплошности слоя, разделяющего контактируемые поверхности. При неравномерном нанесении смазочного слоя на участках с его отсутствием будут резко возрастать силы контактного трения, что может привести к локальному растрескиванию поверхности.

Следовательно, для уменьшения количества поверхностных дефектов в виде трещин необходимо:

- перед прессованием труб, независимо от производителя смазочного материала, осуществлять равномерное распределение смазочного материала по наружной и внутренней поверхностям гильзы методом обсыпки и впрыскивания, соответственно;

- производить одновременную обработку смазочными материалами внутренней и наружной поверхности нагретой гильзы в процессе ее вращения.

Для предотвращения передозировки порций стеклосмазочного порошка необходимо:

- предусмотреть устройства, обеспечивающие более точное дозирование и регулирование дозы стеклосмазочного материала в зависимости от геометрических размеров гильзы;

– выполнить кинематические изменения, обеспечивающие совмещение операций обработки стеклосмазочными материалами внутренней и наружной поверхностей нагретой гильзы в процессе ее вращения.

4.3 Исследование влияния формы матриц прессовых установок на степень использования ресурса пластичности

Матрицы являются одним из основных технологических инструментов трубопрессовых установок, определяющих наружный диаметр труб. Матрицы изготавливают монолитными или сборными. Сборку деталей матрицы осуществляют способом горячей прессовой посадки с натягом. Обычно матрица состоит из кольца и обоймы. В последнее время для замены быстрорежущих сталей в качестве материала кольца используют штамповую сталь 45ХЗВЗМФС, термообработанную на твердость около 40 НРС. Для прессования жаропрочных сталей и сплавов используют кольца матриц из сплавов на кобальтовой основе или на основе молибдена, легированных цирконием, титаном, вольфрамом, ванадием [1].

В главе 1 показано, что применяемые в настоящее время матрицы могут иметь разную форму. В частности, в работе [53] представлены несколько возможных типов матриц: плоская (рис. 34 а), коническая (рис. 34 б), с двойным конусом (рис. 34 в), радиальная (рис. 34 г).

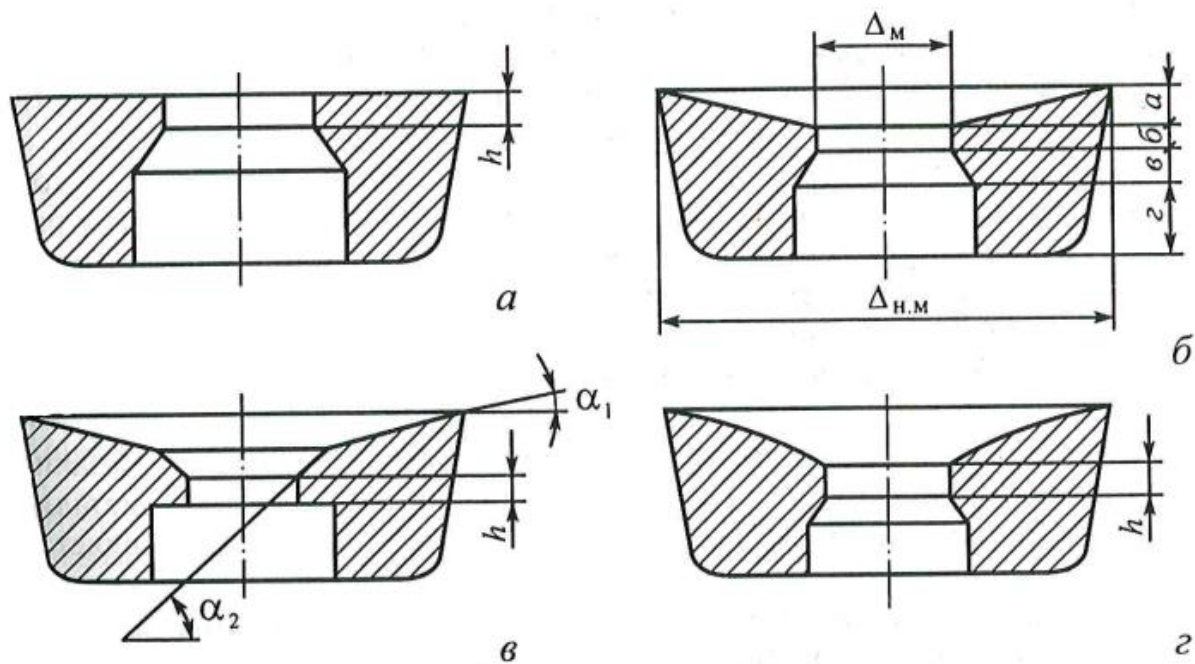


Рисунок 34 – Применяемые в настоящее время формы матриц трубопрессовых установок

С другой стороны, в научно-технической литературе имеются сведения о том, что форма матрицы оказывает существенное влияние на характер напряженно-деформированного состояния металла при прессовании [54], в частности, как показано на рис. 35.

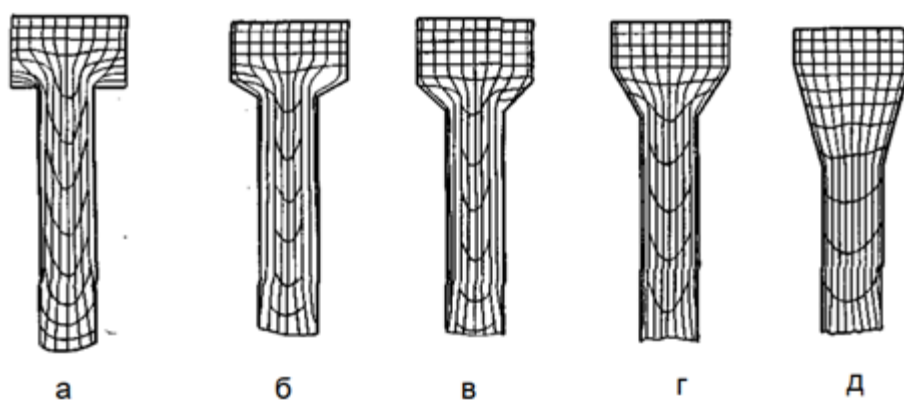


Рисунок 35 – Влияние угла конусности матрицы на характер формоизменения: а – 90°, б – 60°, в – 45°, г – 30°, д – 25°

Следует отметить, что выполненные в этом направлении исследования касаются в основном процессов прессования сплошных профилей. Однако, можно предположить, что форма матрицы при прессовании будет оказывать влияние на напряженно-деформированное состояние металла и при прессовании полых профилей.

Поскольку поврежденность металла или степень использования ресурса пластичности при обработке металлов давлением напрямую зависит от характера напряженно-деформированного состояния, можно предположить, что, варьируя форму матрицы, можно оказать влияние на вероятность трещинообразования на поверхности горячепрессованной трубы. При этом следует отметить, что согласно результатам, полученным в работе [55], форма матрицы оказывает незначительное влияние на усилие прессования. Следовательно, имеется возможность изменять форму матрицы из соображений повышения пластичности металла без угрозы превышения допустимого усилия прессования.

В то же время, в работе [56] отмечается, что стойкость матриц и качество получаемых изделий в значительной степени зависят от рациональной калибровки (формы матрицы), которая должна обеспечить оптимальные условия истечения металла без образования застойных зон, наличие которых приводит к преждевременному износу инструмента. Основными элементами калибровки матриц являются угол входного конуса, радиус скругления формирующих кромок и ширина калибрующего пояса. Согласно данным работы [56], для прессования стальных круглых труб используют конические матрицы с углом входного конуса $67,5^{\circ}$ и плоскоконические матрицы. Исследования показали, что наиболее эффективными являются плоскоконические матрицы с углом конической части $45 - 60^{\circ}$ для сохранения плоской части матрицы в пределах $20 - 22$ мм. Хорошие результаты также получаются при использовании поликонической матрицы с ломаным углом наклона образующей: на участке описанной окружности профиля $75 - 80^{\circ}$, на матричной обойме $67,5^{\circ}$.

Чрезмерное уменьшение радиуса закругления матрицы в месте перехода к цилиндрической калибрующей части ужесточает условия работы смазки, так как на острых кромках более вероятно нарушение сплошности смазочной пленки. С другой стороны, увеличение радиуса скругления сопровождается ростом высоты матриц, приводящим к повышенному расходу инструмента. Исходя из этого, при прессовании труб с использованием контейнеров диаметром от $\varnothing 140$ до $\varnothing 250$ мм наиболее рациональным считается радиус скругления 8 – 10 мм [57].

С точки зрения повышения пластичности металла при прессовании путем подбора формы матрицы имеются решения, способствующие снижению коэффициента напряженного состояния за счет создания противодействия. Так, например, в процессе промышленного прессования труб из низкопластичных сплавов авторы работы [57] создавали противодействие за счет применения матриц с удлиненным цилиндрическим пояском (15-25 мм вместо 10 мм) или с заменой последнего коническим участком малой конусности (входной угол был равен 5-15°).

Для оценки влияния формы матрицы на технологические параметры процесса прессования проведено компьютерное моделирование процесса прессования трубы размером $\varnothing 88,9 \times 6,45$ мм [61, 63] с различными видами матриц (по действующей схеме деформации), которые приведены авторами работ [56, 57].

На рис. 36 изображены схемы очагов деформации при прессовании трубы с различными видами матриц.

С увеличением угла наклона образующей матрицы увеличивается интенсивность скоростей деформаций сдвига N , что приводит при прочих равных условиях к увеличению накопленной пластической деформации поверхностных частиц деформируемого металла. Это объясняется тем, что чем ближе форма матрицы к цилиндрической, тем длиннее траектория перемещения поверхностных частиц.

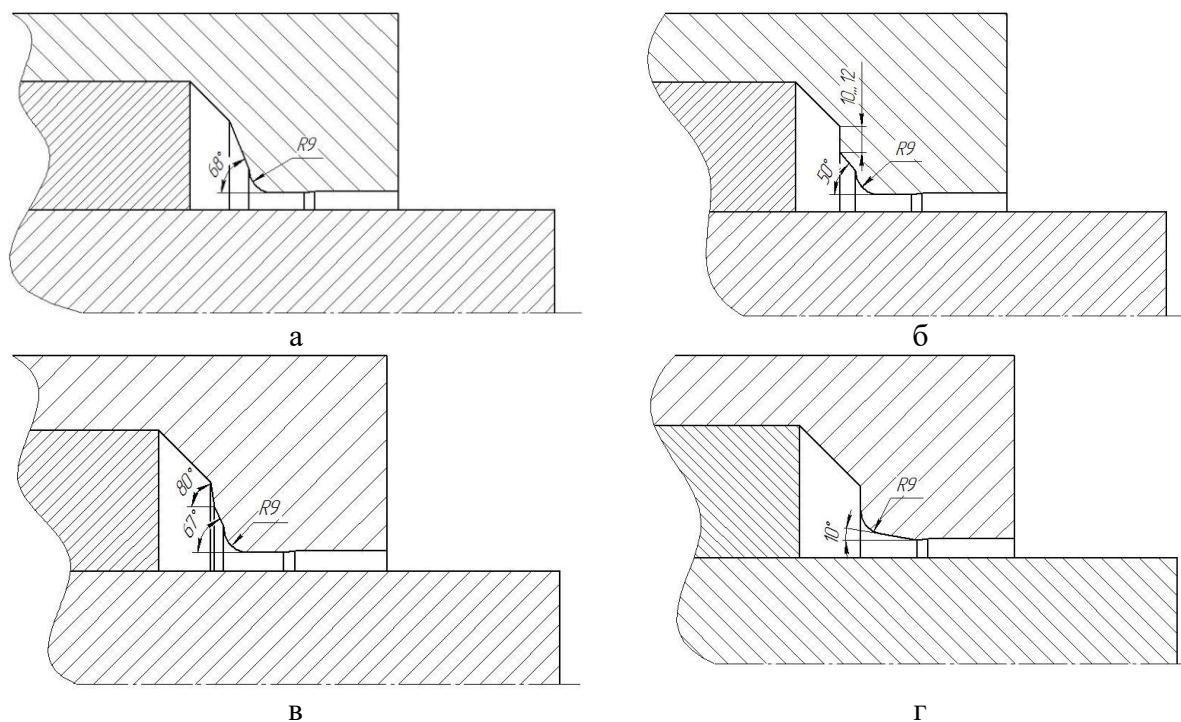


Рисунок 36 – Очаги деформации при прессовании трубы: а - коническая матрица с углом конусности матрицы 59° (M1); б - плоско-коническая матрица с углом конусности 62° (M2); в - матрица с ломаным углом наклона образующей с углом конусности 68° (M3); г - матрица с противодавлением с углом конусности 72° (M4)

Результаты компьютерного моделирования с различными видами матриц для стали 15X13H2 приведены на рис. 37. Линиями M1, M2, M3 и M4 показана степень исчерпания ресурса пластичности для соответствующих видов матриц, изображенных на рис. 36. Линией M5 показано исчерпание ресурса пластичности для применяемой в настоящее время матрицы. В случае цилиндрической матрицы приблизительно можно отметить, что траектория материальной частицы при подходе к плоской поверхности матрицы поворачивается на 90° , а затем при подходе к очку матрицы опять поворачивается на 90° , но уже в другую сторону. В результате возникает эффект интенсивной пластической деформации, подобный случаю равноканального углового прессования с большими сдвиговыми деформациями [61]. При этом максимальная скорость пластической деформации наблюдается на границе обжимной и калибрующей зон матрицы, что обуславливает локальный разогрев металла.

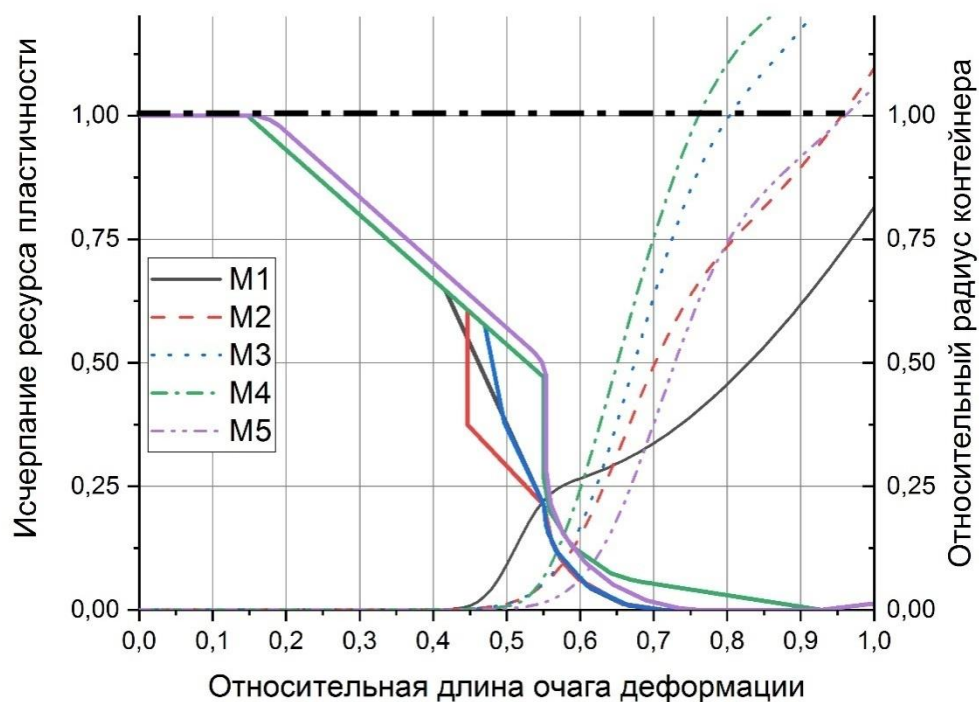


Рисунок 37 – Исчерпание ресурса пластичности у стали 15X13H2 по длине очага деформации

Для построения зависимости степени истощения ресурса пластичности от формы матрицы при моделировании были выбраны определенные точки на поверхности заготовки таким образом, чтобы они попадали на участок установившегося режима прессования.

Анализируя рис. 37, видно, что матрица M1 (коническая матрица) удовлетворяет условию получения труб без дефектов, так как значение степени истощения ресурса пластичности при этом меньше 1,0. Матрицы M2 (плоско-коническая матрица) и M5 (действующая) обеспечивают незначительное превышение допустимого значения степени истощения ресурса пластичности (на относительной длине очага деформации свыше 0,9). Матрицы M3 (матрица с ломаным углом наклона образующей) и M4 (матрица с противодавлением) наименее эффективны, так как уже при относительной длине очага деформации больше 0,7-0,8 наблюдается превышение допустимого значения истощения ресурса пластичности.

В этом случае получение труб без дефектов с использованием матриц М3 и М4 затруднительно.

Исходя из представленных на рис. 40 графиков, можно судить о том, что для стали марки 15X13Н2 целесообразно использовать коническую матрицу (линия М1, вариант а на рис. 37).

Для других марок сталей также построены аналогичные графики (рис. 38-40).

Анализ применимости рассматриваемых матриц для получения труб из других марок стали проводился аналогичным образом, как и для стали 15X13Н2.

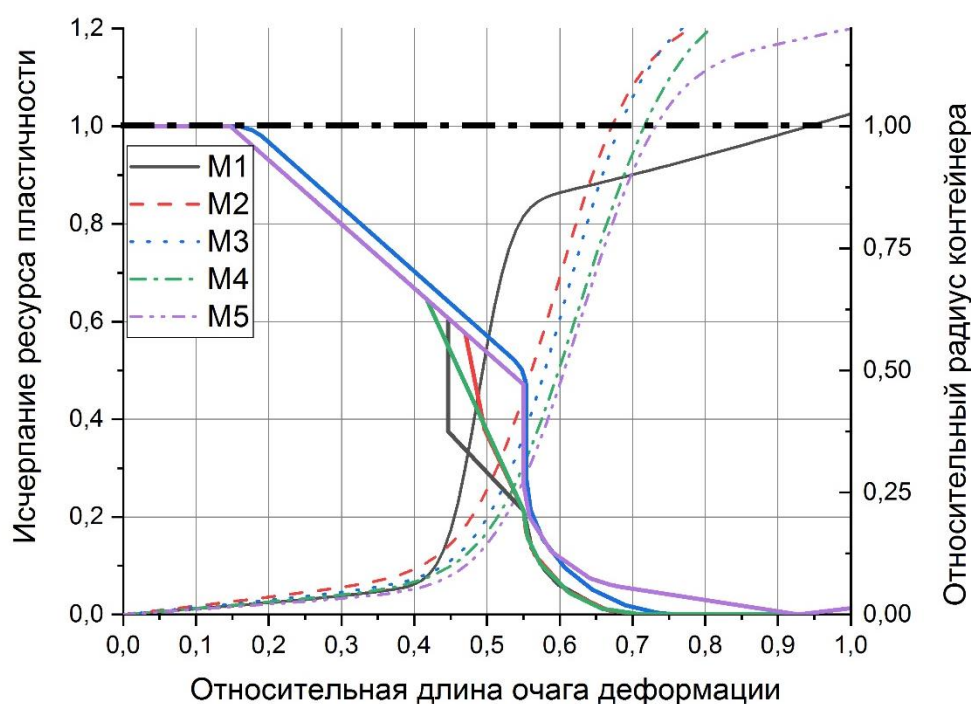


Рисунок 38 – Исчерпание ресурса пластичности у стали 10X13НЗМФБ по длине очага деформации

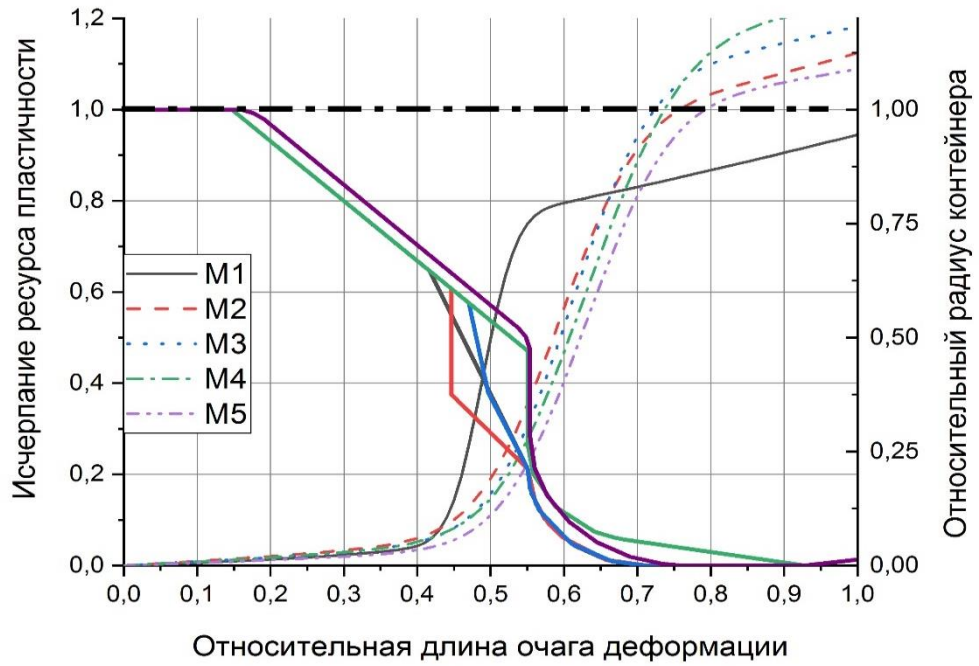


Рисунок 39 – Исчерпание ресурса пластичности у стали 10X17H13M2T по длине очага деформации

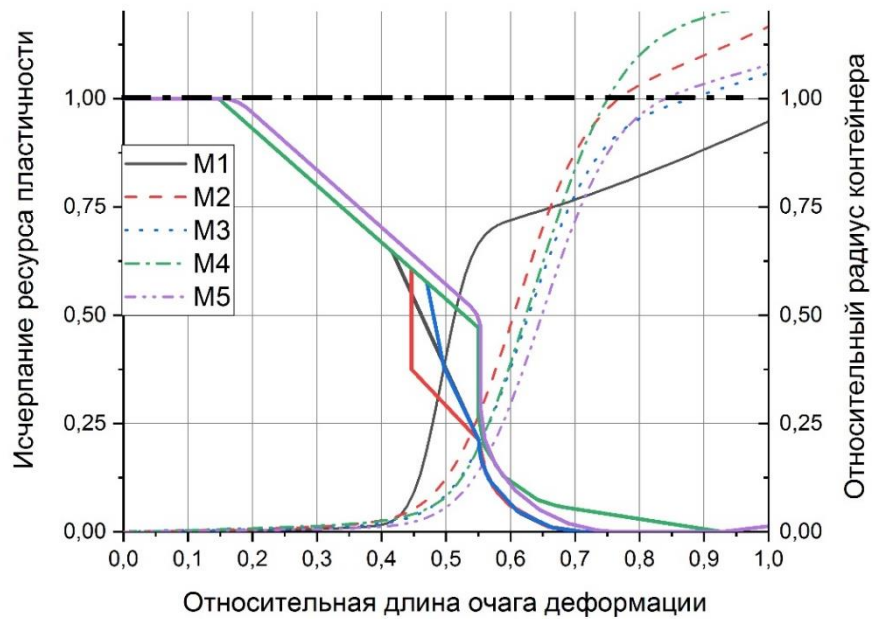


Рисунок 40 – Исчерпание ресурса пластичности у стали 08X18H10T по длине очага деформации

Анализируя рис. 38-40, можно сделать вывод о том, что в большинстве случаев форма матрицы M1 (коническая, см. рис. 37 а), имеет наибольшую эффективность по сравнению с другими рассматриваемыми конструкциями

матриц. Наименее эффективной с точки зрения получения труб без дефектов можно считать форму матрицы типа М4 (матрица с противодавлением).

Можно отметить, что для различных марок стали форма матрицы может существенно влиять на значение исчерпания ресурса пластичности (стали 15X13H2, 10X17H13M2T), в то же время для некоторых сталей (например, 08X18H10T, 10X13H3MФБ) изменение конструкции матрицы не оказывает существенного влияния на исчерпание ресурса пластичности.

Для стали 10X13H3MФБ при использовании конической матрицы наблюдается резерв по повышению допустимой степени деформации, однако он минимален, и, следовательно, для получения труб размером $\varnothing 88,9 \times 6,45$ мм необходимо совместное использование заготовки диаметром $\varnothing 145$ мм (гильза $\varnothing 152$ мм) и конической матрицы.

Таким образом, можно отметить, что изменение формы матрицы позволяет существенно снизить степень исчерпания ресурса пластичности, что в свою очередь будет способствовать получению горячепрессованных труб без дефектов наружной поверхности в виде трещин. В результате анализа графиков (рис. 38-40) обнаружена зависимость степени исчерпания ресурса пластичности от угла наклона образующей матрицы. Для всех марок стали наиболее эффективной показала себя матрица с углом наклона образующей 62° .

Такую закономерность можно объяснить с позиций анализа особенностей напряжено-деформированного состояния металла при разной конусности матриц. Увеличение угла наклона образующей матрицы приводит, с одной стороны, к уменьшению значения показателя напряженного состояния, что способствует повышению пластичности металла и снижению степени использования ресурса пластичности. С другой стороны, увеличение угла наклона образующей приводит к удлинению траектории перемещения поверхностных частиц металл, увеличению накопленной степени деформации и повышению степени использования ресурса пластичности. Наложение этих

процессов приводит к появлению минимума на кривой зависимости степени использования ресурса пластичности от угла конусности матрицы.

На основе проведенного анализа и выбора формы матрицы (коническая) разработан эскиз матрицы для получения труб размером $\varnothing 89 \times 6,45$ мм по действующей схеме деформации для последующего проведения опытных работ.

4.4 Повышение качества торцов труб

Одним из недостатков процесса прессования труб является наличие пресс-остатка, который приводит к повышению расходного коэффициента [9]. Для получения товарной продукции основную часть трубы необходимо отделять от пресс-остатка. Для этого применяют термофрикционную резку дисковыми пилами. Однако, при отделении пресс-остатка от труб из нержавеющей марки стали аустенитного класса на торце отделяемой части трубы образуется заусенец недопустимых размеров.

Отделение этого заусенца, имеющего температуру 1150-1250°C, требует дополнительных ручных операций, что приводит к снижению производительности и ухудшению условий труда. Для предотвращения образования заусенца недопустимых размеров предложен новый способ резки [62].

Его отличие от существующего заключается в том, что процесс резки осуществляется за два этапа. Первый этап процесса термофрикционной горячей резки для отделения пресс-остатка от основной части трубы осуществляется до глубины реза, составляющей 80% наружного диаметра трубы. Осуществление резки до глубины реза, составляющей менее 80% наружного диаметра трубы, не приводит к повышению качества торцов труб, но при этом происходит повышение трудозатрат на резку остальной части трубы.

Осуществление резки до глубины реза, составляющей более 80% наружного диаметра трубы, способствует появлению дефектов на торцах труб по окончании завершающего этапа резки.

Резку при этом осуществляют с обеспечением подачи пилы, равной 8-12 мкм/зуб и скорости ее подачи в пределах 0,06-0,08 м/с. Такие значения технологических параметров процесса обеспечивают высокую производительность процесса резания с обеспечением при этом необходимого качества поверхности торца у разрезаемой трубы, а также способствует повышению долговечности режущего инструмента. При подаче пилы и скорости ее подачи выше верхних предлагаемых пределов возможно снижение ее долговечности. При подаче пилы и скорости ее подачи ниже нижних предлагаемых пределов происходит снижение производительности процесса резания.

Для устранения этих недостатков необходимо адаптировать режущий зуб и придать ему форму режущего клина. Это позволит значительно уменьшить контактную площадку, количество выделяемого тепла, радиальную силу F_z и силу резания F_y . Снизится объем выдавливаемой массы металла на торце в конце реза и во время всего цикла реза, когда металл в виде заусенцев выдавливается во внутреннюю полость трубы. Этого можно достичь операцией затылования зубьев пилы, которая позволяет создать задний угол α , что гарантированно приводит к снижению силы резания F_y . При замерах мощности потребления приводного электродвигателя было установлено снижение потребления с 62 до 56 ампер, что подтверждает снижение силы резания F_y .

На втором этапе к поверхности разрезаемой трубы подводят подхват фиксирующего устройства и завершающий процесс резки ведут с обеспечением подачи пилы, равной 4-6 мкм/зуб, скорости ее подачи в пределах 0,03-0,05 м/с, с отводом подхвата от трубы после окончания процесса резки.

Подвод подхвата фиксирующего устройства к трубе, в сочетании с указанными технологическими режимами резки, способствует повышению качества поверхности торцевой части трубы, исключает появление заусенцев недопустимых размеров. При величине подачи пилы и скорости ее подачи выше верхних предлагаемых пределов возможно появление заусенцев недопустимых размеров на торцевой части трубы. При величине подачи пилы и скорости ее подачи ниже нижних предлагаемых пределов качество торца трубы не снижается, но при этом снижается производительность процесса резания. Отвод подхвата фиксирующего устройства от трубы после окончания процесса резки предотвращает избыточный разогрев его рабочей поверхности, что повышает его долговечность.

Таким образом, проведенные мероприятия подтверждают снижение силы резания, уменьшение заусенца и облоида центрального отверстия трубы.

4.5 Выводы по главе 4

1. Обработка результатов моделирования процесса прессования показала следующее:

1) показатель напряженного состояния по длине очага деформации монотонно увеличивается и достигает значения $-0,58$ на отрезке $0,5 - 0,6$ относительной длины очага деформации. Поэтому появление наружных дефектов при прессовании может наблюдаться только в конце очага деформации, где значения показателя напряженного состояния находятся в диапазоне от 0 до $0,58$;

2) максимальная скорость деформации достигается на отрезке от $0,5$ до $0,6$ длины очага деформации;

3) изменение температуры металла в процесс прессования может быть описано линейным уравнением. Выявлено, что для всех исследуемых марок

стали ресурс пластичности повышается при повышении температуры прессования.

2. При действующих режимах прессования труб размером $\varnothing 89 \times 6$ мм из стали 10X13H3MФБ отсутствуют технические возможности получения труб без появления наружных дефектов, так как исчерпание ресурса пластичности наступает уже в первой половине очага деформации, несмотря на достаточно мягкую схему напряженного состояния. Для остальных рассматриваемых марок стали существуют резервы по совершенствованию процесса прессования труб.

3. Установлено, что максимальное допустимое обжатие по диаметру заготовки составляет:

для стали 10X17H13M2T - ~80%;

для стали 08X18H10T - ~96%;

для стали 10X13H3MФБ - ~15%;

для стали 15X13H2 - ~99%.

4. При производстве труб размером $\varnothing 89 \times 6$ мм для устранения трещин на наружной поверхности горячепрессованных труб рекомендуется реализовать следующую схему: заготовка диаметром $\varnothing 142$ экспандируется до гильзы диаметром $\varnothing 152$ мм с последующим прессованием в контейнере диаметром $\varnothing 156$ мм.

5. Выявлено, что при снижении коэффициента трения при прессовании труб ресурс пластичности для сталей 10X13H3MФБ, 08X18H10T, 10X17H13M2T повышается. Для стали 15X13H2 наблюдается обратная зависимость, связанная с тем, что при повышенном коэффициенте трения необходимо приложить большее усилие прессования, вследствие чего в очаге деформации создаются большие сжимающие напряжения, благотворно влияющие на ведение процесса прессования без появления наружных дефектов.

6. Для снижения коэффициента трения предлагается использовать:

- стеклопорошок с размерами гранул не более 0,1 мм марки RS 2375 для нанесения на внутреннюю поверхность гильзы;

- стеклопорошок марки Ф-1 с размерами гранул 0,55-1,0 мм для изготовления стеклошайбы.

7. Разработаны технологические мероприятия для улучшения качества поверхности:

1) уменьшение диаметра заготовки при прессовании способствует получению горячепрессованных труб без дефектов;

2) увеличение диаметра заготовки с целью получения максимально возможной длины трубы свыше 6 м нецелесообразно, так как при этом наблюдается превышение максимально допустимого значения степени истощения ресурса пластичности;

3) изменение формы матрицы может способствовать получению горячепрессованных труб без дефектов. Наиболее эффективной формой матриц является коническая.

8. Для обеспечения требуемого качества поверхности торца трубы в месте отделения пресс-остатка процесс резки целесообразно выполнять за два этапа. Первый этап до глубины реза, соответствующего 80% от диаметра трубы и второй этап до завершения реза. Для каждого из этапов устанавливаются соответствующие этому этапу технологические параметры.

ГЛАВА 5 ОПРОБОВАНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ РАЗРАБОТАННЫХ ТЕХНИЧЕСКИХ РЕШЕНИЙ ПРИ ПРЕССОВАНИИ

Разработанные в работе на основе компьютерного моделирования и экспериментальных исследований технические предложения опробованы в производственных условиях. Опытное прессование проводилось с использованием заготовок из наиболее проблемной стали 08X13H4M1Ф, как наиболее востребованной при производстве, и аналогичной по свойствам стали 10X13H3MФБ.

5.1 Технологический инструмент

Для проведения опытных работ было изготовлено шесть матриц конической формы по разработанным чертежам (рис. 41) с твердостью рабочей поверхности HRC 43...48. Угол конусности матриц в соответствии с результатами расчетов назначен равным 62° .



Рисунок 41 – Вид матриц при приемке

При разработке чертежа матрицы было учтено, что конструкция матрицедержателя, смазочной стеклошайбы и иглы прессы должна остаться без изменений.

В опытной работе также использовались применяемые в настоящее время матрицы цилиндрической формы.

5.2 Программа опытного прессования

Производство опытной партии труб наружным диаметром $\varnothing 89$ мм с толщиной стенки 6,45 мм из стали 08X13H4M1Ф-1 (плавка №211960А) осуществлялось в условиях ТПЦ-2 АО «ВТЗ» по принятому режиму деформации.

Предварительно проведенные исследования показали, что на величину степени исчерпания ресурса пластичности заметное влияние оказывает температура прессования. Из литературных источников известно [58, 59], что повышение температуры способствует повышению пластичности металла и, соответственно при прочих равных условиях снижению степени исчерпания ресурса пластичности.

С другой стороны, известно [60], что при нагреве хромсодержащих марок стали выше 1200°C в структуре металла может появляться δ -феррит (рис. 42), негативно сказывающийся на пластичности металлов. Это ограничивает рекомендуемую температуру прессования. Для проверки ограничения температуры прессования по верхнему пределу проведена дополнительная серия испытаний на установке Gleeble 3800 по исследованию пластичности при температуре 1250°C .

Результаты исследования, представленные на рисунке 42, показали тенденцию к снижению пластичности металла при температурах выше 1200°C . Выполненные при этом металлографические исследования подтвердили наличие в металле δ -феррита.

С использованием дополнительной информации выполнен анализ исчерпания ресурса пластичности с учетом расширенного температурного диапазона (рисунок 43), который показал, что для получения труб с качественной поверхностью температура металла при прессовании должна находиться в диапазоне 1150 – 1200°С.

В соответствии с рекомендуемым температурным режимом прессования разработана программа опытного прессования (таблица 18).

Таблица 18 – Режимы опытного прессования

Режим	Матрица	Температура гильзы, °С	Скорость прессования, мм/с
1	Штатная матрица (ШМ)	1140-1160	160-180
2	Штатная матрица (ШМ)	1170-1190	160-180
3	Опытная матрица (ОМ)	1170-1190	160-180
4	Опытная матрица (ОМ)	1140-1160	160-180

δ-феррит



Рисунок 42 – Структура стали 08X13N4M1Ф-1 при температурах горячего прессования

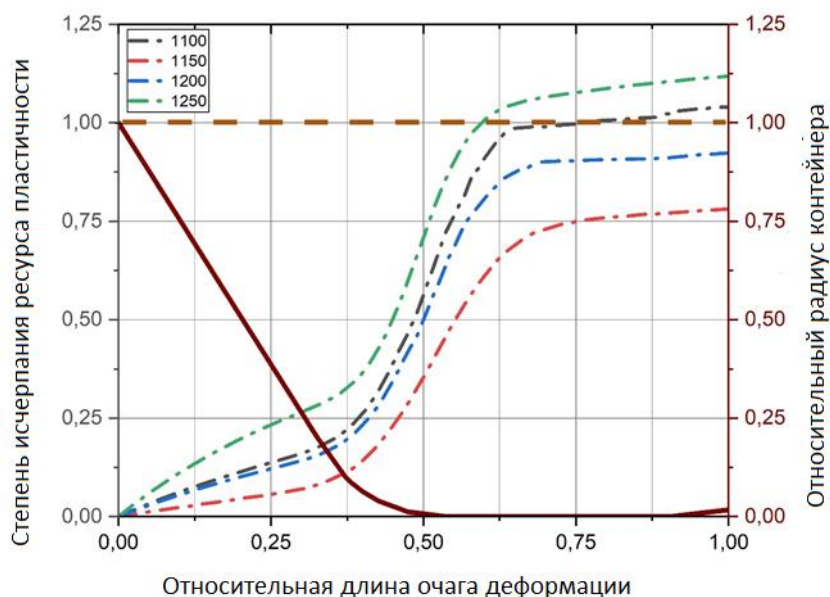


Рисунок 43 – Исчерпание ресурса пластичности по длине очага деформации при различной температуре нагрева гильзы

Согласно программе, прессование проводилось с использованием штатных цилиндрических (ШМ) и опытных конических (ОМ) матриц при двух температурных режимах. По каждому режиму было запланировано прессование 10 заготовок.

5.3 Опытное прессование

В связи с тем, что температура нагрева оказывает существенное влияние на ресурс пластичности металла, при прессовании осуществлялся контроль температуры. Фактические данные о начальной температуре гильз, замеренные с помощью пирометра, представлены в виде графика на рис. 44. Прямоугольниками отмечена область (25 и 75 % интервала значений) концентрации значений. Анализируя график можно отметить, что для опытной и штатной матрицы для каждой начальной температуры нагрева характерен практически одинаковый разброс.

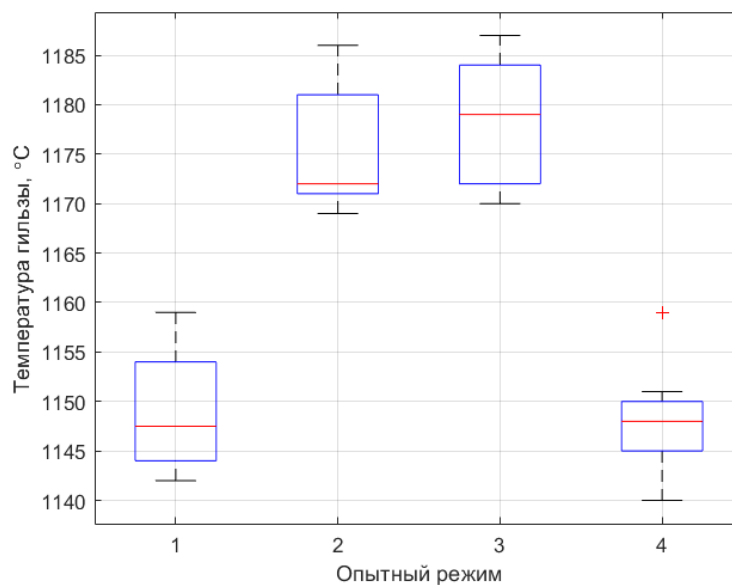


Рисунок 44 – Нагрев гильз при опытных режимах: 1 – ШМ 1150°C; 2 – ШМ 1180°C; 3 – ОМ 1180°C; 4 – ОМ 1150°C

На рис. 45 представлен график деформационного разогрева труб при прессовании для каждого режима, из которого видно, что для штатной матрицы при температуре 1150°C разогрев трубы, вполне ожидаемо, показал самое низкое значение.

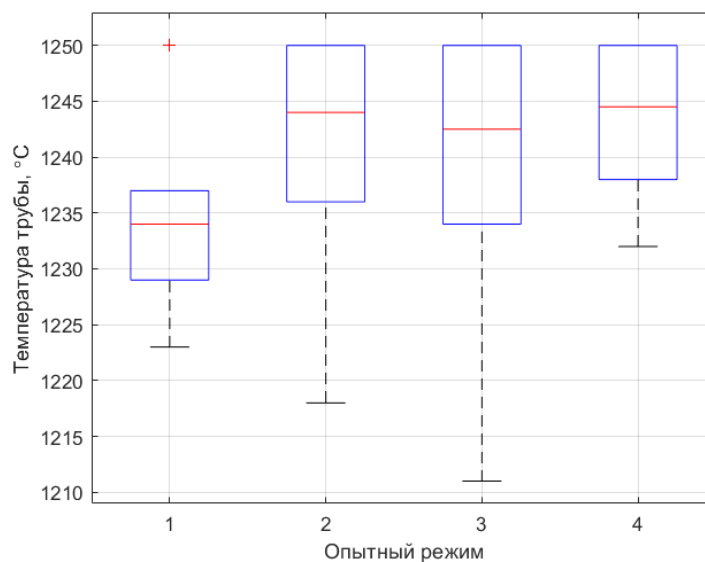
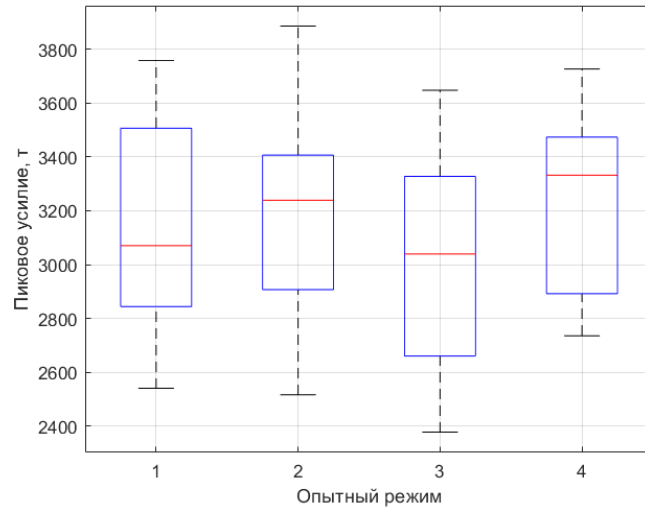


Рисунок 45 – Нагрев труб при опытных режимах: 1 – ШМ 1150°C; 2 – ШМ 1180°C; 3 – ОМ 1180°C; 4 – ОМ 1150°C

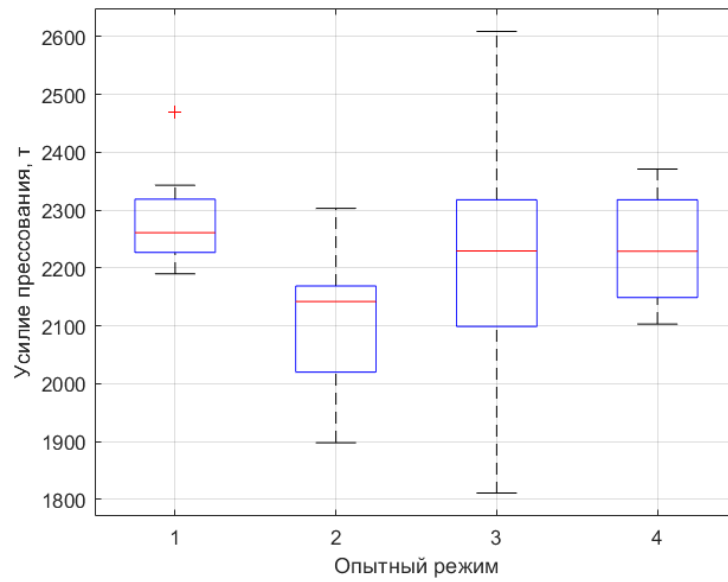
Повышенный разогрев труб, прессование которых осуществлялось с использованием опытной матрицы при нагреве гильзы до 1150°C объясняется тем, что эти трубы, согласно программе опытного прессования, деформировались последними после прессования труб, нагретых до 1180°C .

Соответственно, температура контейнера при этом была повышена. Это отразилось при реализации режима № 4 – контейнер, по-видимому, недостаточно остыл и, в результате, конечная температура трубы была примерно такой же, как и при реализации режимов прессования № 2 и 3. При этом в режиме № 4 наблюдалось меньшее количество δ -феррита в металле, так как, предположительно, в этом случае время нахождения металла при высоких температурах меньше, чем в случае режимов № 2 и № 3.

Наряду с температурой, в процессе прессования фиксировалось усилие прессования (рисунок 46). Результаты наблюдения подтвердили имеющиеся в научно-технической литературе данные о том, что усилие прессования практически не зависит от формы матрицы. При всех режимах усилия прессования не превышали предельного значения для установки (5500 т). Для температуры нагрева гильзы 1150°C можно наблюдать примерно одинаковый диапазон разброса значения установившегося усилия прессования (рис. 46, б). Для температуры нагрева гильзы 1180°C наблюдается более расширенный диапазон разброса усилия прессования, что, очевидно, связано с неравномерностью прогрева [5] контейнера при прессовании (рис. 47), определенного в ходе моделирования, описанного в главе 2.



а)



б)

Рисунок 46 – Пиковые усилия (а) и усилия прессования (б) при опытных режимах: 1 – ШМ 1150°C; 2 – ШМ 1180°C; 3 – ОМ 1180°C; 4 – ОМ 1150°C

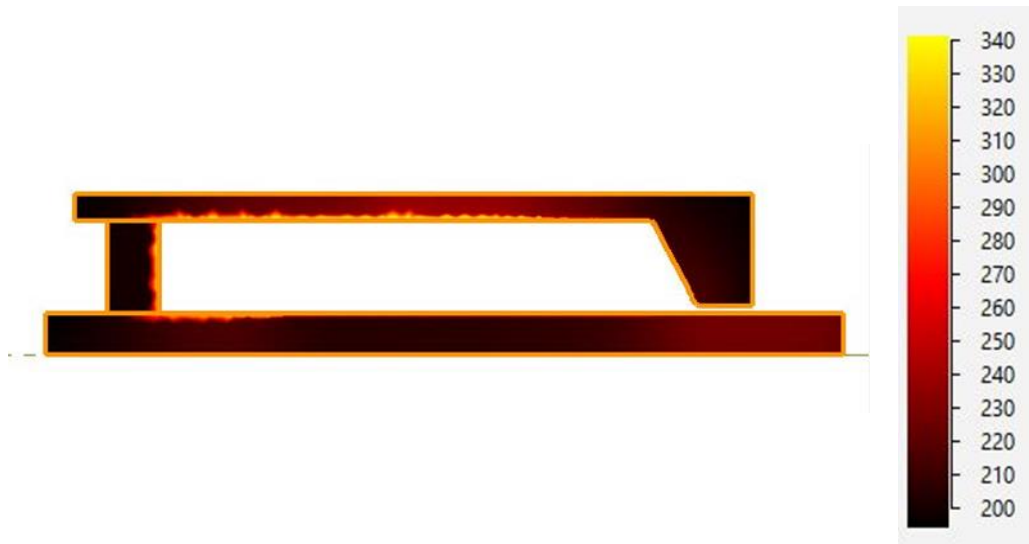


Рисунок 47 – Результаты моделирования распределения температуры в инструменте

5.4 Результаты опытного прессования

Осмотр и приемка труб, полученных при опытном прессовании, показал, что поверхность труб, деформированных с применением штатной цилиндрической матрицы, поражена многочисленными разрывами и трещинами, как и во всех предыдущих случаях (рисунок 48).



Рисунок 48 – Вид горячепрессованной трубы полученной с использованием штатной цилиндрической матрицы

На поверхности труб, прессование которых осуществлялось с применением опытной конической матрицы наружные дефекты отсутствовали (рисунок 49).



Рисунок 49 – Вид наружной поверхности труб, полученных при использовании разработанных технических решений

Характерный вид наружной поверхности переднего конца трубы в зависимости от опытного режима приведен на рисунке 50. Видно, что на передних концах труб имеется рябизна. Причем более выраженный характер она имеет на горячепрессованных трубах, которые нагревались перед прессованием до температуры 1150°C.

Предположительно это связано с тем, что в момент первоначального взаимодействия с относительно холодным металлом материал стеклошайбы не достигает требуемой температуры. В результате материал стеклошайбы имеет повышенную вязкость и вдавливается в поверхность трубы. Это коррелирует с выводами главы 4, в которой отмечалось, что с точки зрения отсутствия рябизны наилучшим температурным режимом для стеклошайбы является диапазон температур 1167 – 1185 °С.

Технико-экономические показатели результатов работы представлены на рисунке 51. В качестве основных критериев оценивались расходный коэффициент металла (РКМ) и выход целевой продукции (ЦП).

Видно, что для обоих температурных режимов прессование с применением разработанных технических предложений намного эффективнее, чем существующая технология. При этом наиболее предпочтительным является процесс прессования гильз, нагретых до температуры 1150°C.



а)

б)



в)

г)

Рисунок 50 – Вид наружной поверхности передних концов труб: а - ОМ 1150°C; б - ШМ 1150°C; в - ОМ 1180°C; г - ШМ 1180°C

Успешные результаты получения опытной партии труб по разработанным в ходе диссертационного исследования технологическим параметрам, подтверждаются актом внедрения, РКМ приведенном в приложении 1.

Экономический эффект от снижения брака и повышения выхода целевой продукции с первого предъявления за 2022 – 2023гг составил более 11 млн. рублей.

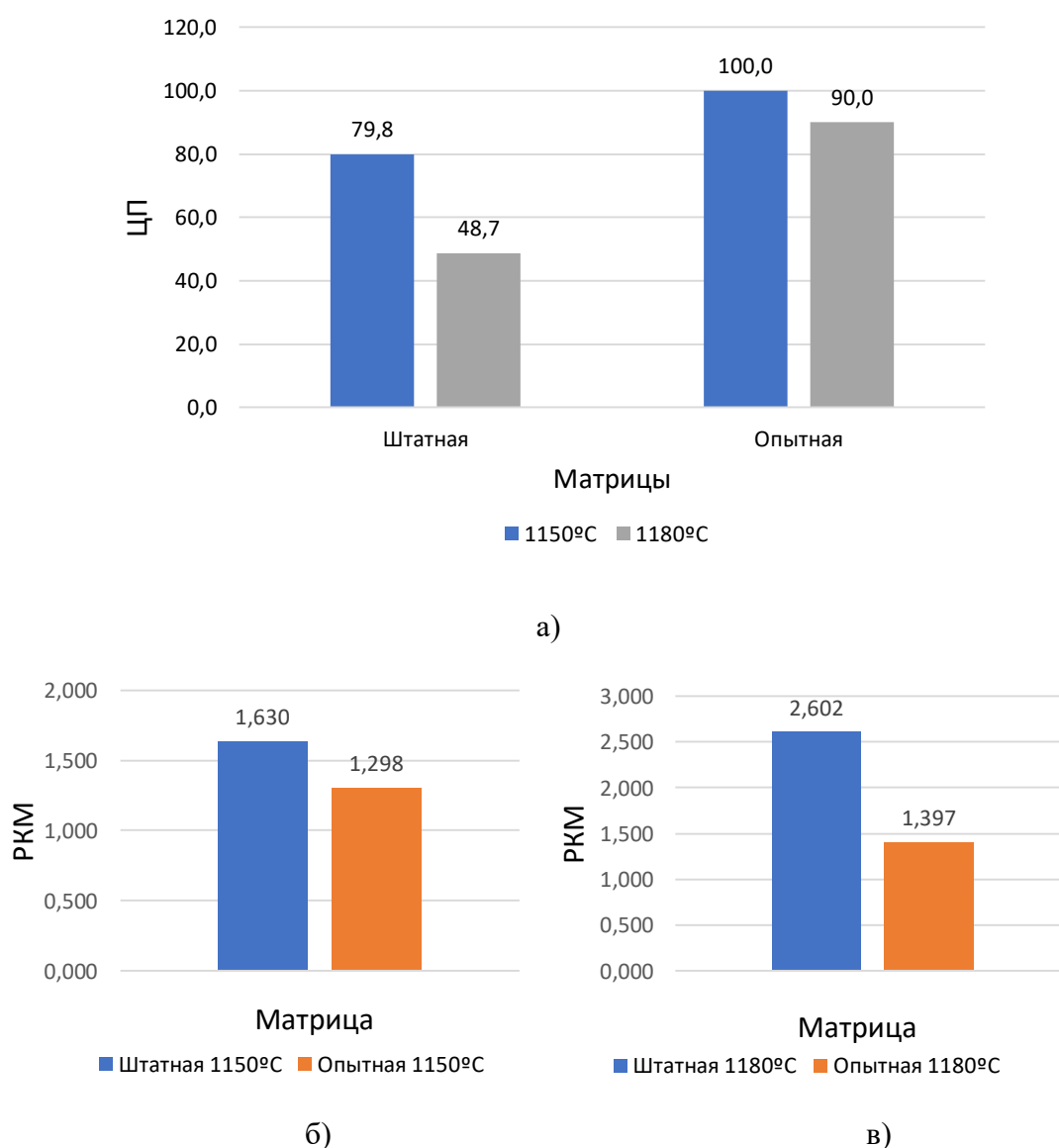


Рисунок 51 – Сводные данные о расходном коэффициента металла (РКМ) и получаемой целевой продукции (ЦП) по результатам опытного прессования: а - трубы, принятые ЦП; б - сравнение РКМ для температуры гильзы 1150 °С; в - сравнение РКМ для температуры гильзы 1180 °С

5.5 Выводы по главе 5

1. Проведено опробование в производственных условиях, разработанных на основе компьютерного моделирования и экспериментальных исследований свойств сталей и стеклосмазок технических предложений по конструкции технологического инструмента, используемого температурного интервала прессования и выбору материалов стеклосмазок. Опытное прессование проводилось с использованием заготовок из наиболее проблемной и востребованной при производстве стали 08X13H4M1Ф.

2. Правильность выбора температуры нагрева заготовок для прессования труб из стали 08X13H4M1Ф (1150 °С), определенной в ходе исследований пластичности стали и вязкости расплава стеклосмазок различного химического и гранулометрического состава, была полностью подтверждена отсутствием дефектов на поверхности труб в ходе опытного прессования.

3. Результаты прессования опытных партий труб подтвердили преимущества использования разработанной конструкции конической матрицы по сравнению с традиционно используемыми в условиях АО «ВТЗ» цилиндрическими матрицами. Количество труб, полученных с использованием штатной матрицы при прессовании, стали 08X13H4M1Ф и принятых как целевая продукция, меньше количества аналогичных труб с использованием опытной матрицы на 20-45% в зависимости от температуры гильзы.

4. Доказана возможность и целесообразность использования конических матриц при прессовании стали марки 08X13H4M1Ф, результаты прессования с использованием которых показали высокий уровень выхода годного (ЦП>90%) и снижение расходного коэффициента металла в 1,25-1,86 раза. Предложенная коническая матрица с углом конусности 62° принята для использования при прессовании на всем профильно-марочном составе сортамента труб, в том числе из сталей с низкой пластичностью.

Суммарный экономический эффект за 2022-2023 годы от внедрения предложенных технологических решений составил более 11 млн. рублей.

ОСНОВНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ И ВЫВОДЫ

1. Выполненное компьютерное моделирование в пакете программ QForm процесса прессования труб позволило произвести оценку влияния технологических параметров на напряженно-деформированное состояние металла на наружной поверхности прессуемой трубы. Показано, что значительное влияние на напряженное состояние оказывает коэффициент трения, причем увеличение коэффициента трения приводит к росту растягивающих напряжений на выходе из очага деформации и повышению вероятности образования дефектов. Доказано, что показатель напряженного состояния в пределах 80% длины очага деформации существенно меньше нуля, следовательно, сталь в большей части очага деформации находится фактически в условиях сверхпластичности без накопления поврежденности. Возможность появления дефектов определяется поведением металла в выходной части очага деформации, которому соответствуют положительные значения показателя напряженного состояния.

2. Проведенные испытания на горячее сжатие, растяжение и кручение на универсальном исследовательском комплексе Gleeble 3800 образцов из сталей марок 10X13H3MФБ, 15X13H2, 08X18H10T, 10X17H13M2T, которые являются наиболее проблемными с точки зрения качества наружной поверхности бесшовных труб, полученных прессованием, позволили построить диаграммы пластичности, охватывающие диапазон изменения коэффициента напряженного состояния от 0,0 до 0,58. Предполагалось, что металл в процессе деформирования с отрицательным показателем напряженного состояния проявляет свойство неограниченной пластичности.

3. Предложены зависимости для аппроксимации диаграмм пластичности сталей, обеспечивающие высокую сходимость с результатами экспериментальных исследований пластичности сталей марок 10X13H3MФБ, 15X13H2, 08X18H10T, 10X17H13M2T и удобство значений коэффициентов

аппроксимации для проведения вычислительных процедур. У всех марок стали повышение температуры испытаний до 1200°C приводило к росту пластичности. При температурах выше 1200°C наблюдалось снижение пластичности хромсодержащих марок стали вследствие появления δ -феррита, подтвержденного металлографическими исследованиями.

4. Проведенные исследования различных вариантов наносимого на внутреннюю поверхность гильзы порошка стеклосмазки марки Ф-1 при прессовании труб показали, что в интервале температур 1129 - 1186 °C уменьшение размера частиц приводит к незначительному снижению пикового усилия, наименьшее установившееся усилие получено при использовании крупной фракцией (1,00–0,55 мм) порошка стеклосмазки марки Ф-1. Влияние гранулометрии наносимых на наружную поверхность гильзы порошка стеклосмазки марки Ф-1 на пиковое усилие имеет различный характер в температурных интервалах 1129–1148 °C; 1148–1167 °C и 1167–1186 °C. В каждом температурном интервале максимальное усилие получено при размере частиц менее 0,25 мм, что связано с комкованием порошка марки Ф-1 этой фракции и, в результате, к его неравномерному нанесению.

5. Полученные значения вязкости расплавов, формирующихся из порошков стеклосмазки марки Ф-1 различных фракций, показали необходимость прессовать трубы в крайне узком температурном интервале, который в производственных условиях поддерживать невозможно. Это свидетельствует о нетехнологичности применения при горячем прессовании труб из нержавеющей стали порошков стеклосмазок одного и того же химического состава для получения разделяющих покрытий на внутренней и внешней поверхностях заготовки. Поэтому предложено использовать для нанесения на внутреннюю поверхность гильзы стеклопорошок марки RS 2735 с размерами гранул 0,1 мм и ниже, а для изготовления стеклошайб использовать порошок марки Ф-1 с размерами гранул 0,55 – 1,0 мм.

6. Результаты прессования опытных партий труб в условиях АО «ВТЗ» показали целесообразность использования разработанных на основе

компьютерного моделирования конических матриц при прессовании стали марки 08X13H4M1Ф. По сравнению с прессованием в традиционно используемых цилиндрических матрицах конические матрицы обеспечивают высокий уровень выхода годного при прессовании ($\text{ЦП} > 90\%$) и снижение расходного коэффициента металла в 1,25-1,86 раза. Предложенная коническая матрица с углом конусности 62° принята для использования при прессовании на всем профильно-марочном составе сортамента труб, в том числе из сталей с низкой пластичностью. Суммарный экономический эффект за 2022-2023 годы от внедрения предложенных технологических решений составил более 11 млн. рублей.

СПИСОК СОКРАЩЕНИЙ И УСЛОВНЫХ ОБОЗНАЧЕНИЙ

α – угол наклона образующей поверхности канала матрицы к оси прессования;

μ – коэффициент вытяжки;

σ_1 – главное нормальное напряжение;

σ_i – интенсивность напряжений;

σ_s – сопротивление деформации, Н/мм²;

ε_i – интенсивность деформаций;

$\varepsilon_1, \varepsilon_2$ – главные деформации, накопленные материальной точкой свободной поверхности образца, к моменту разрушения;

ρ – плотность металла, кг/м³;

D – наружный диаметр прессуемой трубы, мм;

S – толщина стенки прессуемой трубы, мм

d – внутренний диаметр прессуемой трубы, мм;

D_0 – наружный диаметр заготовки, мм;

S_0 – толщина стенки заготовки, мм

d_r – внутренний диаметр гильзы, мм;

d_l – диаметр «ложки», мм;

C – удельная теплоемкость металла, Дж/кг·град;

$C_{пр}$ – предельное значение показателя Кокрофта-Латама, соответствующее моменту разрушения металла.

R_z – высотный параметр шероховатости поверхности, определяемый как сумма средних абсолютных значений высот пяти наибольших выступов профиля и глубин пяти наибольших впадин профиля в пределах базовой длины, мкм;

$V_{пр}$ – скорость прессования, м/с;

V_w – скорость перемещения прессшайбы, мм/с;

HRC – обозначение величины твердости по шкале Роквелла, единиц;

σ – среднее нормальное напряжение;

T – интенсивность касательных напряжений;

Λ_p - пластичность металла (степень деформации, накопленная к моменту разрушения);

В диссертации использованы следующие сокращения:

НДС – напряженно-деформированное состояние;

ЦП – целевая продукция;

РКМ – расходный коэффициент металла;

АО «ВТЗ» – Акционерное общество «Волжский трубный завод»;

ОАО «РосНИТИ» – Открытое акционерное общество «Российский научно-исследовательский институт трубной промышленности».

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Романцев, Б.А. Трубное производство / Б.А. Романцев, А.В. Гончарук, Н.М. Вавилкин, С.В. Самусев. – М.: Изд. Дом МИСиС, 2011. – 970 с.
2. Прозоров, Л.В. Прессование стали и тугоплавких металлов. – М.: Машиностроение, 1969. – 244 с.
3. Гуляев, Г.И. Прессование стальных труб и профилей / Г.И. Гуляев, А.Е. Притоманов, О.П. Дробич, В.К. Верховод. – М.: Metallurgiya, 1973. – 192 с.
4. Атлас дефектов стали: пер. с нем. / Под. ред. М.Л. Бернштейна. – М.: Metallurgiya, 1979. – 187 с.
5. Жолобов, В.В. Прессование металлов / В.В. Жолобов, Г.И. Зверев. – М.: Metallurgiya, 1971. – 456 с.
6. Перлин, И.Л. Теория прессования металлов / И.Л. Перлин, Л.Х. Райтберг. – М.: Metallurgiya, 1975. – 448 с.
7. Зимовец, В.Г. Современное производство стальных труб. – Волжский: Волжский полиграфкомбинат, 1998. – 520 с.
8. Дефекты стальных прессованных труб и профилей: справочник / В.Е. Васюченко, А.Е. Притоманов, А.И. Ризоль и др. – М.: Metallurgiya, 1990. – 70 с.
9. Манегин, Ю.В. Горячее прессование труб и профилей / Ю.В. Манегин, А.Е. Притоманов, Т. Шпиттель, А. Кнаушер. – М.: Metallurgiya, 1980. – 272 с.
10. Прозоров, Л.В. Прессование стали. – М.: Mashgiz, 1966. – 263 с.
11. WigginnNickelAlloys, 1971, №99. – P. 12–14.
12. Производство труб: сборник научных трудов УкрНИТИ / С.И. Борисов, М.И. Чепурко, А.Е. Притоманов. – М.: Metallurgizdat, 1961. №5 – С. 132–141.

13. Медведев, М.И. Совершенствование процесса прессования труб / М.И. Медведев, Ю.Г. Гуляев, С.А. Чукмасов. – М.: Metallurgiya, 1986. – 150 с.
14. А.С. №247209 (СССР), кл. 7в 10/80. Оправка для определения оптимального режима прессования / А.А. Шевченко и др.– Бюл. №22, 1969. – С.19.
15. Коликов, А.П. Прокатка и прессование труб из тугоплавких металлов /А.П. Коликов, И.Н. Потапов, П.И. Полухин, А.В. Крупин. –М.: Metallurgiya, 1979. – 240 с.
16. Манегин, Ю.В. Стекло смазки и защитные покрытия для горячей обработки металлов / Ю.В. Манегин, И.В. Анисимова. – М.: Metallurgiya, 1978. – 223 с.
17. Гуляев, Ю.Г. Повышение точности и качества труб / Ю.Г. Гуляев, М.З.Володарский, О.И. Лев и др. – М.: Metallurgiya, 1992. – 238 с.
18. Беспалова, Н.А. Влияние дозировки и состава смазок на качество прессованных труб из труднодеформируемых сплавов / Н.А. Беспалова // Сталь. – №9. – 2011. – С. 39–41.
19. Исследование деформационных свойств, разработка режимов и технологическое сопровождение изготовления труб из стали типа 13Cr: Отчет по НИР №1.21.7.-М.-59/16, этап 4 / Руководитель НИР Б.В. Баричко. – Челябинск: ОАО «РосНИТИ». – 2017. – 58 с.
20. Оценка технологической возможности изготовления горячепрессованных труб из центробежнолитой трубной заготовки из стали AISI 321 / Б.В. Баричко, Я.И. Космацкий, В.Б. Восходов и др.// Бюллетень «Черная металлургия», 2014. – №1. – С.58–63.
21. Исследование свойств центробежнолитой трубной заготовки из стали 08X18H10T / Б.В. Баричко, Я.И. Космацкий, С.В. Рушиц и др. // М.: ЗАО «Металлургиздат». – «Металлург», 2013. – № 4. С. 59–62.

22. Беняковский, М.А. Технология прокатного производства: справочник в 2-х книгах / М.А. Беняковский, К.Н. Богоявленский, А.И. Виткин и др. – М.: Металлургия, 1991. – 862 с.
23. Температурные условия прессования труб из стали 20Х13 / А.Г. Моисеев, С.М. Битюков, Б.В. Баричко // Труды 15 Международной научно-практической конференции «Трубы–2007» – Челябинск: ОАО «РосНИТИ» – Ч. II. – 2007. – С. 127–130.
24. Способы предотвращения дефектов на внутренней поверхности горячепрессованных труб / П.И. Чуйко, О.П. Дробич, А.Ф. Хамхотько и др. // Производство бесшовных труб: тематический отраслевой сборник №2. – М.: Металлургия, 1973. – С. 50–55.
25. Колмогоров, В.Л. Напряжения, деформации, разрушение / В.Л. Колмогоров. – М.: Металлургия, 1970. – 229 с.
26. Коликов, А.П. Теория обработки металлов давлением / А.П. Коликов, Б.А. Романцев. – М.: Изд. Дом МИСиС, 2015. – 451 с.
27. Пластичность и прочность твердых тел при высоких давлениях / Б.И. Береснев, Е.Д. Мартынов [и др.]. – М.: Наука, 1970. – 62 с.
28. Тулупов, С.А. Эффективность деформации сортовых профилей / С.А. Тулупов, Г.С. Гун. – М.: Металлургия, 1990. – 280 с.
29. Колмогоров, В.Л. Физика металлов и металловедение / В.Л. Колмогоров, В.Ф. Шишминцев. М.: Metallurg, 1966. – 960 с.
30. Колмогоров, В.Л. Механика обработки металлов давлением. Изд. второе / В.Л. Колмогоров. – Екатеринбург: изд-во УГТУ – УПИ, 2001. – 836 с.
31. Богатов, А.А. Механические свойства и модели разрушения металлов: учеб. пособие для вузов / А.А. Богатов. – Екатеринбург: ГОУ ВПО УГТУ-УПИ, 2002. – 329 с.
32. Огородников, В.А. Оценка деформируемости металлов при обработке давлением / В.А. Огородников. – Киев: Выща школа, 1983. – 175 с.

33. Oh S. I., Chen C. C., Kobayashi S. Ductile fracture in axisymmetric extrusion and drawing. Part 2: workability in extrusion and drawing. ASME Journal of Engineering for Industry. 1979. Vol. 101, – P. 36–44.

34. Ogawa N., Shiomi M., Osakada K. Forming limit of magnesium alloy at elevated temperatures for forging // International Journal of Machine Tools and Manufacture. 2002. Vol. 42. – P. 607–614.

35. Рудской, А.И. Исследование структуры и свойств TRIP-сталей на комплексе – сталей на комплексе GLEEBLE-3800 / А.И. Рудской, Н.Г. Колбасников, О.Г. Зотов, Д.А. Рингинен и др. // Черные металлы. – 2010. – №2.

36. Пьянков Б.Г. Исследование непрерывной продольной прокатки на основе физического и математического моделирования / Б.Г. Пьянков, А.В. Выдрин, В.В. Широков, Е.В. Храмков //Сталь. – 2014. - №6. – С. 67-69.

37. Hambli R. Reszka M. Fracture criteria identification using an inverse technique method and blanking experiment // International Journal of Mechanical Sciences. 2002. Vol. 44. –P. 1349–1361.

38. Behrens A., Just H. Vertification of the damade model of effective stresses in cold and warm forging operations by experimental testing and FE simulations // Journal of Materials Processing Technology. 2002. Vol. 125–126. – P. 295–301.

39. Kim H., Yamanaka M., Altan T. Prediction and Elimination of Ductile Fracture in Cold Forging Using FEM Simulations: Proceedings of NAMRC. Houghton, Michigan, Society of Manufacturing Engineers. 1995. – P. 63–77.

40. Alexandrov S., ViloticD.Theoretical-experimental method for the identification of the modified Cockroft-Latham ductile criterion: IMechE. 2008. Vol. 222. PartC. – P. 1869–1872.

41. Богатов, А.А. Ресурс пластичности металлов при обработке давлением / А.А. Богатов, О.И. Мижирицкий, С.В. Смирнов. – М.: Металлургия, 1984. – 144 с.

42. Унксов, Е.П. Теория пластических деформаций металлов / Е.П. Унксов, У. Джонсон, В.Л. Колмогоров, Е.А. Попов и др. – М.: Машиностроение, 1983. – 598 с.

43. Дубинский, Ф.С. Планирование и обработка эксперимента в ОМД : конспект лекций : учебное пособие для студентов высших учебных заведений, обучающихся по специальности обработка металлов давлением / Ф. С. Дубинский, А. В. Выдрин, П. А. Мальцев; М-во образования и науки Российской Федерации, Федеральное агентство по образованию, Южно-Уральский гос. ун-т, Каф. обработки металлов давлением. - Челябинск : Изд-во ЮУрГУ, 2007. - 43 с.

44. Физическая энциклопедия: [в 5 т.] / Гл. ред. А. М. Прохоров. — М.: Советская энциклопедия (тт. 1—2); Большая Российская энциклопедия (тт. 3—5), 1988—1999. — ISBN 5-85270-034-7.

45. Нестеренко, А.В. Пластичность и деформируемость промышленных сплавов на основе вольфрама, хрома и молибдена / А.В. Нестеренко. – Автореферат дисс. на соискание уч. степени канд. техн. наук. - Екатеринбург, 2005.

46. Дубинский, Ф.С. Планирование и обработка эксперимента в ОМД : конспект лекций : учебное пособие для студентов высших учебных заведений, обучающихся по специальности обработка металлов давлением / Ф. С. Дубинский, А. В. Выдрин, П. А. Мальцев; М-во образования и науки Российской Федерации, Федеральное агентство по образованию, Южно-Уральский гос. ун-т, Каф. обработки металлов давлением. - Челябинск: Изд-во ЮУрГУ, 2007. - 43 с.

47. Кузнецов, В.И. Исследование влияния гранулометрического состава стеклосмазок на процесс прессования труб из стали марки 20 / В.И. Кузнецов, А.В. Выдрин, А.В. Король, Е.Ю. Пашнина и др. //Вестник ЮУрГУ, 2017, т. 17 - №4, с. 74-82.

48. Кузнецов, В.И. Влияние свойств стеклосмазок на процесс прессования труб из нержавеющей марки стали 08X18H10T / В.И. Кузнецов, А.В. Выдрин, А.В. Король, Е.Ю. Пашнина и др. //Вестник ЮУрГУ, 2018, т. 18, № 3, с. 67-76.

49. Перлин И.Л., Райтбарг Л.Х. Теория прессования металлов. Изд. второе/ И.Л. Перлин. – М.: Металлургия, 1975. – 448 с.
50. Зильберг Ю.В. Теория обработки металлов давлением / Ю.В. Зильберг. – М.: Днепропетровск: Пороги, 2009. – 434 с.
51. Morioka, N. Development of Manufacturing Technology for High Alloy Steel Seamless Pipe by Mannesmann Process /N. Morioka, H.Oka, T. Simizu //Kawasaki Steel Technical Report/ - 1998. - No 38. – p. 38-46.
52. Логинов, Ю.Н. Влияние напряженно-деформированного состояния алюминиевого сплава в начальной стадии прессования на образование трещин / Ю.Н. Логинов, Л.В. Антоненко //Инновационные технологии в металлургии и машиностроении: Сб. научн. трудов. – Екатеринбург: Унив. Тип. «Альфа Принт», 2013, с. 109-112.
53. Осадчий, В.Я. Технология и оборудование трубного производства /В.Я. Осадчий, А.С. Вавилин, В.Г. Зимовец, А.П. Коликов. – М.: Интермет-инжиниринг, 007. – 560 с.
54. Гуменюк, Ю.И. К вопросу о размерах и форме очага пластической деформации при продольном выдавливании / Ю.И. Гуменюк, В.Г. Трошин, Д.С. Филин //Металлургическая и горнорудная промышленность. – 2011. - №7. – С. 67-70.
55. Перлин, И.Л. Теория прессования металлов / И.Л. Перлин. – М.: Металлургия, 1964. – 344 с.
56. Баричко, Б.В. Технология процессов прессования: учебное пособие / Б.В. Баричко, Я.И. Космацкий, К.Ю. Панова. – Челябинск: Издательский центр ЮУрГУ, 2011. – 70 с.
57. Гуляев, Г.И. Прессование стальных труб и профилей / Г.И. Гуляев, А.Е. Притоманов, О.П. Дробич, В.К. Верховод. – М.: Металлургия, 1973. – 192 с.
58. Зубченко, А.С. Марочник сталей и сплавов/А.С. Зубченко, М.М. Колосков, Ю.В. Каширский и др./ М.:Машиностроение.-2003.-784с.

59. Verhoeven John D. Steel Metallurgy for the Non-Metallurgist/ John D Verhoeven / ISBN-10: 0871708582.-2007.-212p.

60. Гольдштейн, М.И. Специальные стали/М.И. Гольдштейн, С.В. Грачев, Ю.Г. Векслер.-М.: Металлургия, 1985. – С. 281-283.

61. Валиев, Р.З. Получение ультрамелкозернистых металлов и сплавов методами интенсивной пластической деформации: новые подходы в разработке технологий / Р.З. Валиев, Г.И. Рааб, А.В. Боткин, С.В. Дубинина // Известия вузов. Черная металлургия. – 2012. – Т.55. - №9. – С. 54-57.

62. Пат. 2811876 Российская Федерация, МПК В23D 45/00 Способ термофрикционной резки дисковой пилой нагретого трубопроката из аустенитной хромоникелевой стали диаметром 120-140 мм / Л.М. Гуревич, А.И. Банников, С.П. Писарев, Д.В. Проничев, А.С. Жуков, С.А. Стручков, Ю.Г. Пономарев, А.А. Банников, А.С. Губарев, О.В. Слаутин; ФГБОУ ВО ВолгГТУ. – 2024.

ПРИЛОЖЕНИЕ 1 АКТ ВНЕДРЕНИЯ РЕЗУЛЬТАТОВ ДИССЕРТАЦИОННОЙ РАБОТЫ В ПРОМЫШЛЕННОЕ ПРОИЗВОДСТВО ГОРЯЧЕПРЕССОВАННЫХ ТРУБ В ТПЦ-2 АО «ВТЗ»



УТВЕРЖДАЮ:

Главный инженер АО «ВТЗ»
А.Н. Божесков
« 11 » декабря 2023г

АКТ

о внедрении результатов кандидатской работы
Жукова Александра Сергеевича в промышленное производство
горячепрессованных труб в ТПЦ-2 АО «ВТЗ»

Настоящий акт подтверждает внедрение в промышленном производстве в ТПЦ-2 АО «ВТЗ» результатов работы Жукова А.С. на тему «Повышение качества поверхности труб из сложнолегированных сталей и сплавов на основе развития теории и технологии процесса прессования», представленной на соискание ученой степени кандидат технических наук.

В результате выполнения диссертационной работы создан комплекс технологических решений для повышения качества горячепрессованных труб из сложнолегированных марок стали:

1. На основании проведенного в условиях ТПЦ-2 АО «ВТЗ» прессования опытных партий труб из нержавеющей стали 08X18N10T разработаны технологические рекомендации по выбору гранулометрического и химического составов порошков стеклосмазок, наносимых на внутреннюю и наружную часть гильзы, а также для изготовления стеклошайб. Доказано, что усилия прессования более эффективно снижаются при изменении вязкости стеклосмазки, чем при изменении размера частиц стеклосмазок, а вязкость материала для стеклошайбы оказывает более существенное влияние на усилия прессования, чем порошка, наносимого на внутреннюю поверхность гильзы. Рекомендованы для нанесения на внутреннюю поверхность гильзы стеклопорошки с вязкостью 170 – 250 Па·с, а для изготовления стеклошайб порошок с вязкостью 115 – 130 Па·с.
2. В результате компьютерного моделирования получены параметрические уравнения влияния условий деформирования на изменение показателя напряженного состояния (σ/τ), степени и температуры деформации по длине очага деформации. Увеличение коэффициента трения приводит к достижению значения показателя напряженно-деформированного состояния -0,58 на отрезке 0,5 – 0,6 относительной длины очага деформации и росту растягивающих напряжений на выходе из очага деформации (в отличие от изменения коэффициента вытяжки и температуры гильзы). Коэффициент трения является наиболее значимым

фактором, определяющим вероятность появления дефектов на наружной поверхности труб.

3. Определено максимально допустимое обжатие заготовок по диаметру при прессовании труб 89×6 мм, при котором снижается вероятность появления трещин на наружной поверхности: сталь 10X17H13M2T не более ~ 80%; сталь 08X18H10T ~96%; сталь 10X13H3MФБ ~15%; сталь 15X13H2 ~99%.
4. Прессование опытных партий труб с использованием разработанной конической матрицы с углом 28°, при температуре нагрева заготовок из стали 08X13H4M1Ф и стали 10X13H3MФБ, проведенное в условиях цеха ТПЦ-2 АО «ВТЗ», показало отсутствие на поверхности труб рванин и рябизны по длине трубы при температуре прессования 1170-1190 °С. Результаты изготовления опытной партии показали целесообразность предложенной конической матрицы с углом 28° для дальнейшего внедрения на всем профильно-марочном сортаменте.
5. Суммарный экономический эффект за 2022 – 2023гг от внедрения новых технологических решений составил более 11 млн. рублей.

Главный прокатчик АО «ВТЗ», канд. техн. наук



А.В. Красиков

**ПРИЛОЖЕНИЕ 2 ТИПИЧНЫЕ ДЕФЕКТЫ ПОВЕРХНОСТИ ПРИ
ПРЕССОВАНИИ ТРУБ ИЗ СЛОЖНОЛЕГИРОВАННЫХ
МАРОК СТАЛЕЙ**



Рисунок П2.1. Внутренняя рябизна на трубах $\varnothing 106 \times 6$ мм из стали 08X18H10T

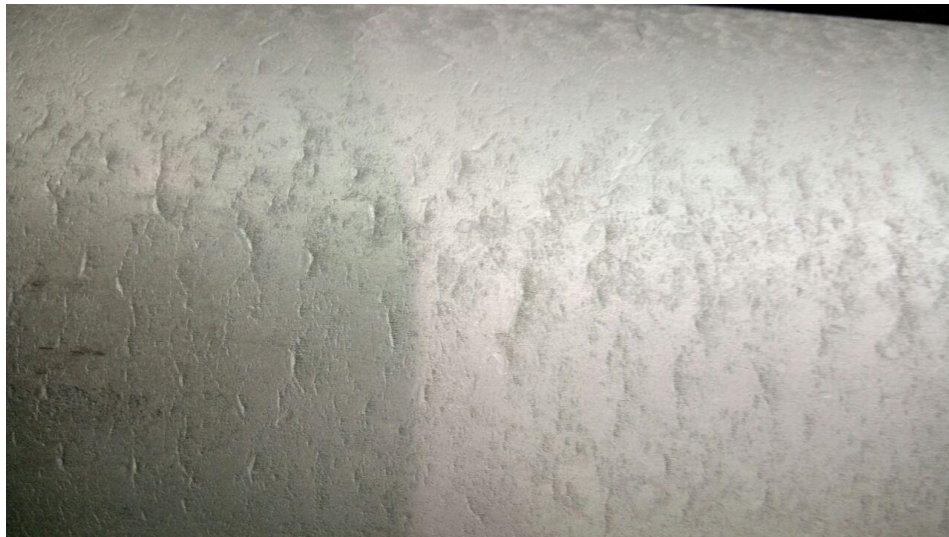


Рисунок П2.2. Наружная рябизна на трубах $\varnothing 152 \times 6$ мм из стали 08X18H10T

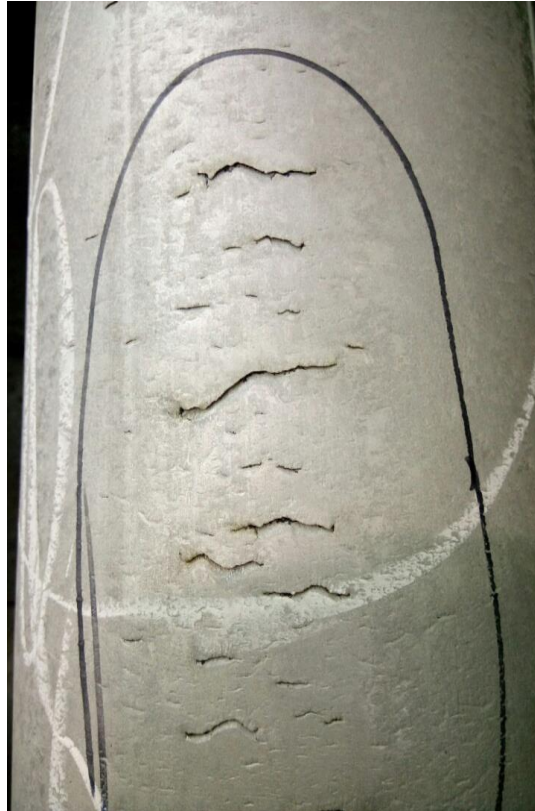


Рисунок П2.3. Наружные поперечные рванины на трубах $\varnothing 159 \times 6$ мм из стали 08X18H10T



Рисунок П2.4. Трещины на трубах $\varnothing 42 \times 4$ мм из стали 12X18H10T.