

На правах рукописи

МИНИСТЕРСТВО ОБРАЗОВАНИЯ И НАУКИ РФ
Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение
высшего образования

«ПЕНЗЕНСКИЙ ГОСУДАРСТВЕННЫЙ УНИВЕРСИТЕТ»
ПОЛИТЕХНИЧЕСКИЙ ИНСТИТУТ

Факультет

Кафедра

машиностроения и транспорта
(наименование)

Сварочное, литейное производство
и материаловедение
(наименование)

Направление подготовки

22.04.01 «Материаловедение и
технологии материалов»
(код и наименование)

Профиль

«Материаловедение и технологии новых
материалов»
(наименование)

МАГИСТЕРСКАЯ ДИСЕРТАЦИЯ

на тему:

«Влияние фазовых превращений на напряженно-деформированное
состояние металла при обработке высококонцентрированными
источниками нагрева»

Студент

Рябц./- 14.06.18
(подпись, дата)

Рябцева Марина Анатольевна
(фио полностью)

Научный руководитель
к.т.н., доцент

Шуш. 14.06.18
(подпись, дата)

Шушкина Н.О.
(фамилия, инициалы)

Рецензент
к.т.н, инженер-технолог
АО ФНПЦ «ПО «Старт» им.
М.В. Проценко»

Чиж. 14.06.18
(подпись, дата)

Чижова Е.В.
(фамилия, инициалы)

Нормоконтролёр
к.т.н., доцент

Хор. 19.06.18
(подпись, дата)

Хорин А.В.
(фамилия, инициалы)

Работа допущена к защите (протокол заседания кафедры от 04.06.18 № 11)

Заведующий кафедрой

Лог. 19.06.18
(подпись, дата)

Логинов О.Н.
(фамилия, инициалы)

Работа защищена с отметкой отлично (протокол заседания ГЭК от 20.06.2018 № 4)

Секретарь ГЭК
к.т.н., доцент

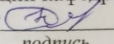
Гус. 20.06.2018г.
(подпись, дата)

Гуськов М.С.
(фамилия, инициалы)

Пенза 2018

ФГБОУ ВО «ПЕНЗЕНСКИЙ ГОСУДАРСТВЕННЫЙ УНИВЕРСИТЕТ»
ПОЛИТЕХНИЧЕСКИЙ ИНСТИТУТ
ФАКУЛЬТЕТ МАШИНОСТРОЕНИЯ И ТРАНСПОРТА
КАФЕДРА «СВАРОЧНОЕ, ЛИТЕЙНОЕ ПРОИЗВОДСТВО И МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ»

«Утверждаю»

Заведующий кафедрой СЛПиМ
к.т.н., доцент  О.Н. Логинов

подпись

« 01 » 09 2017 г.

ЗАДАНИЕ
на магистерскую диссертацию

Магистранту гр. 16МТм1 Факультета машиностроения и транспорта Политехнического института ПГУ, очной формы обучения по направлению подготовки 22.04.01 «Материаловедение и технология материалов»

Рябцевой Марине Анатольевне.

Научный руководитель работы: к.т.н., доцент Шишкина Н.О.

Время выполнения магистерской диссертации: с 01.09.2017 г. по 18.06.2018 г.

Место преддипломной практики: кафедра «Контроль и испытания материалов» ПГУ.

Тема работы: Влияние фазовых превращений на напряженно-деформированное состояние металла при обработке высококонцентрированным источником нагрева.

Тема утверждена приказом ректора ПГУ № 920 а/О 14 сентября 2016 г.

Техническое задание на работу (назначение устройства, условия применения, внешние воздействия, специальные требования и т.п.): выполнить исследование влияния фазовых превращений на напряженно-деформированное состояние металла при обработке лазерной сваркой.

Объём и содержание основной части работы

Пояснительная записка (перечень вопросов, подлежащих разработке, расчетов, обоснований, описаний):

- *введение с обоснованием актуальности темы исследования, установления объекта и предмета, постановкой цели и задач исследования;*
- *анализ существующих методов расчета микроструктуры, учета фазовых превращений и исследование моделей расчета свойств металла в температурном интервале фазовых превращений;*
- *исследовательский раздел – описание принятых физических и математических моделей, обоснование метода расчета свойств металла в температурном диапазоне фазовых превращений;*
- *экспериментальный раздел – описание влияния фазовых превращений на кинетику напряжений и деформаций;*
- *заключение – выводы и обоснования по теме работы и полученным результатам.*

Презентация магистерской диссертации (перечень и содержание плакатов)

- | | |
|---|--------|
| - тема магистерской диссертации | 1л А4; |
| - цели и задачи магистерской диссертации | 1л А4; |
| - актуальность работы | 1л А4; |
| - процессы структурообразования ЗТВ | 1л А4; |
| - фазовые превращения при нагреве | 1л А4; |
| - степень превращения аустенита | 1л А4; |
| - фазовые превращения при охлаждении | 1л А4; |
| - температурные зависимости свойств металла | 1л А4; |
| - приращение полной деформации | 1л А4; |
| - последовательность определения распределения температуры, структурных составляющих, напряжений и деформаций | 1л А4; |
| - влияние фазовых превращений на кинетику напряжений | 1л А4; |

- основные выводы

Лл А4;

- основные публикации по теме исследования

Лл А4.

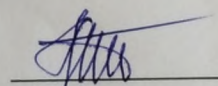
Рекомендуемая литература:

1. Гатовский, К.М. Теория сварочных деформаций и напряжений [Текст]: учеб. пособие / К.М. Гатовский, В.А. Кархин. - Л.: ЛКИ, 1980. - 331 с.
2. Гуляев, А.П. Металловедение [Текст]: учеб. для вузов / А.П. Гуляев. - М.: Металлургия, 1977. - 647 с.
3. Кархин, В.А. Тепловые основы сварки [Текст]: учеб. пособие / В.А. Кархин. - Л.: ЛГТУ, 1990. - 100 с.
4. Касаткин, О.Г. Математическое моделирование зависимостей состав-свойства сварных соединений и создание расчетно-экспериментальной системы для оптимизации основных технологических факторов сварки низколегированных конструкционных сталей [Текст]: автореф. дис... докт. техн. наук / О.Г. Касаткин. - Киев: И. ЭС, 2004. - 24 с.

Дата выдачи задания: 01.09.2017 г.

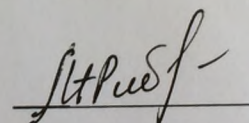
Руководитель магистерской диссертации:

к.т.н, доцент

 Н.О. Шишкина

Задание к исполнению принял магистрант

гр. 16МТм1

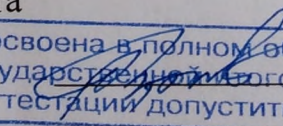
 М.А. Рябцева

01 сентября 2017 г.

Магистерскую диссертацию к защите допустить

Декан факультета машиностроения и транспорта

Политехнического института ПГУ

 С.Ю. Киреев
ОПОП освоена в полном объеме.
К государственной итоговой
аттестации допустить

Оглавление

Введение.....	3
1 Анализ состояния вопроса и перспективы применения лазерной сварки в машиностроении.....	6
1.1 Особенности распределения сварочных напряжений и деформаций при лазерной обработке металлов.....	8
1.2 Анализ методов расчета микроструктуры при многократном нагреве и охлаждении.....	11
1.3 Модели расчета свойств металла в температурном интервале фазовых превращений.....	22
1.4 Анализ существующих методов учета фазовых превращений при расче- те напряжений и деформаций.....	23
2 Алгоритм термомеханической задачи.....	27
2.1 Описание принятых физических и математических моделей.....	27
2.1.1 Температурная задача.....	27
2.1.2 Металлографическая задача.....	29
2.1.3 Механическая задача.....	33
2.2 Обоснование метода расчета свойств металла в температурном диапазоне фазовых превращений.....	36
2.3 Уравнения связи напряжений и деформаций с учетом фазовых превращений.....	37
3 Влияние фазовых превращений на кинетику напряжений и деформаций.....	43
Заключение.....	53
Библиографический список.....	55

Введение

Развитие и техническое перевооружение промышленности без создания принципиально новых материалов и технологий, которые способны обеспечить снижение материалоемкости выпускаемой продукции, увеличение эксплуатационных характеристик и экологическую безопасность. К одним из наиболее перспективных и быстроразвивающихся технологических процессов относятся лазерные технологии [23,37].

Интерес к лазерному лучу обусловлен возможностью достижения высоких значений мощности и плотности потока тепловой энергии, а также легкостью транспортировки. Эксперименты показывают, что лазерные технологии не только позволяют экономить, но и получать материалы с новыми свойствами, недостижимыми с помощью традиционных технологий.

Отличительной особенностью сварки мощными высококонцентрированными источниками энергии (лазерным и электронным лучом) является так называемое «кинжальное» проплавление, при котором обеспечивается значительная глубина проплавления при малой ширине шва [13].

Вопросы прочности и работоспособности сварных конструкций всегда остаются важными и актуальными. Для решения этих вопросов могут быть использованы как расчетные, так и экспериментальные методы. Экспериментальные методы в большинстве своем очень дорогостоящие и трудоемкие, поэтому для оценки напряженно – деформированного состояния сварных соединений все шире используются расчётные численные методы, к которым относятся метод конечных разностей и метод конечных элементов. Метод конечных элементов является мощным средством решения дифференциальных уравнений, описывающих различные физические процессы.

Развитие и применение расчетных методов для прогнозирования работоспособности и прочности сварных конструкций позволяет минимизировать количество необходимых экспериментов, а, следовательно, и используемых материалов и ресурсов.

При прогнозировании прочности сварной конструкции расчетные методы в отличие от экспериментальных позволяют исследовать напряженно-деформированное состояние в объеме металла.

Для решения задач методом конечных элементов существует множество коммерческих программ широкого назначения [14,26,48,49], однако они не позволяют учитывать многие факторы, существенно влияющие на напряженно-деформированное состояние сварного соединения.

Существенное влияние на напряженно-деформированное состояние, а, следовательно, и на прочность и работоспособность конструкции, оказывают низкотемпературные фазовые превращения[50]. Не только к количественным, но и к качественным ошибкам приводят расчеты напряженно-деформированного состояния без учета фазовых превращений. Поэтому в настоящее время актуальной остается проблема создания программного комплекса, позволяющего решать сварочные задачи с учетом характерных особенностей.

Целью данной работы является обоснование выбора математической модели напряженно-деформированного состояния с учетом низкотемпературных фазовых превращений при обработке металлов высококонцентрированными источниками тепла.

Для достижения поставленной цели были решены следующие задачи:

- проведение аналитического обзора, с целью выбора методики учёта низкотемпературных фазовых превращений при определении напряженно-деформированного состояния металла.
- обоснование выбора метод расчета свойств металла в температурном диапазоне фазовых превращений.

-выбор методики расчета сварочных напряжений и деформаций с учетом фазовых превращений.

Проблемы прочности, точности изготовления и работоспособности сварных конструкций непосредственно связаны с изменением в процессе сварки температурных полей, структуры металла и напряженно-деформированного состояния. Актуальной является проблема оценки напряженно-деформированного состояния сварных соединений с учетом фазовых превращений.

1 Анализ состояния вопроса и перспективы применения лазерной сварки в промышленности

Процессы лазерной сварки и гибки связаны с высокотемпературным нагревом. Неравномерный высокотемпературный нагрев элементов конструкций при различных видах обработки материалов приводит к появлению деформаций и напряжений [2-5,6,8, 9,32,34]. По мере распространения тепла и выравнивания температуры происходит непрерывное изменение деформаций и напряжений в различных точках обрабатываемых деталей. Поле температур исчезает после полного остывания конструкции, в то время как с полем напряжений этого не происходит, и после полного остывания в конструкции имеются остаточные деформации и напряжения.

Изучение процесса образования сварочных напряжений и деформаций очень важно для решения следующих задач:

- для оценки вероятности появления трещин в процессе изготовления конструкций;
- для определения поля остаточных напряжений с целью учета их при оценке работоспособности конструкции;
- для решения вопросов, связанных с проблемой точности изготовления конструкций.

При сварке остаточные деформации затрудняют процесс изготовления конструкции и ухудшают ее качество. Искажение формы и размеров как отдельных элементов конструкции при поэтапном ее изготовлении, так и всей конструкции в целом усложняет технологический процесс ее изготовления и в ряде случаев отрицательно сказывается на эксплуатационных качествах.

В условиях эксплуатации отрицательное влияние могут оказывать также остаточные напряжения. В некоторых случаях они способствуют уменьшению усталостной прочности, жесткости и точности сварной конструкции.

Таким образом, вопросы расчетного определения сварочных напряжений и деформаций, оценка их влияния на работоспособность конструкции, а также оптимизация технологического процесса изготовления сварных конструкций, имеют большое практическое значение.

В тридцатые годы трудами советских ученых В.П. Вологодина, Г.А. Николаева, Н.О. Окерблома и Е.О. Патона были заложены основы теории сварочных деформаций и напряжений. В последующие годы теория получила широкое развитие [5, 31, 33, 35]. Факторы, определяющие специфику задач, возникающих при рассмотрении сварочного нагрева, обуславливают особые способы и приемы их решения. В связи с этим сформировалось два направления: одно занимается совершенствованием приближенных инженерных методов, предназначенных главным образом для решения вопросов точности изготовления сварных конструкций; другое разрабатывает более строгие решения на базе теории термопластичности для всестороннего изучения термомеханических процессов с целью оценки технологической и эксплуатационной прочности сварных конструкций.

На временные и остаточные напряжения и деформации при сварке оказывают значительное влияние фазовые превращения [6,16,17,25]. Это влияние обусловлено изменением объема и свойств металла при фазовых превращениях. Оценка напряженно-деформированного состояния без их учета приводит к существенным качественным и количественным ошибкам.

Лазерная сварка– процесс высокотехнологичный и порой единственно возможный при определенных видах работ. Источником нагрева при лазерной сварке служит лазерный луч. Из всех типов лазеров для сварки металлов наиболее подходят газовые и твердотельные лазеры. Лазерная сварка по сравнению с другими способами, например, дуговыми, характеризуется высокой скоростью сварки, а высокая концентрация тепловой энергии и тепловое воздействие на околошовную зону вследствие высоких скоростей нагрева и охлаждения металла

повышают сопротивляемость большинства конструкционных материалов образованию горячих и холодных трещин. Это обеспечивает высокое качество сварным соединениям из материалов, которые плохо свариваются другими способами сварки.

Главными преимуществами лазерной сварки по сравнению с другими существующими методами сварки являются:

- узкая зона термического влияния (обеспечивается высокой скоростью сварки);
- низкий уровень деформаций сварных соединений (узкая зона термического влияния);
- сварные швы с глубоким проплавлением;
- возможность подачи при необходимости легирующих элементов и защитного газа в зону сварки;
- отсутствие пористости в сварных соединениях;
- экологичность (современные установки для лазерной сварки позволяет обойтись без вспомогательных сварочных материалов и флюсов);
- высокая производительность по сравнению с прочими способами сварки.

1.1 Особенности распределения напряжений и деформаций при лазерной сварке

Причинами возникновения внутренних напряжений и деформаций при сварке являются необратимые пластические деформации возникающие в процессе локального высокотемпературного неравномерного нагрева, усадка металла шва, структурные изменения металла шва и околошовной зоны. Чем выше температура нагрева и ниже теплопроводность металла, тем выше будут напряжения и температурные деформации в сварном соединении.

В процессе нагрева в металле шва наряду с температурными и упругими деформациями возникают пластические деформации укорочения.

На стадии остывания наблюдается следующая картина: укороченные волокна металла стремятся принять свои новые размеры, но этому сопротивляются участки конструкции, не нагревавшиеся в процессе сварки. Такое сопротивление при остывании конструкции приводит к появлению в нагревавшемся участке соединения напряжений растяжения, которые достигают предела текучести и вызывают пластические деформации растяжения. Появившиеся пластические деформации растяжения не могут полностью компенсировать пластические деформации укорочения, возникшие на стадии нагрева. Поэтому на участке сварного соединения остаются деформации укорочения и растягивающие напряжения, вызывая появление уравнивающих их напряжений сжатия в прилежащих (не нагревавшихся) участках. При уравнивании напряжений происходит видимое изменение формы незакреплённой (свободной) конструкции, то есть её деформирование.

Напряжения, возникающие при сварке, относятся к собственным напряжениям, они существуют в сварной конструкции при отсутствии внешних нагрузок. Собственные напряжения разделяют на макро- и микронапряжения. Макронапряжения в пределах размера зерна металла изменяются незначительно, имеют определённую ориентацию и уравновешены в пределах конструкции. Микронапряжения претерпевают значительные изменения в пределах зерна металла.

Изучение процесса образования сварочных деформаций и напряжений очень важно для решения следующих задач:

- оценки вероятности появления трещин в процессе изготовления конструкций;

- определения полей остаточных напряжений с целью их учета при оценке работоспособности конструкции;

- решения вопросов, связанных с проблемой точности изготовления конструкций.

Собственные напряжения независимо от характера распределения в теле всегда уравновешены. При сварке изменение формы и размеров происходит под действием напряжений первого рода, то есть напряжений, уравновешенных в макрообъеме.

Собственные напряжения бывают одноосными (линейными), двухосными (плоскостными) и трехосными (объемными). При сварке в зависимости от формы и размеров свариваемых деталей может иметь место одноосное, двухосное или трехосное напряженное состояние. При лазерной сварке длинных узких полос напряженное состояние является одноосным. При лазерной стыковой сварке пластин толщиной до 8 мм возникает двухосное напряженное состояние. И при лазерной сварке больших толщин возникает трехосное напряженное состояние, представляющее наиболее сложный случай для расчетного и экспериментального определения.

По времени существования сварочные деформации и напряжения могут быть временными(существуют при нагреве и остывании конструкции) и остаточными (остающиеся после полного остывания конструкции).

По направлению действия – продольными (действующими параллельно оси сварного шва) и поперечными (действующими перпендикулярно оси шва).

По причине появления деформации могут быть температурными, упругими, пластическими.

Сварные конструкции в результате появления упругопластических деформаций в сварных соединениях могут изменить свои размеры и претерпеть общие деформации. Последние могут быть продольными и поперечными, деформациями изгиба, скручивания и потери устойчивости.

В результате продольных и поперечных деформаций происходит сокращение элементов по длине и ширине. Эти деформации образуются при симметричной укладке сварных швов.

Деформации изгиба образуются при несимметричном расположении сварных швов в конструкциях и сопровождаются продольным сокращением элементов – продольной усадкой швов и поперечным сокращением - поперечной усадкой швов. Этот вид деформации в практике встречается довольно часто.

Деформации скручивания образуются вследствие несимметричного расположения швов в поперечных сечениях элементов.

Деформации потери устойчивости вызываются сжимающими напряжениями, которые образуются в процессе нагревания и остывания изделий.

Таким образом, вопросы расчетного определения сварочных деформаций и напряжений имеют большое практическое значение, оценка их влияния на работоспособность конструкции, а также оптимизация технологического процесса изготовления сварных конструкций.

На временные и остаточные напряжения и деформации при сварке оказывают значительное влияние фазовые превращения. Это влияние обусловлено изменением объема и свойств металла при фазовых превращениях. Оценка напряженно-деформированного состояния без их учета приводит к существенным качественным и количественным ошибкам [13].

1.2 Анализ методов расчета микроструктуры при многократном нагреве и охлаждении

Вопросам, посвященным металловедению сварки, в литературе уделяется большое внимание [8,9,18,19].

Под действием температурного поля источника теплоты в металле сварного соединения происходят физико-химические и термомодеформационные процессы.

Физико-химические процессы при сварке характеризуются фазовыми и структурными превращениями. Полнота и степень этих превращений зависит от параметров сварочного термического цикла и химического состава материала.

К фазовым превращениям относятся:

- полиморфные превращения приведены на рисунке 1.6 (образование в зависимости от скорости охлаждения перлита, сорбита, троостита, бейнита и мартенсита);

- растворение (при нагреве) и выделение (при охлаждении) новых фаз при изменении растворимости примесей.

К структурным превращениям относятся:

- рост зерна в условиях сварочного термического цикла;

- рекристаллизация (рост новых зерен в области низких температур).

Наиболее существенные изменения структуры и свойств основного металла при сварке сплавов с полиморфным превращением происходит вследствие превращений второго и третьего видов, а в металле шва – также и при кристаллизации. Значительную роль играют процессы развития неоднородности – физической (рост зерна, огрубление тонкой структуры) и химической (макро- и микроскопическая ликвация в металле шва, сегрегация легирующих элементов и примесей в металле зоны термического влияния и т.д.).

Металл сварного соединения неоднороден [16, 19]. При сварке плавлением в сварном соединении можно выделить три ярко выраженных зоны: закристаллизовавшийся металл шва, металл зоны термического влияния и основной металл. Зоной термического влияния называют примыкающую к сварному шву зону основного металла с измененной в процессе сварки структурой. Общий размер зоны термического влияния при лазерной сварке в 5 раз меньше, чем при аргонодуговой.

Рассмотрим строение этой зоны для однопроводной сварки плавлением сплавов с полиморфным превращением на примере низкоуглеродистой стали. Для

этого сопоставим кривую максимальных температур с диаграммой состояния железо-углерод, показано на рисунке 1.1 [17]. По положению критических точек на кривой максимальных температур в зоне термического влияния можно выделить несколько участков с различной структурой:

- а) I – зона сплавления ($T_C < T_{max} < T_L$);
- б) II – зона перегрева ($T_{н.и.р.} < T_{max} < T_C$);
- в) III – зона нормализации ($A_{C3} < T_{max} < T_{н.и.р.}$);
- г) IV – зона неполной перекристаллизации ($A_{C1} < T_{max} < A_{C3}$);
- д) V – зона рекристаллизации ($500^\circ\text{C} < T_{max} < A_{C1}$).

Температурный интервал ликвидус– солидус у низкоуглеродистых сталей составляет от 30 до 40 °С (по диаграмме железо-углерод), поэтому зона сплавления обычно имеет небольшую ширину (от 0,08 до 0,10 мм при дуговой сварке). Структура металла этой зоны довольно крупнозернистая, постепенно переходящая к структуре зоны перегрева.

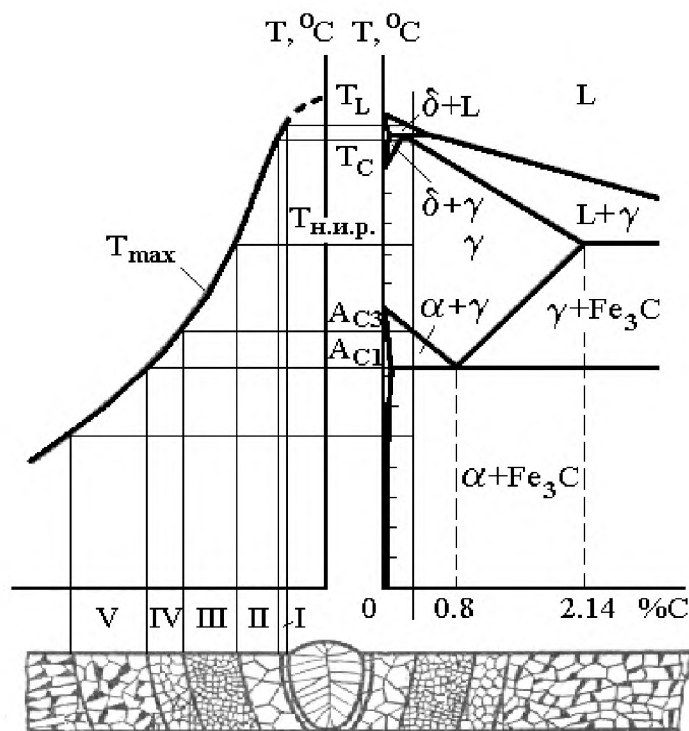


Рисунок 1.1 – Строение зон сварного соединения из низкоуглеродистой стали при однопроводной стыковой сварке плавлением (схема)

Ниже солидуса для низкоуглеродистых сталей при нагреве имеют значение две критические температуры – A_{C1} и A_{C3} . При нагреве выше A_{C3} металл полностью переходит в аустенитное состояние. По мере перегрева выше A_{C3} аустенитное зерно растет и вырастает весьма значительно даже при небольшой продолжительности пребывания при высоких температурах. При охлаждении происходит распад аустенита и при крупном исходном зерне аустенита образуется крупнозернистая структура после полного охлаждения.

Структура металла, нагревавшегося от A_{C3} до T_C , получается неодинаковой. Зона, нагревавшаяся от температуры начала интенсивного роста зерна аустенита $T_{н.и.р.}$ (от 1050 до 1200°C) до T_C , имеет конечную крупнозернистую структуру вследствие перегрева. Зона, нагревавшаяся от A_{C3} до $T_{н.и.р.}$, характеризуется мелкозернистым строением – структурой нормализации (размер зерна может быть мельче, чем в основном металле).

Термический цикл лазерной сварки обеспечивает минимальное пребывание металла в состоянии перегрева, за счет чего исключается возможность роста зерна и снижение механических свойств.

Металл, нагревавшийся в диапазоне температур A_{C1} – A_{C3} , называется зоной неполной перекристаллизации. Здесь часть феррита остается в исходном состоянии, поэтому при охлаждении и распаде аустенита, наряду с вновь образовавшейся мелкозернистой структурой, сохраняется и первоначальная, более крупная.

Если металл перед сваркой был наклепан, то превращения наблюдаются и на участках, нагревавшихся ниже температуры начала аустенитного превращения. Здесь происходит собирательная рекристаллизация, приводящая к значительному

росту зерна. Обычно рекристаллизованная структура в сварных соединениях наблюдается в зонах, нагревавшихся выше от 500 до 525°C.

Ширина различных зон определяется способом и режимами сварки и в некоторой степени зависит от толщины свариваемого металла.

Структурные составляющие, получающиеся при распаде аустенита в каждой зоне, определяются скоростью охлаждения металла и его химическим составом.

При нагреве стали в интервале температур A_{C1} – A_{C3} происходит образование аустенита, механизм которого в условиях непрерывного нагрева и изотермической выдержки принципиально одинаков, однако кинетика может отличаться [2, 19].

При медленном непрерывном нагреве диффузионные процессы протекают более интенсивно, чем при изотермической выдержке. Это обуславливает более быстрое растворение карбидов (особенно цементита) и ускоряет гомогенизацию аустенита. Однако с увеличением скорости нагрева температура начала заметного превращения существенно возрастает. Это связано с тем, что из-за недостатка времени растворение карбидов запаздывает, повышение температуры конца превращения оказывается еще более резким и температурные интервал превращения расширяется, изображено на рисунках 1.2 [19] и 1.3 [47].

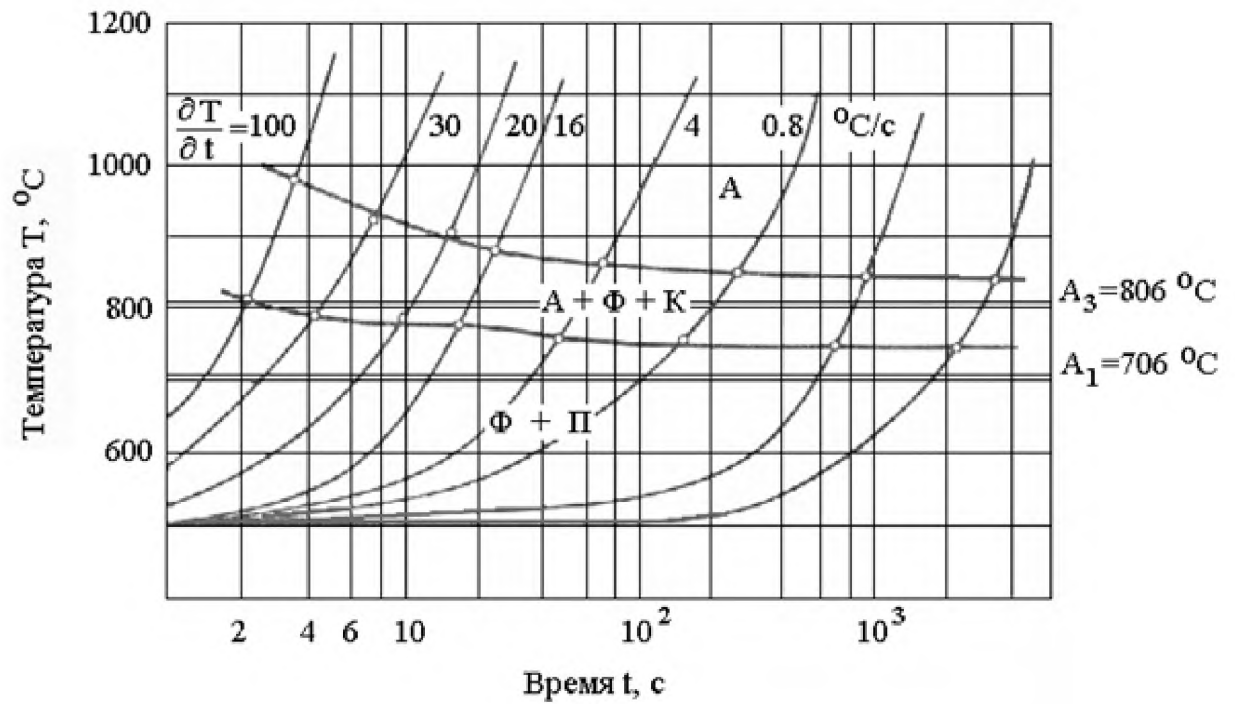


Рисунок 1.2 – Диаграмма анизотермического превращения в стали с 0,17 % С и 1,34 % Mn

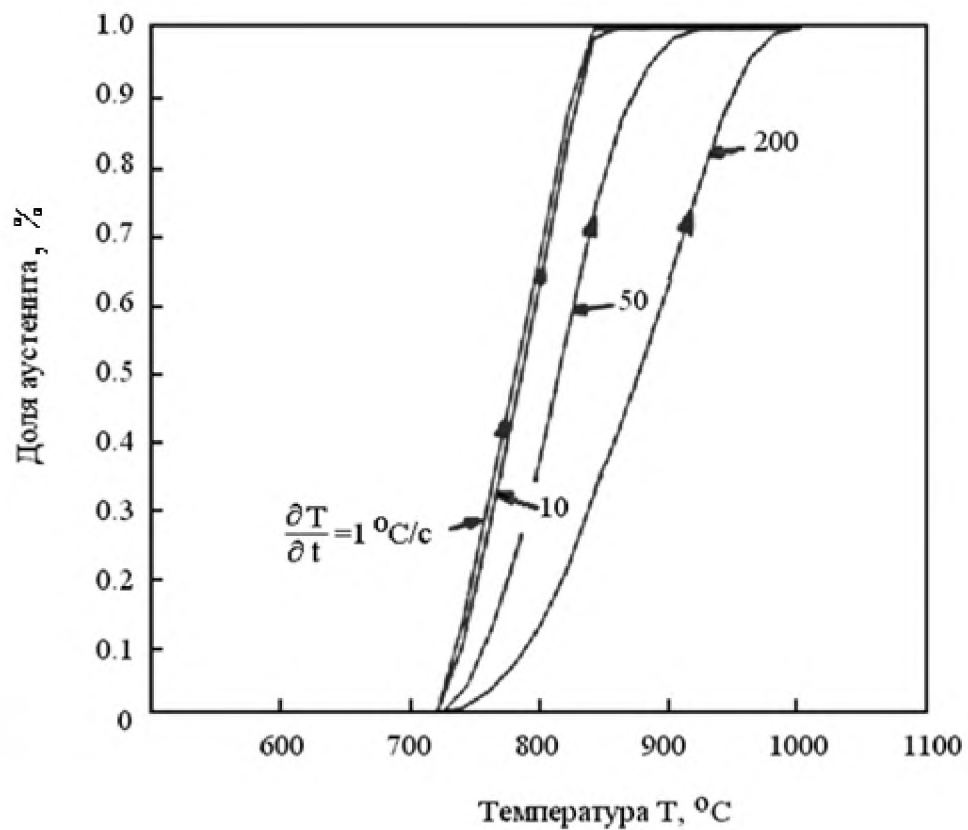


Рисунок 1.3 – Влияние скорости нагрева на кинетику аустенитного превращения

Условия охлаждения в настоящее время хорошо изучены.

Поэтому в лабораторных условиях можно имитировать охлаждение небольшого образца, соответствующего охлаждению массивных изделий разного размера и в разных средах.

В процессе охлаждения определяют по дилатометрическому (по изменению размеров) или магнитному (аустенит не магнитен, продукты превращения магнитны) эффекту температуры начала и конца превращений. Затем на диаграмме температура – время наносят экспериментальные кривые охлаждения с точки начала и конца превращения и интервалы одинаковых превращений объединяют в одну область, изображено на рисунке 1.4.

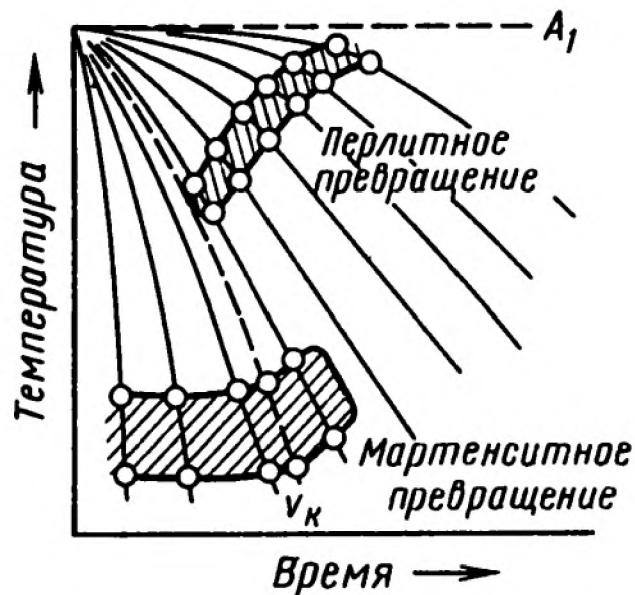
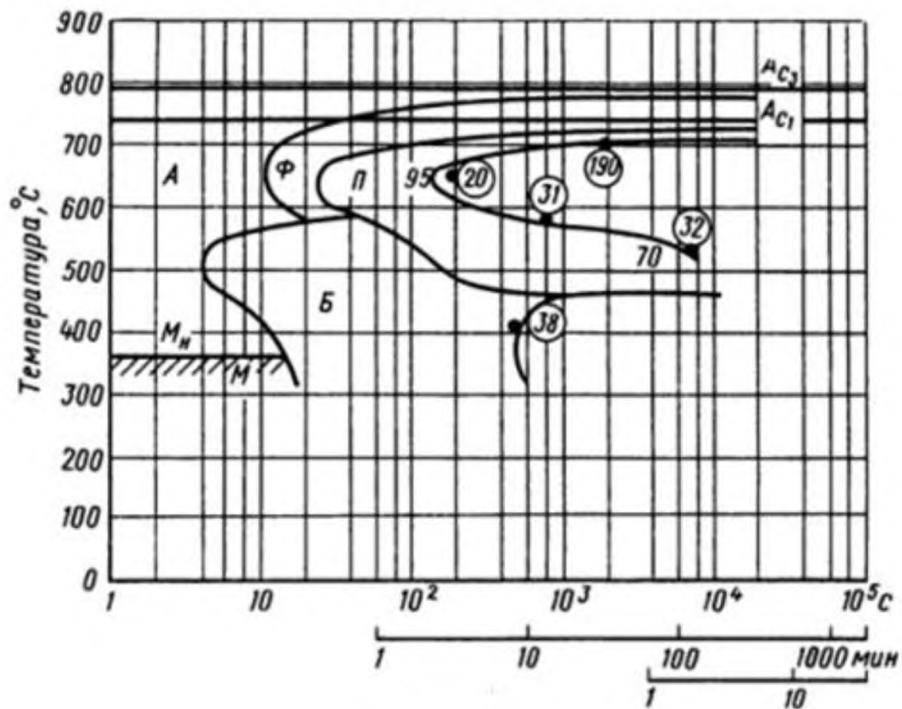


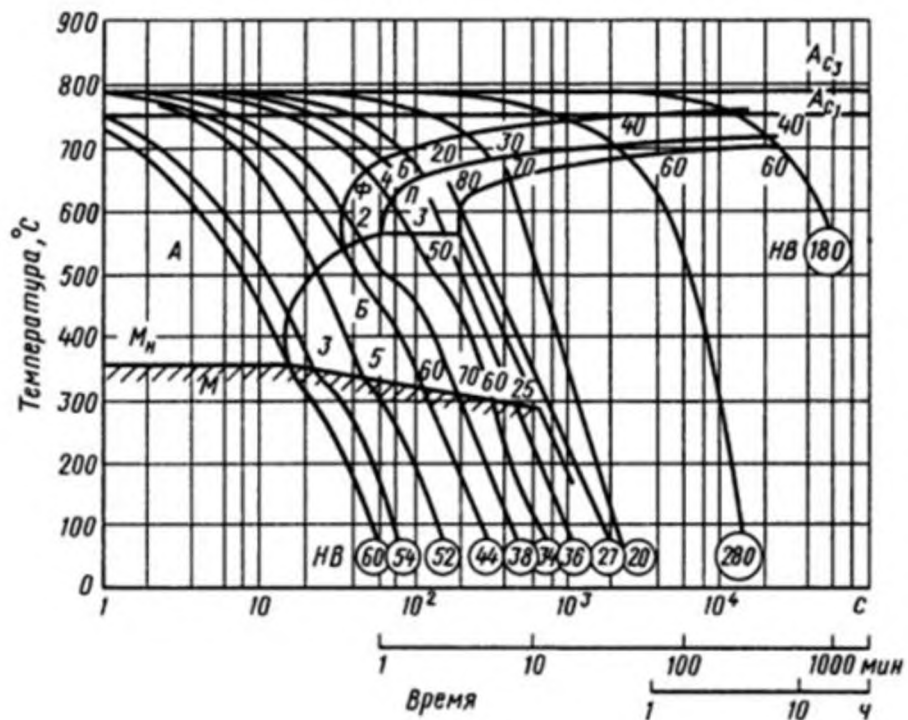
Рисунок 1.4 – Диаграмма анизотермического распада аустенита

Для полной информации о превращении аустенита той или иной марки стали необходимы изотермическая и анизотермическая диаграммы и ряд

дополнительных сведений: марка и состав стали, температура нагрева, размер зерна аустенита, а также свойства (твердость) продуктов распада и соотношение структурных составляющих. Это видно на рисунке 1.5, где приведены диаграммы изотермического и анизотермического превращения аустенита стали 45Х.



а)



б)

Рисунок 1.5 – Диаграммы: а) – изотермического превращения аустенита в стали 45Х; б) – анизотермического (термокинетического) превращений аустенита в стали 45Х

Для анализа полиморфных превращений, происходящих в сталях при сварке, пользуются диаграммой анизотермического (в условиях непрерывного охлаждения) распада аустенита.

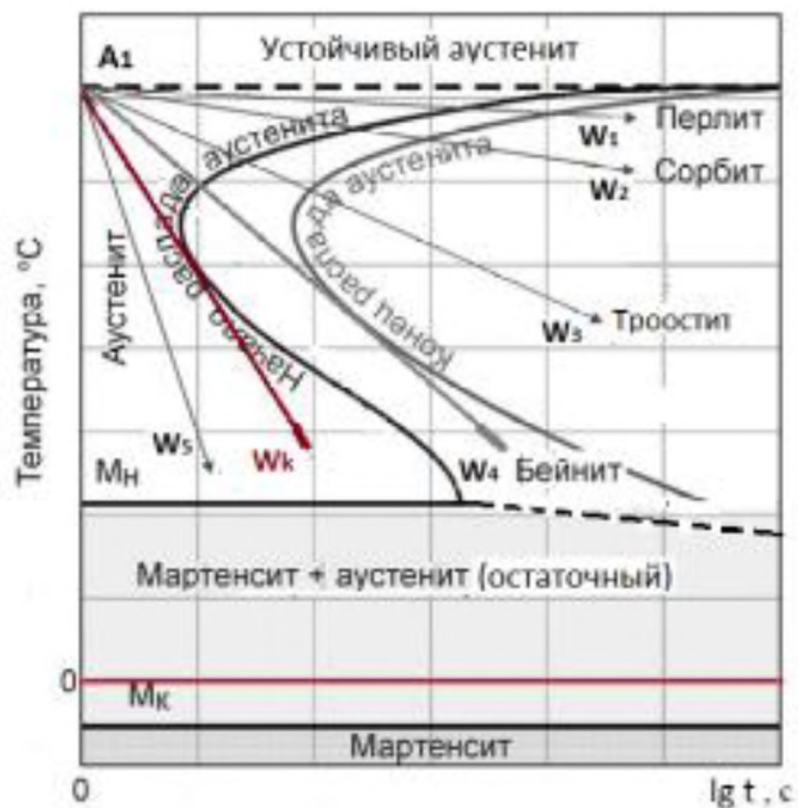


Рисунок 1.6 – Диаграмма полиморфных превращений (образование в зависимости от скорости охлаждения перлита, сорбита, троостита, бейнита и мартенсита)

Склонность стали к образованию неравновесных структур при распаде аустенита может характеризоваться диаграммами изотермического распада аустенита (S-образными кривыми). В условиях сварки при непрерывном

охлаждении зависимости кинетики распада аустенита от температуры и времени отличаются от его распада в изотермических условиях. Диаграммы анизотермического распада (термокинетические диаграммы) более сложные, чем *S*-образные кривые изотермического распада. Кривые анизотермического распада строятся по получаемым структурам (иногда и по твердости) при охлаждении стали с различными скоростями из состояния устойчивого аустенита [13].

Способность сталей закаливаться привела к необходимости учета этого явления при решении сварочных термомеханических задач. В настоящее время в литературе представлены различные методы расчета микроструктуры при моделировании сварочных процессов [13].

Существует более 40 работ по статистической обработке анизотермических диаграмм распада аустенита с целью вывода регрессионных уравнений, связывающих химический состав с характерными точками превращения. Популярными являются формулы Зайффарта и Касаткина [4-6,45].

Модель *Kirkaldy* [35,36] позволяет прогнозировать в зоне термического влияния кинетику фазовых превращений в зависимости от параметров процесса сварки. При использовании данной модели для низколегированных сталей необходимо знать только термический цикл и химический состав стали. Основа модели и пример расчета с ее использованием показаны в публикациях *Henwood et al* [30] и *Watt et al*. [51].

Модель *Kirkaldy* основывается на строгой термодинамике и аппроксимации изотермических диаграмм распада переохлажденного аустенита. Данная модель описывает кинетику изменения микроструктуры, в то время как другие подобные модели [32] не рассматривают изменение микроструктуры во времени и позволяют прогнозировать только окончательный фазовый состав зоны термического влияния.

Недостатком модели *Kirkaldy* является сложность совместного решения задачи теплопроводности и кинетических уравнений. Это связано с большой

разницей в шаге по времени при решении металлографической и тепловой задач. Обычно при решении задачи теплопроводности на несколько порядков больше шаг по времени, чем при решении металлографической задачи.

В работах [39-43] представлена другая кинетическая модель фазовых анизотермических превращений. Это первое описание превращения двух фаз, расширенное для случая n фаз. Модель также позволяет в случае необходимости определять величину аустенитного зерна и ее эволюцию.

В основе модели лежит обобщенное измененное кинетическое уравнение Авраами в виде:

$$\dot{p} = \frac{p_{eq}(T) - p}{\tau(T)}, \quad (1.1)$$

где $\dot{p}$ – скорость образования новой фазы, м/с;

$p_{eq}(T)$ – равновесная доля фазы (скорость охлаждения близка к нулю);

p – степень превращения;

$\tau(T)$ – характерное время превращения, с.

Неизвестные параметры $p_{eq}(T)$ и $\tau(T)$ для аустенитного превращения могут быть определены из дилатометрических кривых или из диаграммы состояния железо-углерод (с учетом влияния легирующих элементов). Для случая образования продуктов распада аустенита – из дилатометрических кривых или из термокинетических диаграмм распада переохлажденного аустенита.

Данная модель реализована в программном продукте *SYSWELD*, который позволяет решать термомеханические сварочные задачи с учетом диффузии углерода, фазовых превращений, водорода и азота, а также определять размер и твердость аустенитного зерна.

Представлен в публикации [28] еще один подход к решению металлографической задачи. Он основывается на принципе аддитивности. На шаги разбивается весь период охлаждения, и в пределах каждого шага

превращения считаются изотермическими. Описывается кинетика превращений уравнением Джонсона–Мела–Аврами [7,10]:

$$p_k = 1 - \exp(-b_k t^{n_k}), \quad (1.2)$$

где b_k и n_k – функции температуры.

Они рассчитываются по точкам соответствующим 10% и 90% превращения по экспериментальным кинетическим кривым.

Не учитывает ни одна из описанных моделей того, что от максимальной температуры до которой металл был нагрет зависит кинетика распада переохлажденного аустенита [20,22,24].

Широко используется для описания кинетики бездиффузионного мартенситного превращения модель, предложенная *Koistinen* и *Marburger* [39], степень мартенситного превращения, согласно которой вычисляется следующим образом при соблюдении условия ($T < M_s$):

$$p_M = 1 - \exp(-k(M_s - T)), \quad (1.3)$$

где M_s – температура начала мартенситного превращения;

k – коэффициент пропорциональности.

Для сталей с содержанием углерода меньше 0,5% это уравнение принимает вид [31] при соблюдении условия ($T < M_s$):

$$p_M = 1 - \exp(-k(M_s - T)^n). \quad (1.4)$$

Большинство коммерческих программ не учитывает этого уточнения.

1.3 Модели расчета свойств металла в температурном интервале фазовых превращений

При моделировании термомеханических процессов при сварке, как в исходном состоянии, так и в диапазоне фазовых превращений необходимо знать температурные зависимости свойств металла.

Регрессионные эмпирические уравнения представлены в [24,45], связывающие механические свойства металла зоны термического влияния с химическим составом металла и временем охлаждения от 850 до 500 °С.

Модели, разработанные на основе данных уравнений, позволяют определять свойства металла только после полного остывания и не дают возможности проследивать их изменение в процессе нагрева и охлаждения [13].

На гипотезе об аддитивной связи свойств стали с содержанием фазовых составляющих и их свойствами основываются многие модели расчета свойств металла в температурном интервале фазовых превращений (смешанной структуры). В общем виде это можно представить следующим образом[13]:

$$X(T) = \sum_{i=1}^n p_i(T) \cdot X_i(T), \quad (1.5)$$

где $X(T)$ – характеристика смешанной структуры,

$p_i(T)$ и $X_i(T)$ – доля и соответствующая характеристика i -той структурной составляющей.

В температурном интервале фазовых превращений при моделировании свойств основной проблемой является трудность определения температурных зависимостей свойств чистых структурных составляющих – аустенита, бейнита, феррито-перлита и мартенсита. Несмотря на этот недостаток, данный подход к определению свойств металла в температурном диапазоне фазовых превращений является наиболее распространенным [13].

1.4 Анализ существующих методов учета фазовых превращений при расчете напряжений и деформаций

Приращение полной деформации складывается из приращений упругой деформации, деформации мгновенной пластичности, деформации ползучести, температурной деформации и деформации трансформационной пластичности [13].

Заниженные значения остаточных напряжений получаются при расчете без учета деформаций трансформационной пластичности, что может привести к ошибке при прогнозировании работоспособности конструкции или детали.

Приращение деформаций трансформационной пластичности пропорционально девиатору напряжений и приращению новой фазы. По данным публикаций [24,25,28,29] зависимость имеет следующий вид:

$$d\varepsilon_{ij}^{tp} = \frac{3}{2} K_t (1 - p) dp S_{ij}, \quad (1.6)$$

где p – относительная объемная доля образующейся фазы;

S_{ij} – компоненты девиатора напряжений;

K_t – экспериментально определяемый коэффициент, мм²/Н.

Для легированных сталей при расчете мартенситного и перлитного превращения [27,44] коэффициент $K_t = (3 \div 12) \cdot 10^{-5}$ мм²/Н и чаще всего принимается равным $5 \cdot 10^{-5}$ мм²/Н.

Зависимость 1.6 получена на основании экспериментальных данных.

Существует и другая эмпирическая зависимость, справедливая для мартенситного превращения [27]. Эта зависимость учитывает то, что фазовая пластичность больше в начальный период превращения:

$$\varepsilon_{ij}^{tp} = K_t (2 - p) p S_{ij}, \quad (1.7)$$

или в приращениях

$$d\varepsilon_{ij}^{tp} = 2 K_t (1 - p) dp S_{ij}, \quad (1.8)$$

Существуют и другие формулы, полученные на теоретической основе.

В *SYSWELD* [46,47] деформации трансформационной пластичности описываются следующей зависимостью, основывающейся на эксперименте:

$$d\varepsilon_{ij}^{tp} = -\frac{3}{2} K_t \log p \cdot dp S_{ij}, \quad (1.9)$$

Другой путь учета деформаций трансформационной пластичности заключается в снижении предела текучести в температурном интервале фазовых превращений [33].

Выводы по первой главе

По результатам обзора литературных источников можно сделать следующие выводы:

- вопросы прочности и работоспособности сварных конструкций являются важными и актуальными в машиностроении.

- причиной внутренних температурных напряжений и деформаций является неравномерный высокотемпературный нагрев, кристаллизационная усадка швов, структурные изменения металла шва и околошовной зоны при сварке.

- большое практическое значение имеют вопросы расчетного определения сварочных деформаций и напряжений, оценка их влияния на работоспособность конструкции, а также оптимизация технологического процесса изготовления сварных конструкций.

- в сварном соединении, в зависимости от химического состава свариваемого металла и режимов процесса сварки, можно получить слои металла, значительно отличающиеся друг от друга по фазовому составу, структурному состоянию, а следовательно и механическим свойствам.

- существует более 40 работ по статистической обработке анизотермических диаграмм распада аустенита с целью вывода регрессионных уравнений, связывающих химический состав с характерными точками превращения.

- при моделировании термомеханических процессов при сварке, как в исходном состоянии, так и в диапазоне фазовых превращений необходимо знать температурные зависимости свойств металла. Регрессионные эмпирические уравнения представленные в этой главе, связывают механические свойства металла

зоны термического влияния с химическим составом металла и временем охлаждения от 850 до 500 °С.

-приращение полной деформации складывается из приращений упругой деформации, деформации мгновенной пластичности, деформации ползучести, температурной деформации и деформации трансформационной пластичности.

2 Алгоритм термомеханической задачи

2.1 Описание принятых физических и математических моделей

2.1.1 Температурная задача

В общем случае посредством теплопроводности, конвекции и излучения может осуществляться передача тепла. За счет молекулярной теплопроводности в твердых телах она происходит от мест с большей температурой к местам с меньшей температурой. Конвекция и излучение определяют теплообмен на поверхности твердого тела [3].

Основным уравнением, используемым при решении температурной задачи, является нестационарное уравнение теплопроводности[13]:

$$c\rho \frac{\partial T}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} \left(\lambda_x \frac{\partial T}{\partial x} \right) + \frac{\partial}{\partial y} \left(\lambda_y \frac{\partial T}{\partial y} \right) + q_3, \quad (2.1)$$

где q_3 – объемная плотность мощности источника (стока) теплоты внутри тела, Вт/м³.

Дифференциальное уравнение теплопроводности 2.1 связывает пространственное распределение температуры с изменением температуры во времени. Его вывод основан на законе сохранения энергии и законе теплопроводности Фурье. В общем случае объемная теплоемкость $c\rho$ и коэффициенты теплопроводности в направлениях x и y , λ_x и λ_y , могут быть функциями координат и температуры [13].

Дифференциальное уравнение 2.1 имеет бесконечное множество решений. Для нахождения решения, соответствующего конкретному случаю, необходимо задать геометрию тела (форму и размеры), теплофизические параметры и краевые условия (начальное и граничные условия).

Начальное условие ($t=0$) (задается закон распределения температуры внутри тела в начальный момент времени)[13]:

$$T(x, y, 0) = T_0(x, y). \quad (2.2)$$

Граничные условия (отражают взаимодействие поверхности тела с окружающей средой):

а) на части граничной поверхности S_1 заданы условия II и III родов:

$$\lambda_x \frac{\partial T}{\partial x} l_x + \lambda_y \frac{\partial T}{\partial y} l_y - q_2 + \alpha(T - T_\infty) = 0, \quad (2.3)$$

где l_x и l_y – направляющие косинусы вектора нормали к поверхности;

q_2 – плотность теплового потока на поверхности S_1 , Вт/м²;

α – коэффициент теплообмена;

T_∞ – температура окружающей среды, К.

б) на части граничной поверхности S_2 заданы условия I рода:

$$T = T_S, \quad (2.4)$$

Границы S_1 и S_2 образуют полную границу S .

Исходные величины q_2 , q_3 , α , T_∞ , T_S и поверхность могут изменяться в процессе нагрева и охлаждения при сварке. Сварное соединение, как правило, считают изотропным, т.е. $\lambda_x = \lambda_y = \lambda$.

Уравнение 2.1 вместе с краевыми условиями 2.2 - 2.4 однозначно определяет задачу. Оно служит отправной точкой для решения задачи методом конечных элементов (далее МКЭ). МКЭ основывается на вариационном подходе, в котором устанавливается, что решение уравнения 2.1 [45] с граничными условиями 2.3 и 2.4 эквивалентно отысканию минимума функционала:

$$\begin{aligned} X(T) = \int_V \left[\frac{1}{2} \lambda_x \left(\frac{\partial T}{\partial x} \right)^2 + \frac{1}{2} \lambda_y \left(\frac{\partial T}{\partial y} \right)^2 - T \left(q_3 - c\rho \frac{\partial T}{\partial t} \right) \right] dv + \\ + \int_S [-q_2 T + 1/2 \alpha (T - T_\infty)^2] ds, \end{aligned} \quad (2.5)$$

Для минимизации функционала используется множество аппроксимирующих функций, каждая из которых определена на отдельном элементе и выражена через значение температуры в узлах $\{T\}$.

Окончательная система дифференциальных уравнений относительно температуры в узловых точках всей системы конечных элементов имеет следующий вид:

$$[C] \frac{\partial \{T\}}{\partial t} + [K] \{T\} = \{F\}, \quad (2.6)$$

Чтобы получить значения $\{T\}$ во времени, необходимо решить линейное дифференциальное уравнение 2.6. Наиболее простым способом решения является метод конечных разностей. В результате решение задачи на текущем этапе k продолжительностью Δt сводится к решению уравнения относительно вектора значений температуры $\{T\}_k$ в узлах конечных элементов [1]:

$$[\bar{K}] \{T\}_k = [\bar{F}], \quad (2.7)$$

где $[\bar{K}] = [K] + 2/\Delta t [C]$;

$$\{\bar{F}\} = \left(\frac{2}{\Delta t} [C] - [K] \right) \{T\}_{k-1} + \{F\}_k + \{F\}_{k-1};$$

$[K]$ – матрица теплопроводности;

$[C]$ – матрица теплоемкости;

$[\bar{F}]$ – вектор тепловой нагрузки, зависящий от распределения температуры на предыдущем этапе $k-1$, мощности объемных и поверхностных источников, поверхностного теплообмена.

2.1.2 Металлографическая задача

Цель решения металлографической задачи заключается в определении фазового состава в любой точке сварного соединения в каждый момент времени.

Не аустенитные стали при нагреве претерпевают $\alpha \rightarrow \gamma$ превращение, а при охлаждении – обратное $\gamma \rightarrow \alpha$ превращение.

Для описания аустенитного превращения необходимо задать зависимости температур начала и конца превращения от скорости нагрева. Они могут быть получены обработкой экспериментальных данных.

Например, для стали 09Г2, широко применяемой в различных отраслях промышленности, по известным экспериментальным данным [18,39] были получены следующие зависимости:

$$A_{C1} = \begin{cases} A_{C1}^{eq} + 6 \left(\frac{\partial T}{\partial t} \right)^{0.4} & \text{если } \frac{\partial T}{\partial t} < 1000^0 \text{ C / с}, \\ 810^0 \text{ C} & \text{если } \frac{\partial T}{\partial t} \geq 1000^0 \text{ C/с}, \end{cases}$$

$$A_{C3} = \begin{cases} A_{C3}^{eq} + 5 \left(\frac{\partial T}{\partial t} \right)^{0.5} & \text{если } \frac{\partial T}{\partial t} < 1000^0 \text{ C / с}, \\ 1012^0 \text{ C} & \text{если } \frac{\partial T}{\partial t} \geq 1000^0 \text{ C/с}, \end{cases}$$

где A_{C1}^{eq} и A_{C3}^{eq} – равновесные температуры начала и конца аустенитного превращения.

Результаты расчета для стали 09Г2 показаны в правой части рисунка 2.1б. Для температуры выше 1000^0C значения температур A_{C1} и A_{C3} приняты постоянными.

Долю аустенита в интервале температур A_{C1} - A_{C3} рассчитывали, предполагая, что она не зависит от скорости нагрева, а зависит только от температуры. На рисунке 2.2 показана зависимость степени превращения от относительной температуры. Зависимость получена путем обработки экспериментальных данных и имеет следующий вид:

$$p_A = 1 - \exp(-k_A \Theta^n), \quad (2.8)$$

где p_A – доля аустенита, %;

k_A , n – константы;

Θ – безразмерная температура.

Безразмерная температура имеет следующий вид:

$$\Theta = \frac{T - A_{C1}}{A_{C3} - A_{C1}}.$$

Для описания распада аустенита при охлаждении используют диаграмму анизотермического распада аустенита. Для этого представляют ее в координатах скорость охлаждения – температура (рисунке 2.1б левая часть). Диаграмма задается тремя координатами вершин отрезков – скоростью охлаждения, температурой и степенью превращения. Считают, что в пределах отрезка степень превращения изменяется по линейному закону.

Для описания кинетики мартенситного превращения пользуются уравнением, предложенным *Koistinen* и *Marburger* соблюдая условие ($T < M_s$) [38]:

$$p_M(T) = 1 - \exp(-k(M_s - T)), \quad (2.9)$$

где M_s – температура начала мартенситного превращения.

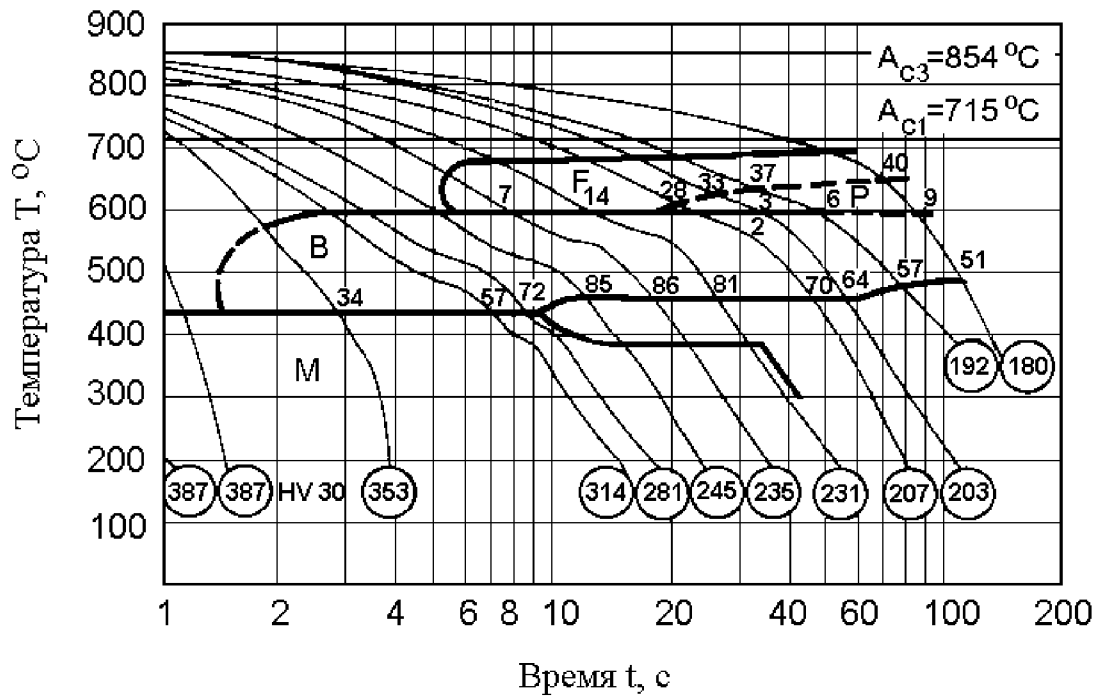
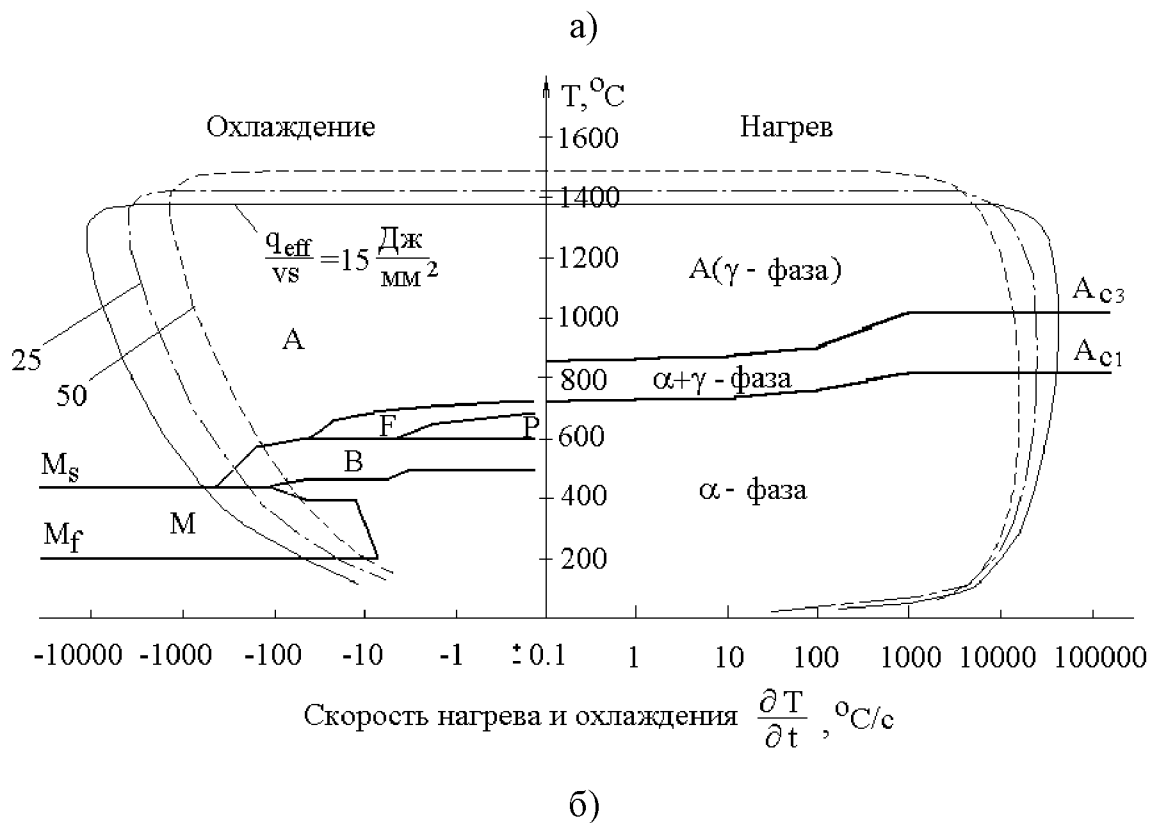


Рисунок 2.1 – Термокинетическая диаграмма стали 09Г2: а) – распада переохлажденного аустенита, б) – превращения при нагреве и охлаждении

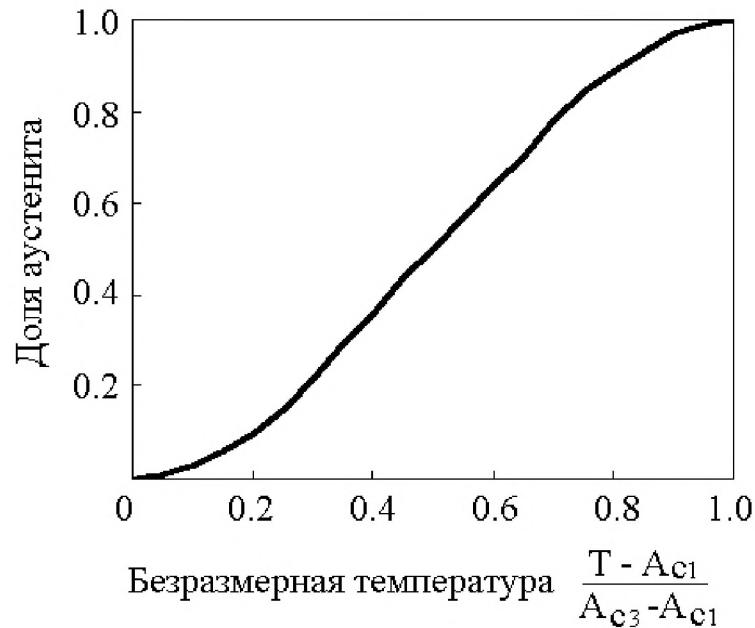


Рисунок 2.2 – Зависимость доли аустенита от безразмерной температуры

2.1.3 Механическая задача

Для сварки, наплавки и других способах высокотемпературной обработки металлов характерно сложное нагружение, так как различные зоны тела одновременно испытывают нагрев и охлаждение, нагрузку и разгрузку. По этой причине принята теория пластического течения с условием текучести Мизеса (интенсивность напряжений равна мгновенному пределу текучести, который зависит от текущей температуры, материала и всей предшествующей истории деформирования) и теории изотропного упрочнения при ползучести.

Полная деформация является суммой упругой деформации, деформации мгновенной пластичности, деформации диффузионной пластичности (ползучести), температурной деформации и деформации трансформационной пластичности:

$$d\varepsilon = d\varepsilon^e + d\varepsilon^p + d\varepsilon^c + d\varepsilon^{tp} + d\varepsilon^T. \quad (2.10)$$

Для определения деформаций фазовых превращений эмпирический коэффициент в уравнении 1.8 известен только для немногих сталей, поэтому эффект разупрочнения металла при фазовых превращениях можно учитывать двумя путями. С помощью уравнений, связывающих приращение деформаций фазовых превращений с девиатором напряжений – если коэффициент известен. Если коэффициент неизвестен – через задание относительно низких значений предела текучести.

Уравнения связи между напряжениями и деформациями приняты в форме, когда компоненты напряжений $\{\sigma\}$ с конечным приращением компонентов деформации $\{\Delta\varepsilon\}$ на этапе продолжительностью Δt связаны уравнением [1]:

$$\{\sigma\} = [D](\{\Delta\varepsilon\} - \{\varepsilon^0\}), \quad (2.11)$$

где $[D]$ – пластический эквивалент матрицы упругости (матрица состояния):

$$[D] = \begin{bmatrix} \frac{\psi + 2K}{3\psi K} & \frac{\psi - K}{3\psi K} & \frac{\psi - K}{3\psi K} & 0 & 0 & 0 \\ \frac{\psi - K}{3\psi K} & \frac{\psi + 2K}{3\psi K} & \frac{\psi - K}{3\psi K} & 0 & 0 & 0 \\ \frac{\psi - K}{3\psi K} & \frac{\psi - K}{3\psi K} & \frac{\psi + 2K}{3\psi K} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & \frac{1}{2\psi} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & \frac{1}{2\psi} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & \frac{1}{2\psi} \end{bmatrix}; \quad (2.12)$$

$\{\varepsilon^0\}$ – вектор начальных деформаций:

$$\{\varepsilon^0\} = \begin{Bmatrix} \varepsilon_x^0 \\ \varepsilon_y^0 \\ \varepsilon_z^0 \\ \gamma_{xy}^0 \\ \gamma_{yz}^0 \\ \gamma_{zx}^0 \end{Bmatrix} = \{\Delta\varepsilon^T\} - \{(\varepsilon^e)^*\} = \begin{Bmatrix} \Delta\varepsilon^T \\ \Delta\varepsilon^T \\ \Delta\varepsilon^T \\ 0 \\ 0 \\ 0 \end{Bmatrix} - \begin{Bmatrix} (\varepsilon_x^e)^* \\ (\varepsilon_y^e)^* \\ (\varepsilon_z^e)^* \\ (\gamma_{xy}^e)^* \\ (\gamma_{yz}^e)^* \\ (\gamma_{zx}^e)^* \end{Bmatrix}. \quad (2.13)$$

Звездочкой обозначены величины, соответствующие моменту времени $t - \Delta t$.

Матрица $[D]$ зависит от функции состояния [1]:

$$\Psi = \frac{1}{2G} + \Delta\lambda + \Delta\Phi h_c + \frac{3}{2} K_t (A_0 - p) \Delta p, \quad (2.14)$$

где G – модуль сдвига, Па;

$\Delta\lambda$ – скалярный множитель, связывающий приращение пластических деформаций с напряжениями;

Φ – функция ползучести (зависит от температуры и интенсивности напряжений);

h_c – параметр, учитывающий то, что ползучесть протекает на фоне только упругой деформации;

K_t – коэффициент, связывающий приращение деформаций фазовых превращений с напряжениями и степенью превращения;

A_0 – начальное содержание аустенита, %;

p – доля образующейся фазы, %.

Используется метод переменной жесткости при реализации физической нелинейности в итерационном процессе. Когда значения функции состояния на двух соседних итерациях мало отличаются, итерационный процесс заканчивается:

$$\left| \frac{\Psi^{(n)}}{\Psi^{(n-1)}} - 1 \right| \leq \delta, \quad (2.15)$$

где n – номер итерации;

δ – допустимая погрешность, $\delta \ll 1$.

Слабая геометрическая нелинейность характерна для большинства сварочных задач, поэтому принимают, что на каждом этапе нагружения форма тела определяется конечным состоянием (с учетом перемещений) на предыдущем этапе. При сильной геометрической нелинейности итерация по геометрии тела и функции состояния происходит одновременно.

Механическая задача решается методом перемещений и сводится к решению уравнения [1]:

$$[K]\{\Delta U\} = \{F\}, \quad (2.16)$$

где $[K]$ – матрица жесткости, зависящая от функции ψ ;

$\{\Delta U\}$ – вектор приращений узловых перемещений на текущем этапе;

$\{F\}$ – вектор узловых сил, учитывающий деформации $\{\varepsilon^0\}$, а также распределенные и сосредоточенные нагрузки.

По найденным значениям $\{\Delta U\}$ определяют приращения деформаций $\{\Delta \varepsilon\}$ и напряжения $\{\sigma\}$. Таким образом, решение термовязкоупруго-пластической задачи на текущем этапе нагружения сводится к решению последовательности упругих задач.

2.2 Обоснование метода расчета свойств металла в температурном диапазоне фазовых превращений

В температурном диапазоне фазовых превращений для определения свойств металла необходимо знать температурные зависимости соответствующих свойств аустенита, бейнита, феррито-перлита и мартенсита.

Свойства металла со смешанной структурой рассчитывают с учетом долей фазовых составляющих. Например:

$$\sigma_Y = \sum_{i=1}^n p_i \sigma_{Yi}, \quad (2.17)$$

где σ_Y – предел текучести смешанной структуры, p_i и σ_{Yi} – доля и предел текучести i -ой структурной составляющей.

Широко распространен такой подход к расчету свойств смешанных структур, но его недостатком является трудность определения температурных зависимостей свойств чистых структурных составляющих.

2.3 Уравнения связи напряжений и деформаций с учетом фазовых превращений

Приращение полной деформации $d\varepsilon$ является суммой приращений упругой деформации $d\varepsilon^e$, деформации мгновенной пластичности $d\varepsilon^p$, деформации диффузионной пластичности (ползучести) $d\varepsilon^c$, температурной деформации $d\varepsilon^T$ и пластической деформации фазовых превращений $d\varepsilon^{tp}$:

$$\left\{ \begin{array}{l} d\varepsilon_x = d\varepsilon_x^e + d\varepsilon_x^p + d\varepsilon_x^c + d\varepsilon_x^{tp} + d\varepsilon^T, \\ d\varepsilon_y = d\varepsilon_y^e + d\varepsilon_y^p + d\varepsilon_y^c + d\varepsilon_y^{tp} + d\varepsilon^T, \\ d\varepsilon_z = d\varepsilon_z^e + d\varepsilon_z^p + d\varepsilon_z^c + d\varepsilon_z^{tp} + d\varepsilon^T, \\ d\gamma_{xy} = d\gamma_{xy}^e + d\gamma_{xy}^p + d\gamma_{xy}^c + d\gamma_{xy}^{tp}, \\ d\gamma_{yz} = d\gamma_{yz}^e + d\gamma_{yz}^p + d\gamma_{yz}^c + d\gamma_{yz}^{tp}, \\ d\gamma_{zx} = d\gamma_{zx}^e + d\gamma_{zx}^p + d\gamma_{zx}^c + d\gamma_{zx}^{tp}. \end{array} \right. \quad (2.18)$$

При сложном напряженном состоянии изотропного тела связь между упругими деформациями и напряжениями определяется обобщенным законом Гука:

$$\left\{ \begin{array}{l} \varepsilon_x^e = \frac{1}{E} [\sigma_x - \nu(\sigma_y + \sigma_z)], \\ \varepsilon_y^e = \frac{1}{E} [\sigma_y - \nu(\sigma_z + \sigma_x)], \\ \varepsilon_z^e = \frac{1}{E} [\sigma_z - \nu(\sigma_x + \sigma_y)], \\ \gamma_{xy}^e = \frac{1}{G} \tau_{xy}, \\ \gamma_{yz}^e = \frac{1}{G} \tau_{yz}, \\ \gamma_{zx}^e = \frac{1}{G} \tau_{zx}, \end{array} \right. \quad (2.19)$$

где G – модуль сдвига Па;

ν – коэффициент поперечной деформации (коэффициент Пуассона).

Модуль сдвига вычисляется по формуле:

$$G = \frac{E}{2(1 + \nu)} \quad (2.20)$$

Общий случай напряженного состояния можно представить в виде суммы двух состояний:

– Все нормальные напряжения равны среднему напряжению (гидростатическому давлению).

$$\sigma_0 = \frac{1}{3} (\sigma_x + \sigma_y + \sigma_z), \quad (2.21)$$

При этом происходит изменение только объема, форма не изменяется.

– Напряжения равны компонентам девиатора напряжений.

$$\sigma_x - \sigma_0, \quad \sigma_y - \sigma_0, \quad \sigma_z - \sigma_0, \quad \tau_{xy}, \quad \tau_{yz}, \quad \tau_{zx}.$$

При этом происходит изменение только формы, объем не изменяется.

Тогда выражения для упругих деформаций можно представить в следующем виде:

$$\left\{ \begin{array}{l} \varepsilon_x^e = \frac{1}{2G}(\sigma_x - \sigma_0) + K\sigma_0, \\ \varepsilon_y^e = \frac{1}{2G}(\sigma_y - \sigma_0) + K\sigma_0, \\ \varepsilon_z^e = \frac{1}{2G}(\sigma_z - \sigma_0) + K\sigma_0, \\ \gamma_{xy}^e = \frac{1}{G}\tau_{xy}, \\ \gamma_{yz}^e = \frac{1}{G}\tau_{yz}, \\ \gamma_{zx}^e = \frac{1}{G}\tau_{zx}, \end{array} \right. \quad (2.22)$$

где K – коэффициент объемного сжатия.

Коэффициент объемного сжатия вычисляется по формуле:

$$K = \frac{1 - 2\nu}{E} \quad (2.23)$$

С помощью коэффициента объемного сжатия определяется связь между средним давлением σ_0 и средней упругой линейной деформацией ε_0^e :

$$\varepsilon_0^e = K\sigma_0, \quad (2.24)$$

Приращение пластических деформаций (деформаций мгновенной пластичности) прямо пропорционально компонентам девиатора напряжений:

$$\left\{ \begin{array}{l} d\varepsilon_x^p = d\lambda(\sigma_x - \sigma_0), \\ d\varepsilon_y^p = d\lambda(\sigma_y - \sigma_0), \\ d\varepsilon_z^p = d\lambda(\sigma_z - \sigma_0), \\ d\gamma_{xy}^p = 2d\lambda\tau_{xy}, \\ d\gamma_{yz}^p = 2d\lambda\tau_{yz}, \\ d\gamma_{zx}^p = 2d\lambda\tau_{zx}, \end{array} \right. \quad (2.25)$$

где $d\lambda$ – некоторый бесконечно малый скалярный множитель.

Приращения пластических деформаций фазовых превращений пропорциональны компонентам девиатора напряжений [42]:

$$\left\{ \begin{array}{l} d\varepsilon_x^{tp} = \frac{3}{2} K_t (1-p) dp (\sigma_x - \sigma_o), \\ d\varepsilon_y^{tp} = \frac{3}{2} K_t (1-p) dp (\sigma_y - \sigma_o), \\ d\varepsilon_z^{tp} = \frac{3}{2} K_t (1-p) dp (\sigma_z - \sigma_o), \\ d\gamma_{xy}^{tp} = 3 K_t (1-p) dp \tau_{xy}, \\ d\gamma_{yz}^{tp} = 3 K_t (1-p) dp \tau_{yz}, \\ d\gamma_{zx}^{tp} = 3 K_t (1-p) dp \tau_{zx}. \end{array} \right. \quad (2.26)$$

Деформации ползучести и пластические деформации фазовых превращений разделим следующим образом:

Если $\Delta p = 0$, то $d\varepsilon_{ij}^c = \dot{\Phi} h_c S_{ij} dt$, $d\varepsilon_{ij}^{tp} = 0$;

Если $\Delta p \neq 0$, то $d\varepsilon_{ij}^c = 0$, $d\varepsilon_{ij}^{tp} = \frac{3}{2} K_t (A_0 - p) dp S_{ij}$.

где S_{ij} – компоненты девиатора напряжений; $i, j = x, y, z$.

Выводы по второй главе

Тепловая, металлографическая и механическая задачи строго формулируются совместной показаны на рисунке 2.3. Изменение температуры непосредственно приводит к изменению микроструктуры, перераспределению и возникновению напряжений и деформаций. В свою очередь изменение микроструктуры также влияет на распределение температуры. Однако, если влияние слабое, эти три задачи можно разделить и решать последовательно.

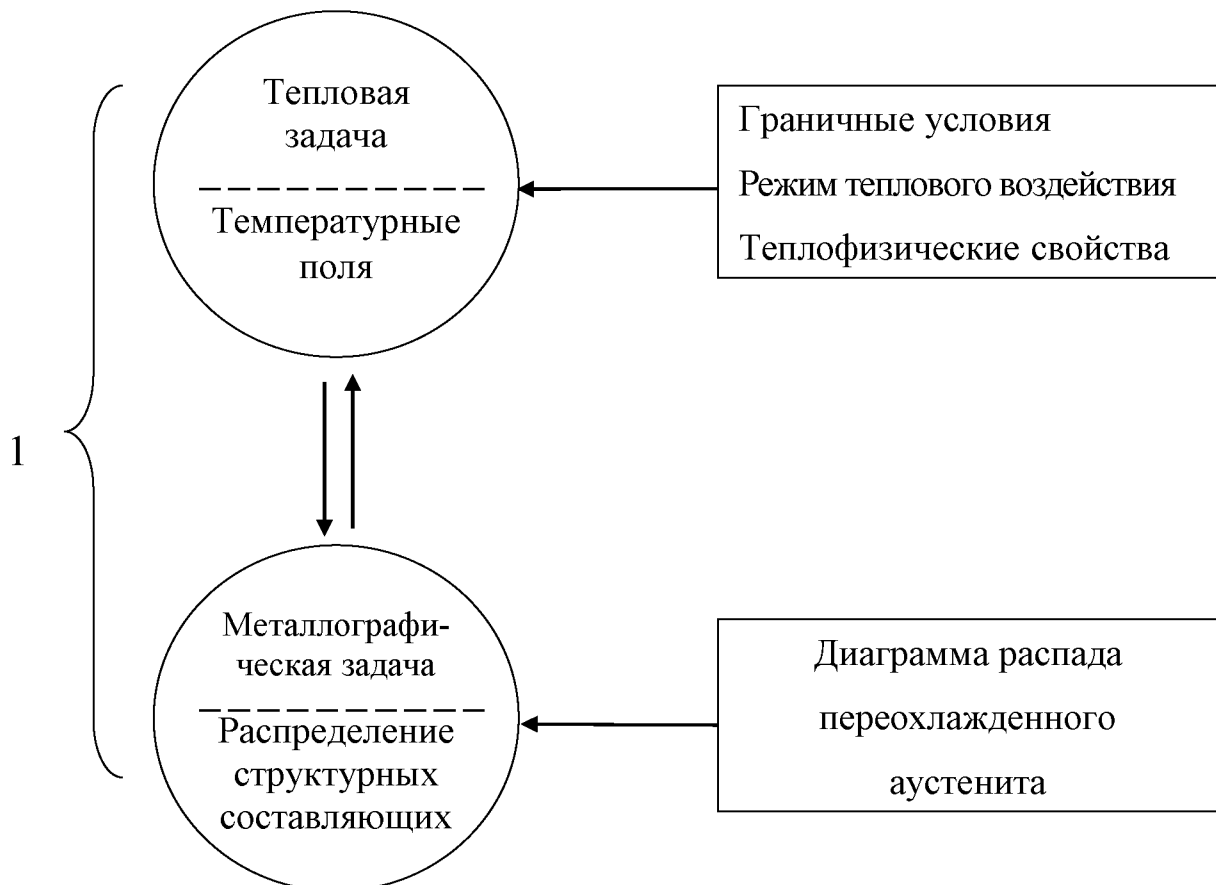
При исследовании решения алгоритма термомеханической задачи можно сделать следующие выводы:

- температурная задача решается с использованием нестационарного дифференциального уравнения теплопроводности с краевыми условиями (начальным и граничными).

– решение металлографической задачи основывается на обработке диаграмм анизотермического распада аустенита, представляемых в координатах скорость охлаждения – температура. Кинетика мартенситного превращения описывается уравнением:

$$p_M(T) = 1 - \exp(-k(M_s - T)), \quad (T < M_s).$$

– для сварки, наплавки и других способах высокотемпературной обработки металлов характерно сложное нагружение, так как различные зоны тела одновременно испытывают нагрев и охлаждение, нагрузку и разгрузку. По этой причине принята теория пластического течения с условием текучести Мизеса (интенсивность напряжений равна мгновенному пределу текучести, который зависит от текущей температуры, материала и всей предшествующей истории деформирования) и теории изотропного упрочнения при ползучести. Механическая задача решается методом перемещений.



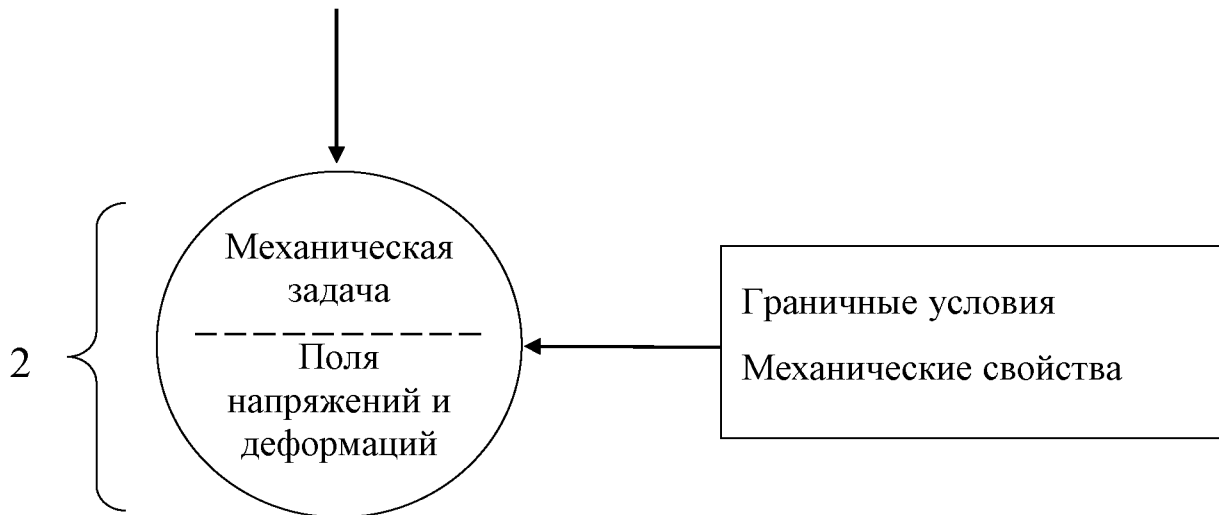


Рисунок 2.3 – Последовательность определения распределения температуры, структурных составляющих, напряжений и деформаций

– в температурном диапазоне фазовых превращений для определения свойств металла необходимо знать температурные зависимости соответствующих свойств аустенита, бейнита, феррито-перлита и мартенсита.

Определение свойств металла со смешанной структурой осуществляется с учетом долей фазовых составляющих.

– тепловая, металлографическая и механическая задачи строго формулируются совместно. Изменение температуры непосредственно приводит к изменению микроструктуры, перераспределению и возникновению напряжений и деформаций.

В свою очередь изменение микроструктуры также влияет на распределение температуры. Однако, если влияние слабое, эти три задачи можно разделить и решать последовательно.

3 Влияние фазовых превращений на кинетику напряжений и деформаций

Влияние фазовых превращений на кинетику напряжений рассмотрено на примере стыковой лазерной сварки пластин из нержавеющей аустенитной стали 12Х18Н9Т и стали 09Г2.

Среди характеристик, которыми обладает сталь марки 09Г2, следует выделить: повышенную механическую прочность, стойкость к температурным воздействиям, а также возможность проведения закалки и отпуска. Особенностью стали 09Г2 является наличие свойства качественной свариваемости. Это означает, что не требуется воздействовать на нее температурой. Сварка такой стали не создает проблем, что обеспечивает низкий уровень концентрации углерода, а это делает металл после отпуска менее вязким и хрупким. Для рассматриваемой стали характеристики имеют большое значение, учитывая, что в ее составе содержится небольшое количество углерода и присадок. Подобная особенность обуславливает то, что этот металл может применяться для сваривания с использованием любых электродов, которые предназначены для работы с низколегированными металлами.

Сталь 12Х18Н9Т коррозионностойкая, жаростойкая и жаропрочная. Стабилизированная хромоникелевая сталь аустенитного класса. Рекомендуемая максимальная температура эксплуатации в течение длительного времени 800 °С, в течение весьма длительного времени 600 °С. Температура интенсивного окалинообразования в воздушной среде 850 °С. Сталь неустойчива в серосодержащих средах и применяется, когда не могут быть применены безникелевые стали. Сталь данной марки применяется: для изготовления сварной аппаратуры, труб, деталей печной арматуры, теплообменников, муфелей, деталей выхлопных систем, листовых и сортовых деталей; аппаратов и сосудов, работающих при температуре от 196 до 600 °С под давлением, а при наличии

агрессивных сред до 350 °С; деталей авиастроения; порошка, используемого в производстве проницаемых изделий и пористой прокатанной и спеченной ленты, фильтров для очистки смазочных масел, топлива, щелочей, воздуха и других газов и технических жидкостей, а также для изготовления пламягасителей, пористых охладителей; проволочных тканых сеток саржевого переплетения, применяемых в качестве армирующего материала при изготовлении асбостальных листов, для разделения сыпучих тел по величине зерна, фильтрации и других целей; канатов двойной и тройной свивки для специальных условий работы. Сталь марки 12X18H9T рекомендуется применять в виде сортового металла и горячекатаного листа, не изготовляемого на станах непрерывной прокатки

Погонная энергия на единицу длины шва составляла $q/(vs) = 25$ Дж/мм², скорость сварки $v = 20$ мм/с. На рисунке 3.1 показана схема стыкового сварного соединения.

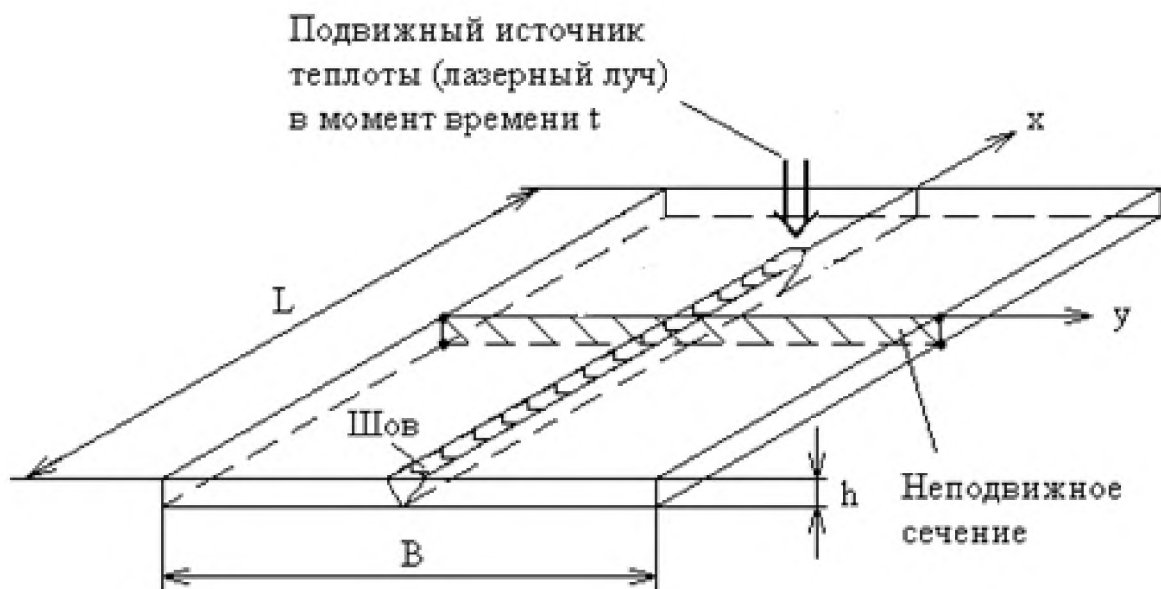


Рисунок 3.1 – Схема лазерной сварки стыкового соединения: B – длина; L – ширина; h – высота; x , y – оси

При расчете были приняты следующие значения теплофизических свойств [11, 12, 15]:

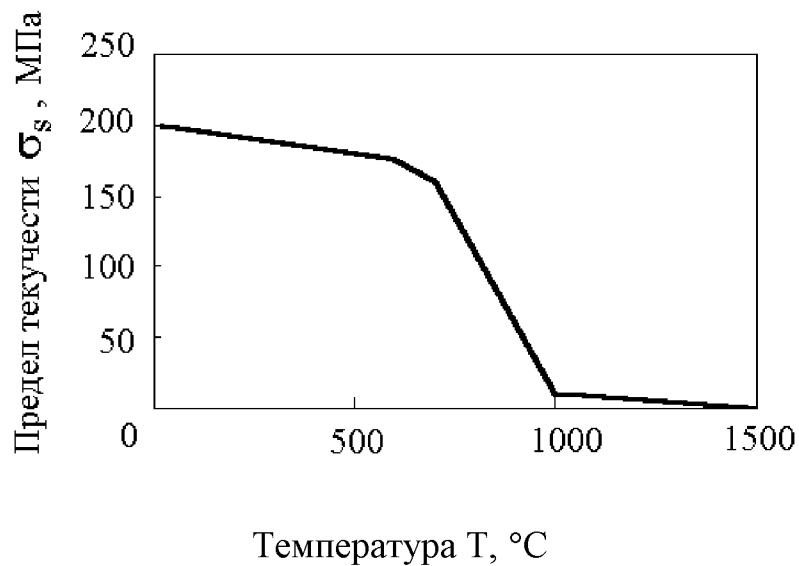
а) стали 12Х18Н9Т:

- 1) коэффициент теплопроводности $\lambda = 0,023 \text{ Вт/(мм}\cdot\text{К)}$;
- 2) коэффициент температуропроводности $a = \lambda/c\rho = 5,4 \text{ мм}^2/\text{с}$;
- 3) коэффициент поверхностной теплоотдачи $\alpha = 0,0001 \text{ Вт/(мм}^2\cdot\text{К)}$;

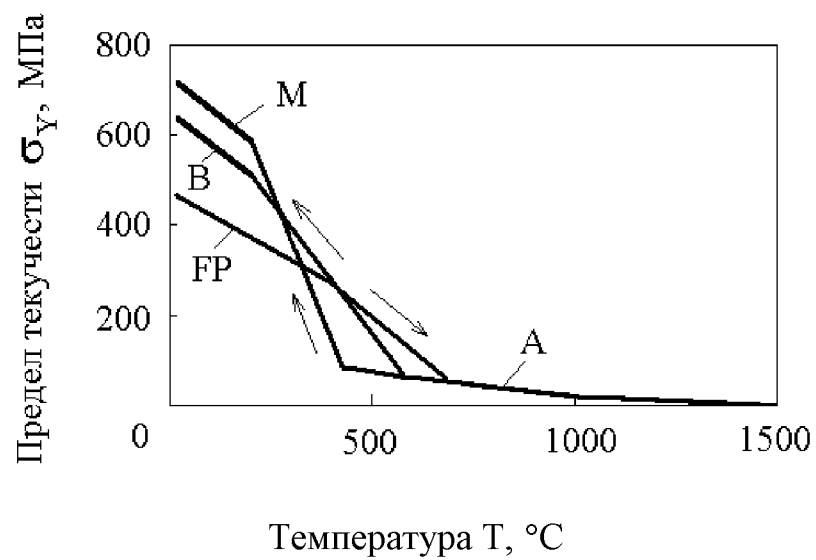
б) стали 09Г2:

- 1) коэффициент теплопроводности $\lambda = 0,042 \text{ Вт/(мм}\cdot\text{К)}$;
- 2) коэффициент температуропроводности $a = \lambda/c\rho = 7 \text{ мм}^2/\text{с}$;
- 3) коэффициент поверхностной теплоотдачи $\alpha = 0,0001 \text{ Вт/(мм}^2\cdot\text{К)}$.

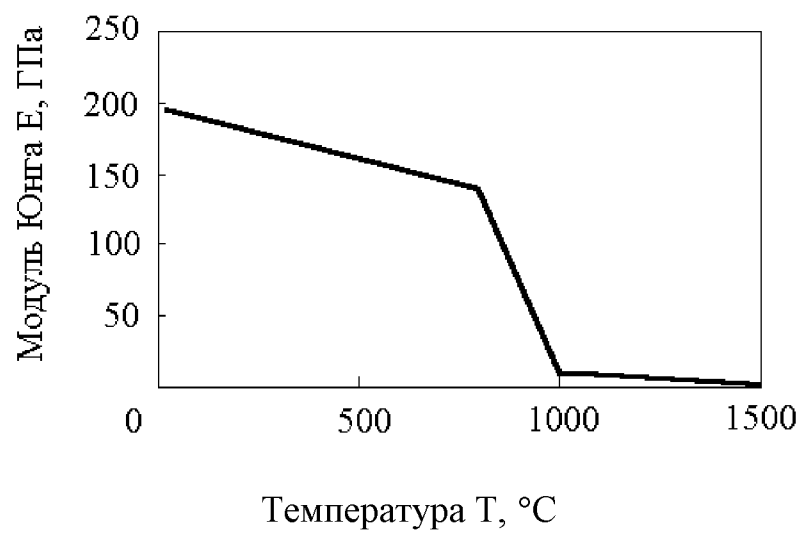
Температурные зависимости механических свойств приведены на рисунке 3.2 [21, 34].



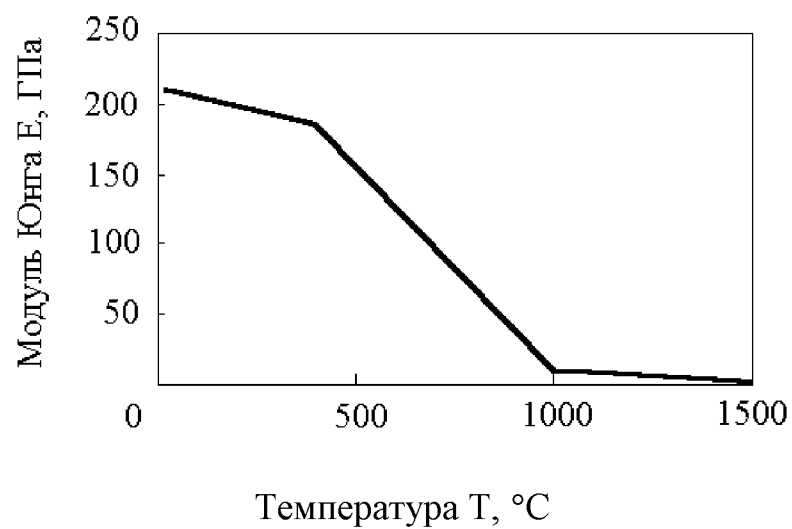
а)



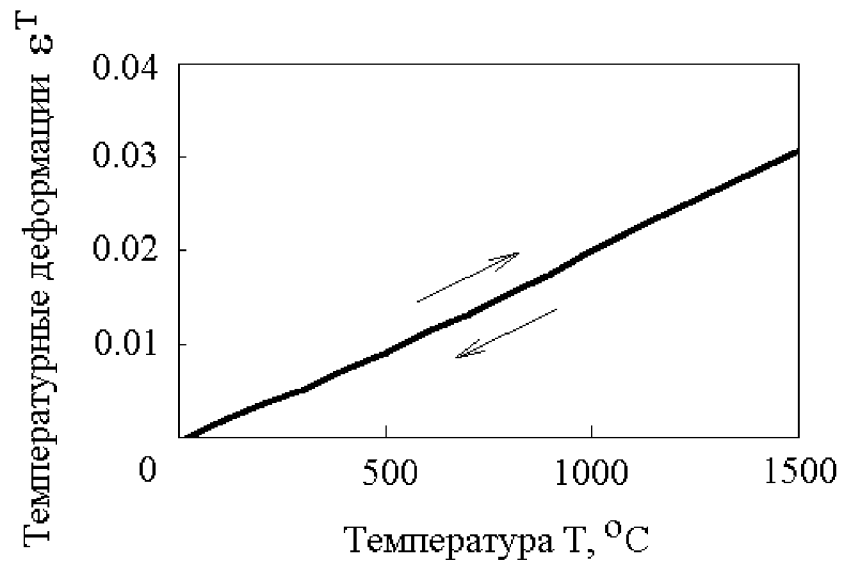
б)



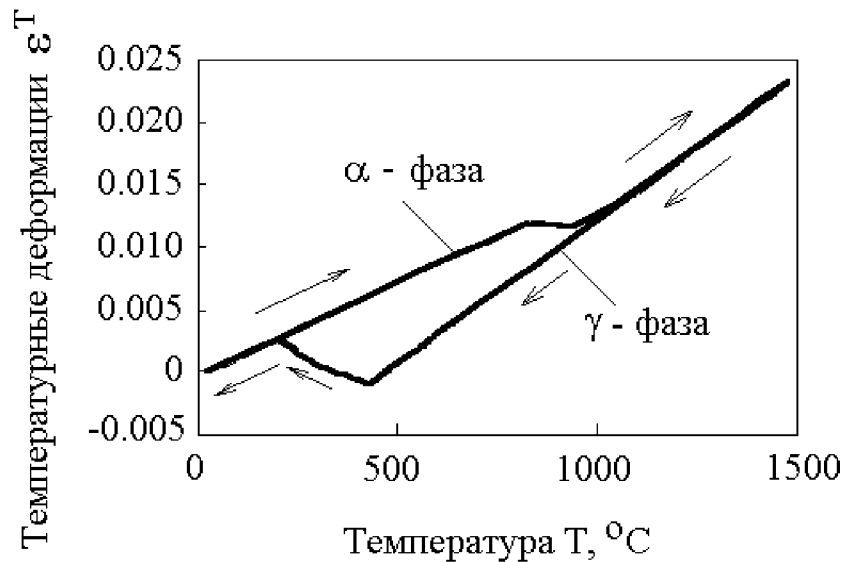
в)



г)



д)



е)

Рисунок 3.2 – Температурные зависимости механических свойств стали 12X18H9T и стали 09Г2: а) – температурная зависимость предела текучести для стали 12X18H9T; б) – температурная зависимость предела текучести для стали 09Г2; в) – модуль Юнга для стали 12X18H9T; г) – модуль Юнга для стали 09Г2; д) – температурные деформации для стали 12X18H9T; д) – температурные деформации для стали 12X18H9T; е) – температурные деформации для стали 09Г2

Влияние учета пластических деформаций фазовых превращений на напряжения при сварке показано на рисунке 3.3 [33].

Напряжения растут при отсутствии фазовых превращений на протяжении всего времени охлаждения. При наличии фазовых превращений показаны два крайних случая:

- а) деформации трансформационной пластичности отсутствуют;
- б) в момент фазовых превращений металл полностью разупрочняется.

На рисунке 3.4 представлены результаты расчета деформаций и кинетики напряжений при сварке пластин из аустенитной стали.

При нагреве в зоне термического влияния возникают сжимающие упругие и пластические деформации и напряжения. Разупрочнение металла приводит к разгрузке. При охлаждении напряжения и упругие деформации растут.

Кинетика фазовых превращений, напряжений и деформаций для случая сварки пластин из 09Г2 показана на рисунке 3.5.

Наличие сжимающих пластических деформаций и положительной дилатации в момент фазовых превращений приводит к падению напряжений. Затем напряжения резко увеличиваются, но не достигают предела текучести металла состава 20 % бейнита 80 % мартенсита.

Характер представленных распределений является типичным для сталей без фазовых превращений и закаливающихся сталей.

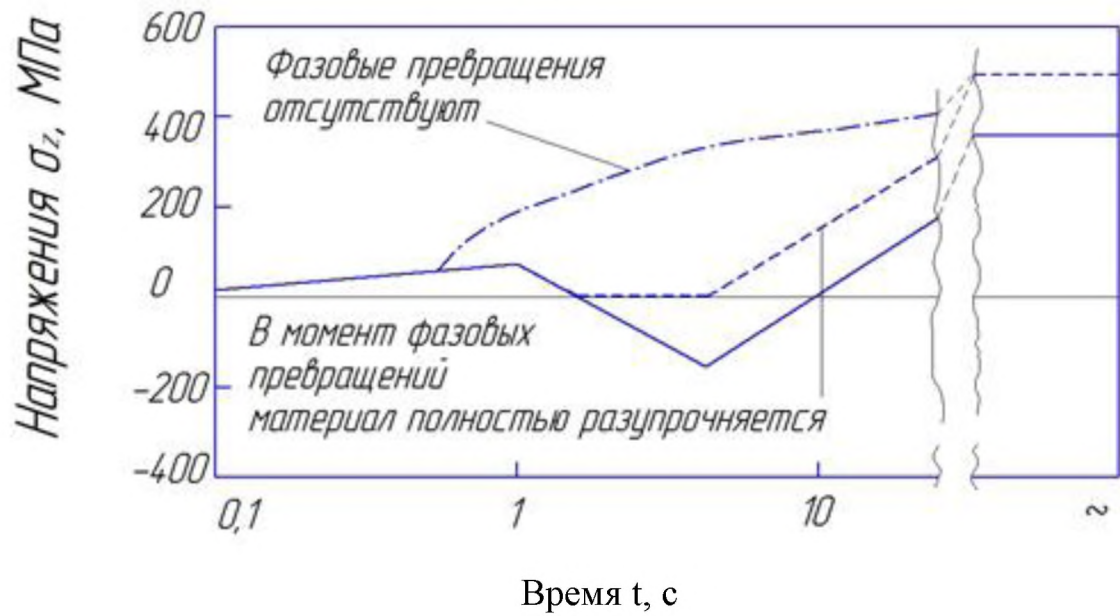


Рисунок 3.3 – Влияние пластических деформаций фазовых превращений на кинетику напряжений в металле зоны термического влияния

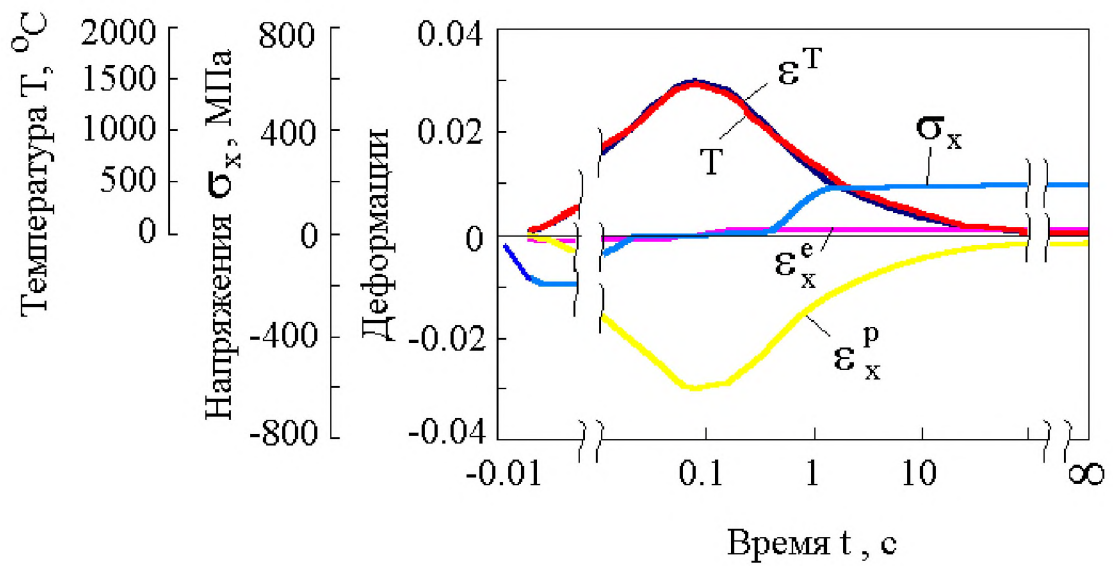


Рисунок 3.4 – Кинетика напряжений и деформаций в зоне термического влияния в пластине из аустенитной хромоникелевой стали; кромки свободные

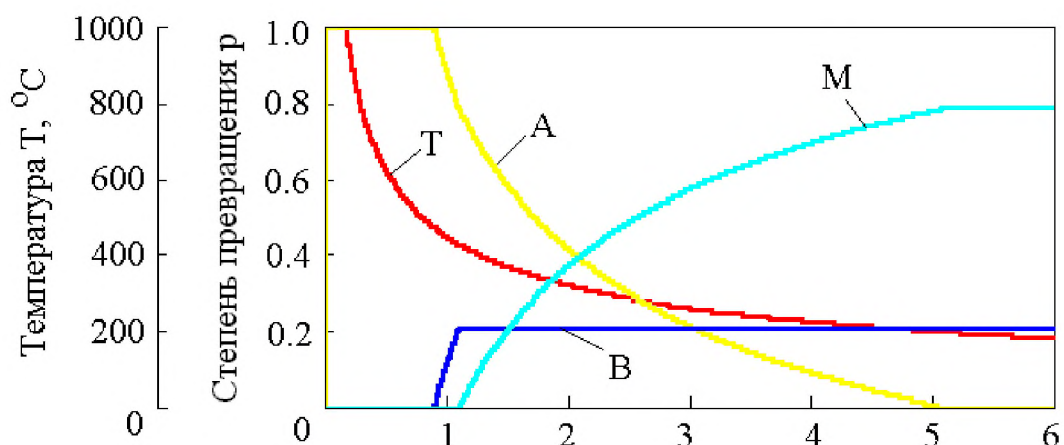


Рисунок 3.5 – Температура и степень превращения в зоне термического влияния в пластине из стали 09Г2

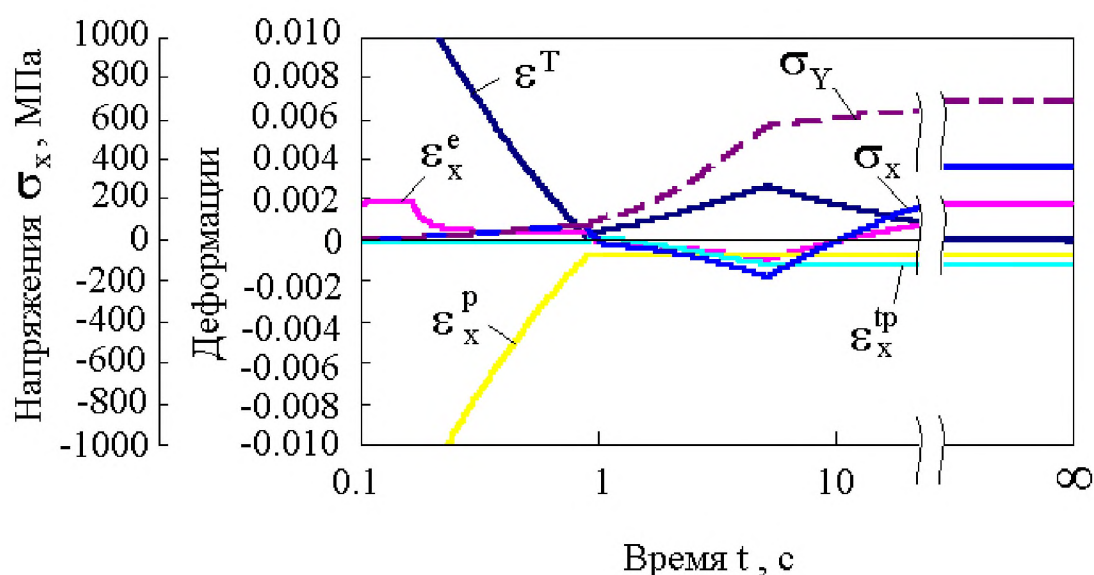


Рисунок 3.6 – Кинетика напряжений и деформаций в зоне термического влияния в пластине из стали 09Г2, кромки свободные

Выводы по третьей главе

Исследовано влияние низкотемпературных фазовых превращений на кинетику напряжений и деформаций при лазерной сварке. Влияние фазовых

превращений на кинетику напряжений показано на примере лазерной сварки встык пластин из нержавеющей аустенитной стали 12Х18Н9Т и стали 09Г2. Погонная энергия на единицу длины шва составляла $q/(vs) = 25$ Дж/мм², скорость сварки

$$v = 20 \text{ мм/с.}$$

В аустенитной стали на протяжении всего времени охлаждения напряжения растут. При наличии фазовых превращений показаны два крайних случая: первый – деформации трансформационной пластичности отсутствуют, второй – в момент фазовых превращений металл полностью разупрочняется.

Были представлены результаты расчета деформаций и кинетики напряжений при сварке пластин из аустенитной стали. При нагреве в зоне термического влияния возникают сжимающие упругие и пластические деформации и напряжения. Разупрочнение металла приводит к разгрузке. При охлаждении напряжения и упругие деформации растут.

Показана в данной главе кинетика фазовых превращений, напряжений и деформаций для случая сварки пластин из 09Г2. Наличие сжимающих пластических деформаций и положительной дилатации в момент фазовых превращений приводит к падению напряжений. Затем напряжения резко увеличиваются, но не достигают предела текучести металла состава 20 % бейнита 80 % мартенсита.

Характер представленных распределений является типичным для сталей без фазовых превращений и закаливающихся сталей.

Было проведено исследование влияния режима лазерной обработки на остаточные продольные, поперечные и угловые деформации сварных соединений, а также влияние режима лазерной сварки и геометрических размеров на объемность напряженного состояния.

При лазерной сварке встык двух пластин толщиной 12 мм зависимости напряжений в центре шва от коэффициента формы шва s/b (отношения толщины

свариваемых листов к ширине шва). В узком шве объемность напряженного состояния высокая (напряжения больше предела текучести) и для уменьшения остаточных напряжений следует делать шов шире.

Заключение

Важными и актуальными в машиностроении и других отраслях промышленности остаются вопросы прочности и работоспособности сварных конструкций. Для решения данных вопросов о прочности и работоспособности используют в большинстве своем расчетные методы так как экспериментальные дорогостоящие и трудоемкие.

При прогнозировании прочности сварных конструкций очень важно исследовать напряженно-деформированное состояние металла и влияние на него низкотемпературных фазовых превращений. Расчеты напряженно-деформированного состояния без учета низкотемпературных фазовых превращений приводят не только к количественным, но и к качественным ошибкам.

В данной работе была исследована математическая модель напряженно-деформированного состояния с учетом фазовых превращений при лазерной обработке металлов. Математическая модель позволяет уточнить алгоритм решения термомеханической задачи с учетом низкотемпературных фазовых превращений в металлах.

Были рассмотрены задачи: температурная, металлографическая и механическая формулирующиеся строго совместно. Изменение температуры непосредственно приводит к изменению микроструктуры, возникновению и перераспределению напряжений и деформаций. Изменение микроструктуры в свою очередь также влияет на распределение температуры. Однако, если влияние слабое, эти три задачи можно разделить и решать последовательно.

Исследовано влияние низкотемпературных фазовых превращений на кинетику напряжений и деформаций при лазерной сварке. Влияние фазовых превращений на кинетику напряжений показано на примере лазерной сварки встык пластин из нержавеющей аустенитной стали 12X18H9T и стали 09Г2.

Погонная энергия на единицу длины шва составляла $q/(vs) = 25 \text{ Дж/мм}^2$, скорость сварки $v = 20 \text{ мм/с}$.

В аустенитной стали на протяжении всего времени охлаждения напряжения растут.

При наличии фазовых превращений приведены два крайних случая:

- а) деформации трансформационной пластичности отсутствуют;
- б) в момент фазовых превращений металл полностью разупрочняется.

Было проведено исследование влияния режима лазерной обработки на остаточные продольные, поперечные и угловые деформации сварных соединений, а также влияние режима лазерной сварки и геометрических размеров на объемность напряженного состояния.

При лазерной сварке встык двух пластин толщиной 12 мм зависимости напряжений в центре шва от коэффициента формы шва s/b (отношения толщины свариваемых листов к ширине шва). В узком шве объемность напряженного состояния высокая (напряжения больше предела текучести) и для уменьшения остаточных напряжений следует делать шов шире.

Библиографический список

1. **Гатовский, К.М. Теория сварочных деформаций и напряжений** [Текст]: учеб. пособие / К.М. Гатовский, В.А. Кархин. - Л.: ЛКИ, 1980. - 331с.
2. **Гуляев, А.П. Металловедение** [Текст]: учеб. для вузов / А.П. Гуляев. - М.: Металлургия, 1977. - 647 с.
3. **Кархин, В.А. Тепловые основы сварки** [Текст]: учеб. пособие / В.А. Кархин. - Л.: ЛГТУ, 1990. - 100 с.
4. **Касаткин, О.Г. Математическое моделирование зависимостей состав-свойства сварных соединений и создание расчетно-экспериментальной системы для оптимизации основных технологических факторов сварки низколегированных конструкционных сталей** [Текст]: автореф. дис... докт. техн. наук / О.Г. Касаткин. - Киев: И. ЭС, 2004. - 24с.
5. **Касаткин, О.Г. Интерполяционные модели для оценки фазового состава зоны термического влияния при дуговой сварке низколегированных сталей** [Текст] / О.Г. Касаткин, П. Зайффарт // Автоматическая сварка. - 1984. - №7. - с. 5-12.
6. **Касаткин, О.Г. Влияние фазового состава зоны термического влияния на ее механические свойства при дуговой сварке низколегированных сталей** [Текст] / О.Г. Касаткин, П. Зайффарт // Автоматическая сварка. - 1984. - №2. - с. 5-10.
7. **Кристиан, Дж. Теория превращений в металлах и сплавах** [Текст]: учеб. для вузов / Дж. Кристиан. - М.: Мир, 1978. - 806 с.
8. **Лашко, Н.Ф. Металловедение сварки** [Текст]: учеб. для вузов / Н.Ф. Лашко, С.В. Лашко-Авакян. - М.: Машгиз, 1954. - 271 с.
9. **Лившиц, Л.С. Металловедение сварки и термическая обработка сварных соединений** [Текст]: учеб. для вузов / Л.С. Лившиц, А.Н. Хакимов. - М.: Машиностроение, 1989. - 336 с.

10. **Любов, Б.Я. Кинетическая теория фазовых превращений** [Текст]: учеб. пособие / Б.Я. Любов. - М.: Metallurgy, 1969. - 264 с.
11. **Материалы в машиностроении** [Текст]: в 5-ти т. / Е.П. Могилевского. - М.: Машиностроение, 1967. - Т.2. - 495 с.
12. **Материалы в машиностроении** [Текст]: в 5-ти т. / Ф.Ф. Химушина. - М.: Машиностроение, 1968. - Т.3. - 446 с.
13. **Павлова, Н.О. Моделирование кинетики напряжений и деформаций с учетом низкотемпературных фазовых превращений при лазерной обработке металлов** [Текст]: дис... канд. техн. наук: 05.03.06 / Шишкина Наталья Олеговна. - СПб., 1999. - 131 с. - Библиогр.: с. 122-131.
14. **Касаткин, О.Г. Интерполяционные модели для оценки фазового состава зоны термического влияния при дуговой сварке низколегированных сталей** [Текст] / О.Г. Касаткин, П. Зайффарт // Автоматическая сварка. - 1984. - №7. - с. 5-12.
15. **Неймарк, Б.Е. Физические свойства сталей и сплавов, применяемых в энергетике** [Текст]: учеб. пособие / Б.Е. Неймарк. - М.: Машиностроение, 1967. - 247 с.
16. **Петров, Г.Л. Неоднородность металла сварных соединений** [Текст]: учеб. пособие / Г.Л. Петров. - Л.: Судпромгиз, 1963. - 206 с.
17. **Петров, Г.Л. Теория сварочных процессов** [Текст]: учеб. пособие / Г.Л. Петров, А.С. Тумарев. - М.: Высшая школа, 1967. - 392 с.
18. **Шоршоров, М.Х. Металловедение сварки стали и сплавов титана** [Текст]: учеб. для вузов / М.Х. Шоршоров. - М.: Наука, 1965. - 336 с.
19. **Шоршоров, М.Х. Фазовые превращения и изменение свойств стали при сварке** [Текст]: учеб. для вузов / М.Х. Шоршоров, В.В. Белов. - М.: Наука, 1972. - 220 с.

20. **Akselsen, O.M. Techniques for examining transformation behaviour in weld metal and HAZ – A state of the art review** [Text] / O.M. Akselsen, T. Simonsen // *Welding in the World*. - 1987. - pp. 26-34.

21. **Andersson, B.A.B. The stresses in a submerged-arc welded joint considering phase transformations** [Text] / B.A.B.Andersson // *Engineering Materials and Technology*. - 1987. - pp. 356-362.

22. **Bashenko, W.W. Verteilung der WaermeenergieimSchweissbadbeimElektronenstrahlschweissen** [Text] / W.W. Bashenko, W.P. Demjanzewitsch, E.A. Mitkewitsch, G.L. Petrow // *Metallurgischeund energetischeGrundlagen*. - 1976. - pp. 256-262.

23. **Blake, A. Practical Fracture Mechanics in Design** [Text] / A. Blake / *Marcel Dekker, Inc* - 1996.

24. **Brooke,S.J. Laser skid welding of T joints for ship fabrication**[Text]/ S.J.Brooke//*Lazer in Manufacturing*. - 1988. - pp. 165-176.

25. **Buchmayr, B. Computer in der Werkstoff-und Schweissttechnik Anwendung von matematischen Modellen** [Text] / B.Buchmayr // *Schweisstechnik*, - 1991. - pp. 135-186.

26. **Buchmayr, B.Modeling of the temperature field, transformation behavior, hardness and mechanical response of low alloy steels during cooling from the austenite region** [Text] / B. Buchmayr, J.S.Kirkaldy // *Journal of Heat Treatment*, - 1990. - pp. 127-136.

27. **Conserva, M. Aluminium and its applications** [Text] / M.Conserva, G.Donzelli, R.Trippado // *Journal of Heat Treatment*, Ediment, Italy. - 1992.

28. **Denis, S. Discussion on the role of transformation plasticity in the calculation of quench stresses in steels** [Text] / S. Denis, A. Simon // *Residual Stresses in Science and Technology*, - 1987. - pp. 565-572.

29. **Denis, S. Coupled temperature, stress, phase transformation calculation model numerical illustration of the stresses evolution during cooling of a eutectoid**

carbon steel cylinder [Text] / S. Denis, S. Sjöström, A. Simon // *Metallurgical Transactions*, - 1987. - pp. 1203-1212.

30. **Fernandes, F.M.B. Materials Science and Technology** [Text] / F.M.B. Fernandes, C. Basso, A. Simon // *Metallurgical Transactions*, - 1985. - pp. 834-844.

31. **Hirsch, J. Konstruktions schweissen von Sphaeroguss mit Baustahl** [Text] / J. Hirsch // *Maschinenmarkt*, - 1989. - pp. 2-5.

32. **Hougardy, H.P. An improved calculation of the transformation of steels** [Text] / H.P. Hougardy, K. Yamazaki // *Steel research*, - 1986. - pp. 466-471.

33. **Ion, J.C. Report on diagrams of microstructure and hardness for heat-affected zones in welds** [Text] / J.C. Ion, K.E. Easterling // *Acta Metall*, - 1984. - pp. 1949-1962.

34. **Leblond, J.B., Mottet G., Devaux J.C. A theoretical and numerical approach to the plastic behaviour of steels during phase transformations. Study of classical plasticity for ideal-plastic phases** [Text] / J.B. Leblond, G. Mottet, J.C. Devaux // *Phys. Solids* - 1986. - pp. 441-432.

35. **Karlssonm, L. Thermal stresses in welding** [Text] / L. Karlssonm // *Thermal Stresses*, - 1986. - pp. 300-389.

36. **Kirkaldy, J.S. Prediction of alloy hardenability from thermodynamic and kinetic data** [Text] / J.S. Kirkaldy // *Metallurgical Transactions* - 1973. - pp. 2327-2333.

37. **Klocke, F. Möglichkeit der Prozessüberwachung und regelung beim Laserstrahlbiegen von Blechwerkstoffen** [Text] / F. Klocke, B. Ollier, C. Dietz // *Laser Magazin*. - 1996. - pp. 14-19.

38. **Koerber, C. Simultanschweissen – eine Verfahrensvariante zum Schweissen von Grobblechen mit CO₂-Laserstrahlung** [Text] / C. Koerber // *Schweissen und Schneiden* - 1997. - pp. 186-189.

39. **Denis, S. Coupled temperature, stress, phase transformation calculation model numerical illustration of the stresses evolution during cooling of a eutectoid**

carbon steel cylinder [Text] / S. Denis, S. Sjöström, A. Simon // *Metallurgical Transactions*, - 1987. - pp. 1203-1212.

40. **Leblond, J.B.** *A new kinetic model for anisothermal metallurgical transformations in steels including effect of austenite grain size* [Text] / J.B. Leblond, J. Devaux // *Acta metall* - 1984. - pp. 137-146.

41. **Leblond, J.B.** *A theoretical and numerical approach to the plastic behaviour of steels during phase transformations. I Derivation of general relations* [Text] / J.B. Leblond, G. Mottet, J.C. Devaux // *Phys. Solids* - 1986. - pp. 395-409.

42. **Leblond, J.B., Mottet G., Devaux J.C.** *A theoretical and numerical approach to the plastic behaviour of steels during phase transformations. Study of classical plasticity for ideal-plastic phases* [Text] / J.B. Leblond, G. Mottet, J.C. Devaux // *Phys. Solids* - 1986. - pp. 441-432.

43. **Leblond, J.B., Devaux J., Devaux J.C.** *Mathematical modelling of transformation plasticity in steels. Case of ideal-plastic phases* [Text] / J.B. Leblond, J.C. Devaux, J. Devaux // *Journal of Plasticity* - 1989. - pp. 551-572.

44. **Radaj, D.** *Finit-Element-Berechnungen von Temperaturfeld, Eigenspannungen und Verzug beim Schweissen* [Text] / D. Radaj // *Schweissen und Schneiden* - 1988. - pp. 269-276.

45. **Blake, A.** *Practical Fracture Mechanics in Design* [Text] / A. Blake / Marcel Dekker, Inc - 1996.

46. **Sjöström, S.** *Materials Science and Technology* [Text] / S. Sjöström // *Schweissen und Schneiden* - 1985. - pp. 823-829.

47. **Andersson, B.A.B.** *The stresses in a submerged-arc welded joint considering phase transformations* [Text] / B.A.B.Andersson // *Engineering Materials and Technology*. - 1987. - pp. 356-362.

48. **Conserva, M.** *Aluminium and its applications* [Text] / M.Conserva, G.Donzelli, R.Trippado // *Journal of Heat Treatment, Ediment, Italy*. - 1992.

49. ***Tsai, C.L. Using computers for the design of welded joints [Text] / C.L. Tsai // Welding Journal - 1991. - pp. 47-56.***
50. ***Ueda, Y. Three dimensional numerical simulation of various thermo-mechanical processes by FEM. Methods for improving the convergence of 3-D analysis of welding [Text] / Y. Ueda, J. Wang, H. Murakawa // Transactions of JWRI - 1992. - pp. 111-117.***
51. ***Voss, O., Decker I., Wohlfahrt H. Consideration of microstructural transformations in the calculation of residual stresses and distortion of lager weldments [Text] / O. Voss, I. Decker, H. Wohlfahrt // Mathematical Modelling of Weld Phenomena - 1998. - pp. 584-596.***

Министерство образования и науки РФ
ФГБОУ ВО «Пензенский Государственный Университет»
Кафедра «Сварочное, литейное производство и материаловедение»

Направление подготовки: 22.04.01 Материаловедение и технологии материалов

МАГИСТЕРСКАЯ РАБОТА

на тему:

**ВЛИЯНИЕ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ НА НАПРЯЖЕННО-
ДЕФОРМИРОВАННОЕ СОСТОЯНИЕ МЕТАЛЛА ПРИ ОБРАБОТКЕ
ВЫСОКОКОНЦЕНТРИРОВАННЫМИ ИСТОЧНИКАМИ НАГРЕВА**

Выполнила:
студентка гр.16МТм1
Рябцева М.А.

Руководитель:
к.т.н, доцент
Шишкина Н.О.

Пенза, 2018

ЦЕЛИ И ЗАДАЧИ ИССЛЕДОВАНИЯ

Целью данной работы является обоснование выбора математической модели напряженно-деформированного состояния с учетом фазовых превращений при лазерной обработке металлов.

Для достижения поставленной цели необходимо решить следующие задачи:

1. Проведение аналитического обзора, с целью обоснования подбора методики для разработки математической модели напряженно-деформированного состояния металла.
2. Обоснование выбора метода расчета свойств металла в температурном диапазоне фазовых превращений;
3. Выбор методики расчета сварочных напряжений и деформаций с учетом фазовых превращений.



Проблемы прочности, точности изготовления и работоспособности сварных конструкций непосредственно связаны с изменением в процессе сварки температурных полей, структуры металла и напряженно-деформированного состояния. **Актуальной** является проблема оценки напряженно-деформированного состояния сварных соединений с учетом фазовых превращений.

Преобразования при нагреве
(α - γ превращение)

исходная структура $\rightarrow$ Аустенит (А)

Преобразования при охлаждении
(γ - α превращение)

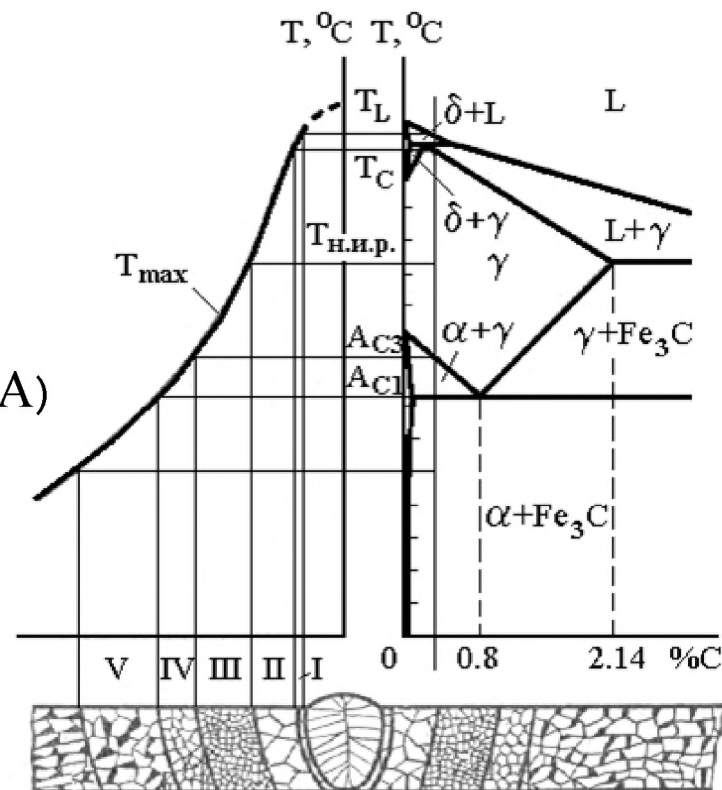
Аустенит $\rightarrow$ Феррит + Перлит
($A \rightarrow F + P$)

(низкие скорости охлаждения)

Аустенит $\rightarrow$ Бейнит ($A \rightarrow B$)

(промежуточные скорости
охлаждения)

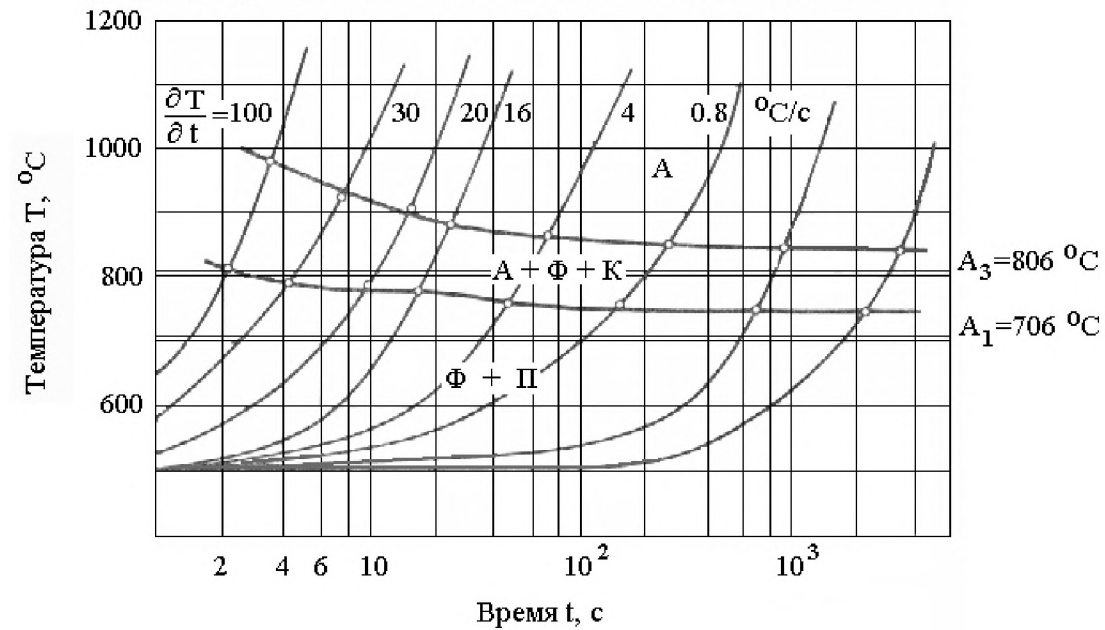
Аустенит $\rightarrow$ Мартенсит ($A \rightarrow M$)
(большие скорости охлаждения)



- I – зона сплавления
- II – зона перегрева
- III – зона нормализации
- IV – зона неполной
перекристаллизации
- V – зона рекристаллизации

Нагрев

Диаграмма анизотермического
превращения в стали с 0.17%С и 1.34%Mn

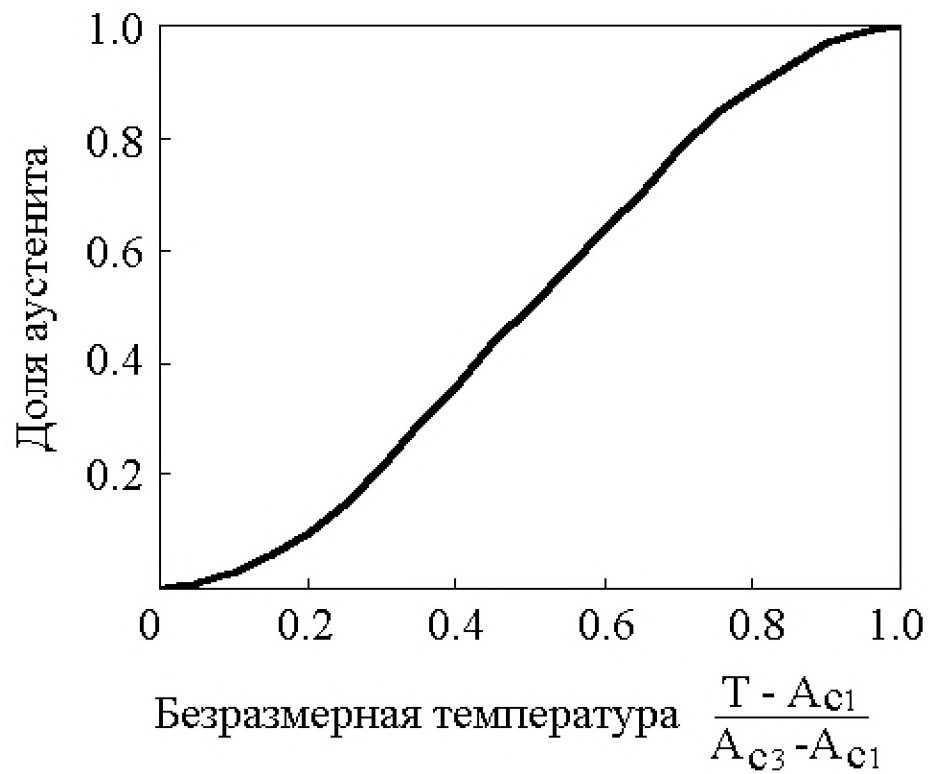


Зависимости температур начала и конца аустенитного превращения
от скорости нагрева (получаются обработкой экспериментальных данных)

$$A_{C1} = A_{C1}^{\text{eq}} + a_1 \left(\frac{\partial T}{\partial t} \right)^{b_1},$$

$$A_{C3} = A_{C3}^{\text{eq}} + a_2 \left(\frac{\partial T}{\partial t} \right)^{b_2}.$$

где A_{C1}^{eq} и A_{C3}^{eq} – равновесные температуры начала и конца
аустенитного превращения.

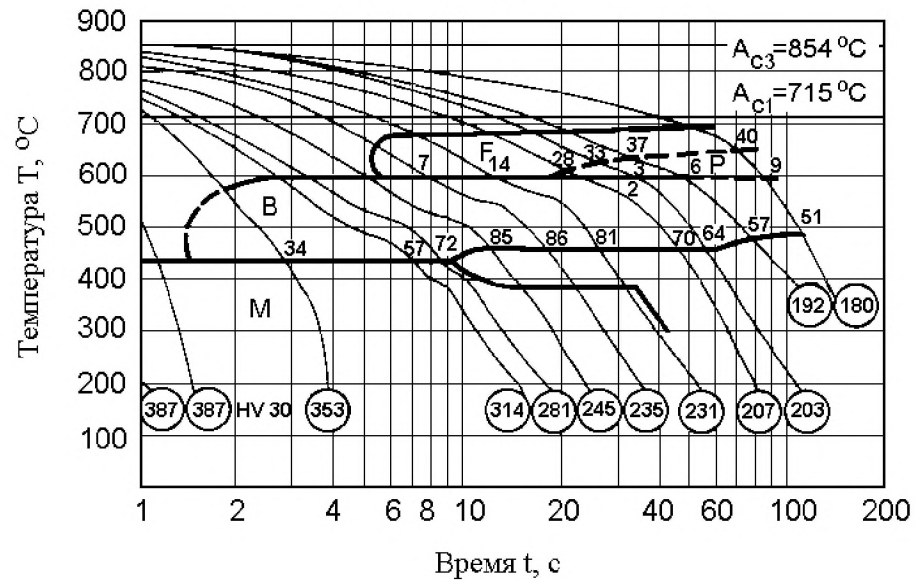
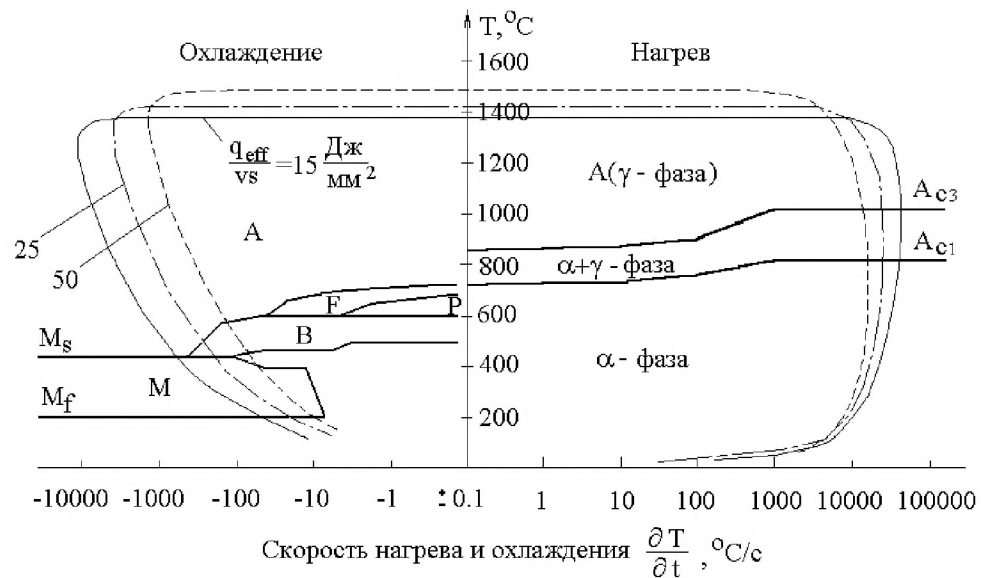


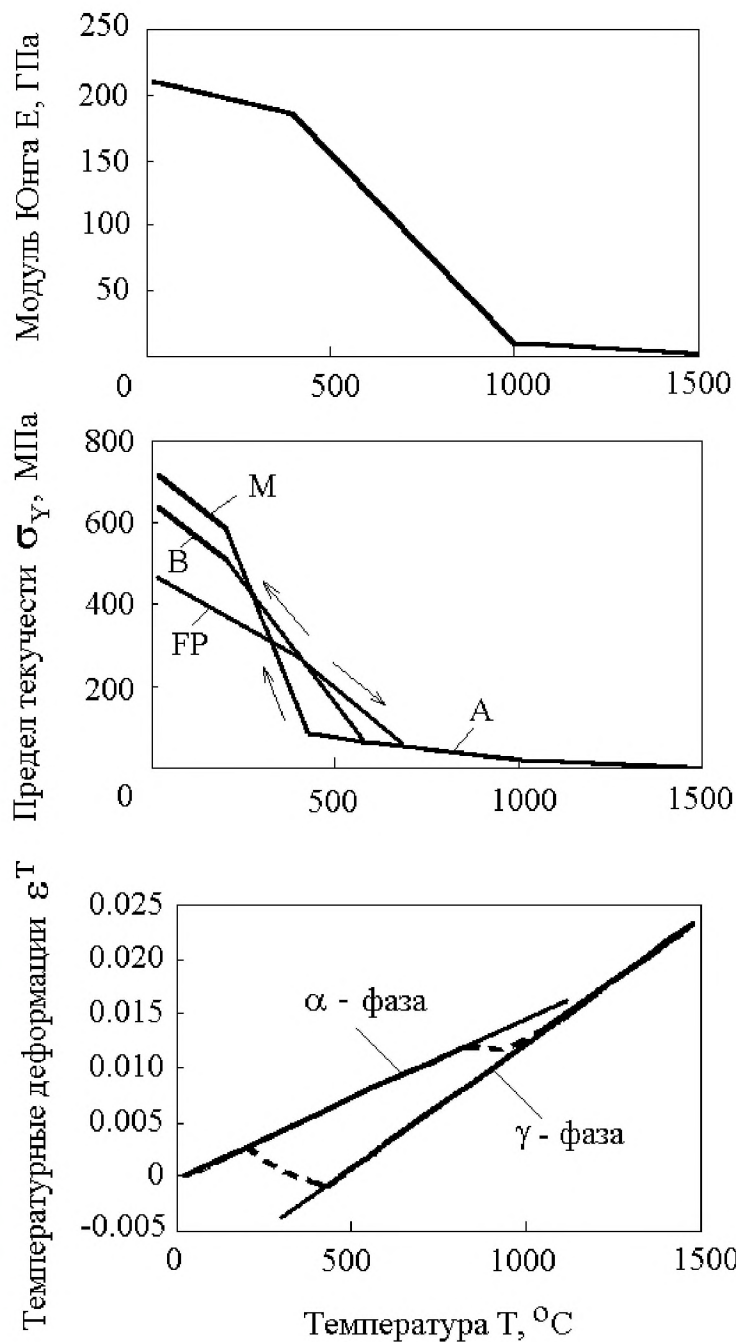
$$p_A = 1 - \exp(-k_A \Theta^n)$$

где p_A – доля аустенита;
 k_A, n – константы;
 Θ – безразмерная температура,
 $\Theta = (T - A_{C1}) / (A_{C3} - A_{C1})$.

Охлаждение

Термокинетическая диаграмма распада аустенита в стали 09Г2





$$X(T) = \sum_{i=1}^n p_i(T) \cdot X_i(T),$$

где $X(T)$ — характеристика смешанной структуры,

$p_i(T)$ и $X_i(T)$ — доля и соответствующая характеристика i -той структурной составляющей.

$$d\varepsilon = d\varepsilon^e + d\varepsilon^p + d\varepsilon^c + d\varepsilon^{tp} + d\varepsilon^T$$

$d\varepsilon$ – приращение полной деформации;

$d\varepsilon^e$ – приращение упругой деформации;

$d\varepsilon^p$ – приращение деформации мгновенной пластичности;

$d\varepsilon^c$ – приращение деформации диффузионной пластичности (ползучести);

$d\varepsilon^{tp}$ – приращение деформации трансформационной пластичности;

$d\varepsilon^T$ – приращение температурной деформации

(включая фазовую дилатацию).

- ползучесть протекает на фоне только упругой деформации;
- деформации ползучести и деформации трансформационной пластичности разделили следующим образом:

Если $\Delta p = 0$, то $d\varepsilon_{ij}^c \neq 0$, $d\varepsilon_{ij}^{tp} = 0$;

Если $\Delta p \neq 0$, то $d\varepsilon_{ij}^c = 0$, $d\varepsilon_{ij}^{tp} \neq 0$.

где Δp – приращение новой фазы.

1



Граничные условия
Режим теплового воздействия
Теплофизические свойства



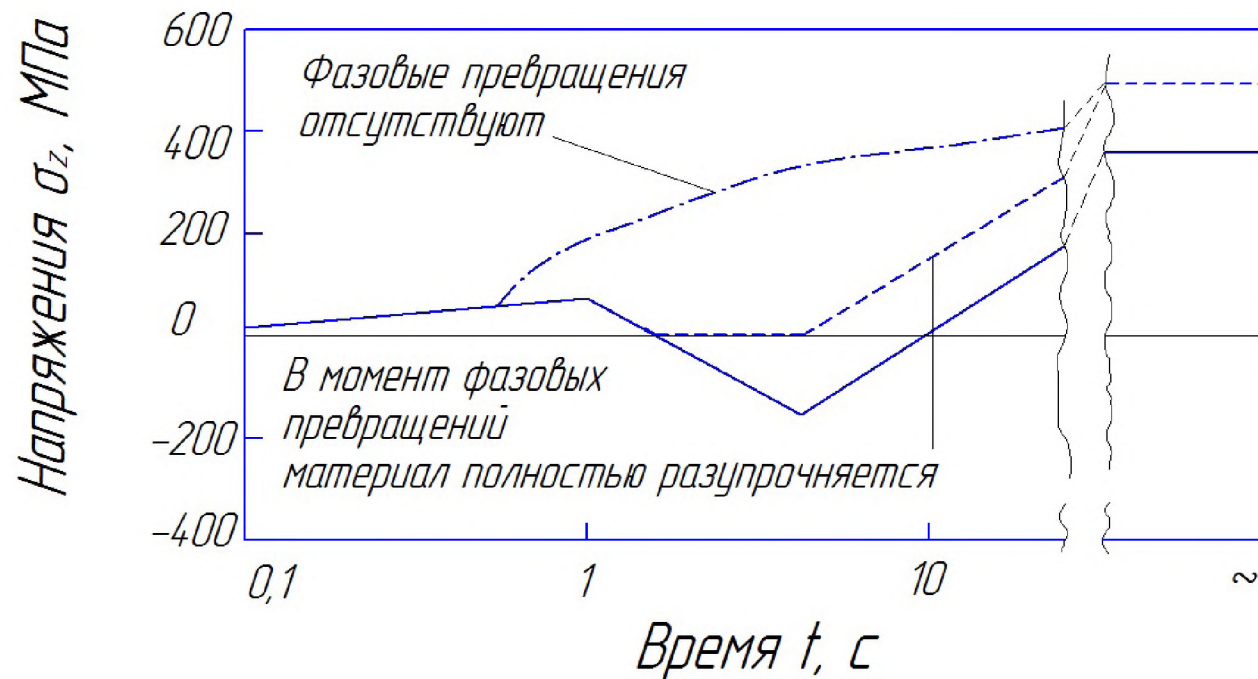
Диаграмма распада
переохлажденного
аустенита

2



Граничные условия
Механические свойства

Влияние деформаций трансформационной пластичности на кинетику напряжений в металле зоны термического влияния



Заключение

Важными и актуальными в машиностроении и других отраслях промышленности остаются вопросы прочности и работоспособности сварных конструкций. Для решения данных вопросов о прочности и работоспособности используют в большинстве своем расчетные методы так как экспериментальные дорогостоящие и трудоемкие.

При прогнозировании прочности сварных конструкций очень важно исследовать напряженно – деформированное состояние металла и влияние на него низкотемпературных фазовых превращений. Расчеты напряженно-деформированного состояния без учета низкотемпературных фазовых превращений приводят не только к количественным, но и к качественным ошибкам.

В данной работе была разработана математическая модель напряженно–деформированного состояния с учетом фазовых превращений при лазерной обработке металлов. Разработанная математическая модель позволяет уточнить алгоритм решения термомеханической задачи с учетом низкотемпературных фазовых превращений в металлах.

Основные публикации по теме исследования:

- Рябцева М.А. Учет фазовых превращений при решении термомеханических задач. Научно-практический электронный журнал Аллея науки, 2018 No5(21). <http://alley-science.ru/>
- Рябцева М.А. Моделирование напряженно-деформированного состояния при лазерной сварке соединений низкоуглеродистой стали большой толщины. Теория и практика современной науки, 2018 No5(35). <http://modern-j.ru/>