

Министерство образования и науки Российской Федерации

Федеральное государственное бюджетное
образовательное учреждение высшего образования
«Комсомольский-на-Амуре государственный
технический университет»

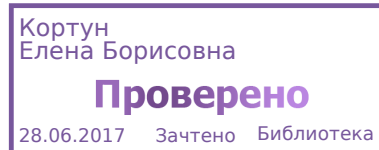
На правах рукописи

Афанасьева Валерия Дмитриевна

**Оптимизация режимов и исследование
теплофизических процессов при сварке
цветных сплавов**

Направление подготовки
15.04.01 «Машиностроение»

**АВТОРЕФЕРАТ
МАГИСТЕРСКОЙ ДИССЕРТАЦИИ**



2017

Работа выполнена на кафедре «Машиностроение и металлургия» ФГБОУ ВО «Комсомольского-на-Амуре государственного технического университета» и в филиале ПАО «Компания «Сухой» «КнААЗ им. Ю.А. Гагарина».

Научный руководитель: кандидат технических наук, профессор кафедры «Машиностроение и металлургия» ФГБОУ ВО «Комсомольского-на-Амуре государственного технического университета»
Соболев Борис Михайлович

Научный консультант: заведующий кафедрой «Машиностроение и металлургия» ФГБОУ ВО «Комсомольского-на-Амуре государственного технического университета»
кандидат технических наук, доцент Бахматов Павел Вячеславович

Рецензент: начальник научно – производственной лаборатории конструкционных материалов, научно производственного отдела филиала ПАО «Компания «Сухой» «КнААЗ им. Ю.А. Гагарина» Роман Анатольевич Физулаков, кандидат технических наук, доцент

Защита диссертации состоится «27»июня 2017 г. в 10:00 часов на заседании государственной экзаменационной комиссии по направлению подготовки 15.04.01 «Машиностроение» в Комсомольском-на-Амуре государственном техническом университете по адресу: 681013, г. Комсомольск-на-Амуре, пр. Ленина, 27, ауд. 221/2.

Автореферат разослан 19 июня 2017 г.

Секретарь комиссии

Н.О. Плетнев

Общая характеристика работы

Актуальность работы. В авиастроении широко распространены соединения различных коммуникационных элементов тонкостенных оболочек между собой. Это штуцера, фланцы, горловины, трубки в соединении с ниппелями и другими деталями. Во многих случаях от свойств таких соединений зависит надёжность и безопасность сложных и дорогостоящих объектов авиакосмической промышленности.

Обеспечить стабильность свойств сварного шва по всей его длине трудно, так как температурное поле не достигает квазистационарного состояния в течение всего процесса сварки, а сварные соединения должны удовлетворять жёстким требованиям по механическим, микроструктурным и геометрическим характеристикам. Выполнение этих требований зачастую затруднено из-за повышенной вероятности появления дефектов, связанных со спецификой температурных полей в деталях при кольцевом движении источника тепла. Стеснённые условия теплопереноса в сочетании с неустановившимся характером температурного поля приводит к резкому расширению шва, увеличению зоны термического влияния и перегреву металла. Поэтому актуальными являются исследования, направленные на обеспечение более высокой надёжности и качества кольцевых сварных соединений.

В связи с непрерывно растущими требованиями к надёжности и долговечности металлопродукции, повышаются требования к контролю качества, одним из аспектов которого является контроль микроструктуры металла. Микроструктура материала отражает все кинетические процессы кристаллизации, полиморфные и другие структурные превращения при производстве самого материала, технологии обработки изделия и его эксплуатации. Анализ микроструктуры носит в большинстве случаев субъективный характер, где много зависит от квалификации металловеда, при этом объективные количественные характеристики до последнего времени использовались ограниченно. Можно выделить только один показатель - балл зернистости, количественная оценка которого узаконена ГОСТом. Исследование микроструктуры сводится обычно к рассмотрению металлографического шлифа под микроскопом и сравнению увиденного изображения с изображениями, приведенными в соответствующей литературе и ГОСТе.

С развитием вычислительной техники металлография стала компьютерной, появилась масса программных продуктов, позволяющих измерять и рассчитывать многие количественные характеристики изображений и производить с ними различные математические и логические операции, но единых общепринятых количественных показателей микроструктур не существует. Достоинство количественного показателя определяется тем, насколько глубоко он отражает физические процессы структурных изменений при производстве материала, изготовлении и

эксплуатации изделия. Количественные термодинамические показатели микроструктур отличаются тем, что отражают принципиальные стороны процесса и носят универсальный характер.

Целью настоящей работы является разработка и применение модели точного дозирования энергии с учётом периодов насыщения и выравнивания температур, и исследование с её помощью структурных, механических и геометрических характеристик сварных швов тонкостенных оболочек труб при автоматической аргодуговой сварке.

Для достижения поставленной цели решались следующие задачи исследования:

1. Разработка модели точного дозирования энергии, учитывающей периоды насыщения и выравнивания температур при сварке тонкостенных труб.
2. Разработка комплексного геометрического показателя неоднородности сварного шва.
3. Разработка критерия относительной неравномерности изменения параметров сварного шва и температуры.
4. Разработка количественного соотношения, отображающего состояние микроструктуры.
5. Внедрение результатов работы в учебный и производственный процесс.

Научная новизна работы заключается:

1. Разработке количественного показателя глобальной фрактальной размерности (D) отражающего меру упорядоченности структуры материала при сварке и подварке.
2. В получении зависимостей изменения структуры материала за счёт управления (оптимизации) режимами сварки.
3. В повышении качества структуры, механических и геометрических параметров сварного шва при управлении режимами сварки.

На защиту выносятся:

1. Закономерности (зависимости) изменения микроструктуры, механических и геометрических характеристик при управлении режимами сварки и подварки.
2. Закономерности (зависимости) изменения микроструктуры посредством количественного показателя глобальной фрактальной размерности (D) отражающего меру упорядоченности структуры материала при сварке и подварке.

Методы исследования

Теоретические положения диссертационной работы базируются на физике металлов, термодинамике неравновесных процессов и синергетике, а также физической мезомеханике.

При выполнении диссертационной работы использовались общепринятые методики определения структурного состояния и физико-механических свойств материалов, специальные методики определения количественных металлографических характеристик с помощью программы Image.Pro.Plus.5.1. В работе использовались математическая статистика и теория вероятности.

Практическая значимость работы:

1. Разработана методика определения количественных характеристик микроструктуры.

2. Математическая модель распределения температуры в шве и околошовной зоне сварных швов тонкостенных оболочек.

3. Получены количественные соотношения глобальной фрактальной размерности (D) и плотности границ зёрен (ρ), геометрической неоднородности сварных швов тонкостенных оболочек при разбивке сварного шва на оптимальное количество сегментов.

Реализация работы

Результаты работы внедрены на ОАО «Комсомольское-на-Амуре авиационное производственное объединение им. Ю. А. Гагарина» и в учебный процесс.

Апробация работы

Основные положения и результаты диссертационной работы докладывались и получили одобрение на ежегодных научно – технических конференциях аспирантов и студентов ФГБОУ ВО «КнАГТУ» (2016 – 2017 гг).

Обоснованность и достоверность научных положений и выводов диссертации подтверждаются проведением экспериментальных исследований с применением современного оборудования на основе цифровых технологий, прошедшего государственную поверку; многократным повторением экспериментов в соответствии с положениями математической статистики; использованием общепринятых и специальных методик, а так же результатами промышленных внедрений на предприятиях Хабаровского края.

Содержание работы

Во введении обосновывается актуальность темы применительно

к производству сварных трубопроводных систем летательных аппаратов (ЛА) и приведена общая характеристика работы.

В первой главе проведён анализ роли тепловых процессов и основных механизмов формирования зернистой микроструктуры при аргонодуговой сварке материалов.

При различных методах сварки плавлением кристаллическое строение металла шва, связанное с условиями перехода сварочной ванны из жидкого состояния в твердое, является одним из факторов, определяющих качество и свойства этого участка сварного соединения. Во многом образование сварочной ванны и ее кристаллизация зависят, как показано в работах А. А. Ерохина, Г. Л. Петрова, И. К. Походни, Н. Н. Прохорова и др., от технологии сварки, однако существуют общие закономерности плавления и кристаллизации, имеющие важное значение для образования металла шва при дуговой сварке плавлением. При сварке плавлением металл подвергается весьма интенсивному локальному нагреву. Тепло от источника (дуги, пламени) расплавляет свариваемые участки изделия и распространяется по свариваемому изделию вследствие его теплопроводности. Температура в свариваемом изделии изменяется в весьма широких пределах: от температуры окружающей среды до температуры жидкой сварочной ванны.

В процессе быстрого местного нагрева и последующего охлаждения в металле шва и прилегающей к нему части сварного соединения под действием тепловых процессов происходят структурные, а также объемные изменения, в результате которых возникают собственные напряжения и остаточные деформации. Неравномерное распределение температуры в металле при сварке с течением времени изменяется: в процессе охлаждения температура в неравномерно нагретом изделии выравнивается.

Как известно, большинство, структурных и других физико-химических процессов в металлах протекает во времени, полнота их завершения определяется не только температурой нагрева, но и его длительностью. Поэтому структурные изменения в сварном соединении определяются, главным образом, длительностью пребывания материала при соответствующих температурах и характером его нагрева и охлаждения. В результате влияния особенностей распределения температурного поля при сварке плавлением сварное соединение разделяется на две основные части, существенным образом отличающиеся по характеру процессов, протекающих в них: 1) шов и 2) зона термического влияния сварки. Структура и свойства металла сварного шва определяются процессами первичной кристаллизации — формирования структуры в результате нагрева, полного расплавления металла и последующего быстрого затвердевания.

При сварке плавлением сплавов с достаточно широким интервалом кристаллизации рядом со швом образуется участок частично расплавленного металла, относимый обычно к зоне термического влияния сварки. Наличие в

зоне термического влияния участка частично расплавленного металла радикально отличается процессы, протекающие при сварке, от процессов, происходящих при литье. Последовательная кристаллизация при сварке во многих случаях происходит путем роста столбчатых кристаллов, направленного, как правило, в сторону, противоположную направлению наиболее интенсивного отвода тепла (чаще всего перпендикулярно плоскости твердой стенки). При анализе микроструктуры сварных швов можно наблюдать рост отдельных столбчатых кристаллов, не ориентированных в направлении наиболее интенсивного отвода тепла. Такие кристаллиты растут в свободных от твердой фазы участках жидкости, и их рост подчиняется своеобразному принципу «свободного места» («геометрического отбора»). Кристаллиты, образовавшиеся в жидкости перед фронтом кристаллизации, как правило, не столбчатые, а равноосные.

Уменьшить общую энергию образования зародыша и тем самым способствовать созданию мелкозернистого металла или сплава можно также путем снижения энергии образования поверхности раздела σ_s введением в сплав поверхностно активных веществ, уменьшающих поверхностное напряжение α . Тот же эффект может быть получен при наличии в жидкости перед кристаллизацией таких твердых частиц, у которых расположение атомов в кристаллической плоскости роста не отличается или малоотличается от расположения атомов в кристаллической плоскости образующейся твердой фазы (принцип размерного ориентационного соответствия).

Стабильное формирование шва по всей длине свариваемого стыка является одним из основных факторов обеспечения его надежности и качества. Вопросы стабилизации, равномерности швов возникают в каждом случае разработки технологического процесса сварки.

Известно, что в процессе сварки круговых и кольцевых соединений наблюдается дополнительный подогрев сварочной ванны и ее окрестности при подходе к месту замыкания шва. Это объясняется влиянием тепла, выделенного на начальных участках шва. Повышение температуры сопровождается увеличением геометрических параметров сварных швов, а также значительными изменениями структуры и механических характеристик, которые в ряде случаев могут достигать значений, недопустимых для определенной технологии изготовления детали. Эти явления проявляются тем сильнее, чем меньше толщина диаметр свариваемого тонкостенной оболочки.

Таким образом, соединениями малого диаметра можно называть такие круговые и кольцевые соединения, величины диаметров которых существенно влияют на стабильность и качество формирования сварного шва. Стабилизация формирования таких швов является серьезной проблемой, для разрешения которой используются и технологические приемы, и аналитические методы теории управления. Процессы сварки тонкостенных оболочек на стационарных режимах сопровождаются существенной неравномерностью геометрии шва вдоль свариваемого контура детали. При этом геометрические параметры, такие как ширина усиления изменялась в 1,5

раза, ширина проплава в 1,72 раза, глубина проплава в 1,67 раза. Было установлено, что при увеличении геометрических параметров значительно изменяются микроструктурные и механические характеристики сварных тонкостенных оболочек деталей, в то время как при сварке пластин в стык таких явных изменений не фиксируется.

Эти факты убеждают, что для получения качественных и надежных сварных соединений тонкостенных оболочек малых диаметров необходимо обратить серьезное внимание на стабильность формирования геометрических параметров швов, их структурных и механических характеристик. Поэтому требуется более детальное изучение указанной проблемы.

Дозирование энергии сварки понимается как дозирование погонной энергии которое может быть осуществлено управлением по q на основе математической модели процесса и выбранного критерия качества.

Проведенный анализ литературы показывает, что микроструктура материала отражает все кинетические процессы кристаллизации, полиморфных и структурных превращений при производстве самого материала, технологии обработки изделия и его эксплуатации. Микроструктура количественно и качественно оценивается набором показателей, отражающих разную степень чувствительности к структурным изменениям. Одни структурные показатели отражают физические характеристики материала, другие – удобны для технологической оценки качества материала, но все они не учитывают внутреннее структурно-энергетическое состояние.

Развитие информационных технологий затронуло металлографический анализ. На сегодняшний день можно утверждать, что металлография стала компьютерной, но единых общепринятых количественных структурно-энергетических показателей не существует, хотя в каждой отрасли производства сложились свои показатели.

Во второй главе изложены общие вопросы методики экспериментального исследования. Аргонодуговую сварку образцов элементов трубопроводных систем осуществляли на станке WELDING LATHE DV 200-1500 с источником питания ORBIMAT 300 AC/DC с предварительным подогревом образцов до 100...150°C. Режимы сварки: напряжение 10 – 11 В, скорость перемещения электрода 100 - 110 мм/мин, величина сварочного тока в процессе сварки изменялась ступенчато от одного сегмента сварного шва к другому (рисунок 1,2). Сварные соединения трубопроводных систем ($\varnothing 18 \div 60$ мм, $\delta = 1,0 \div 1,5$ мм) из алюминиевых сплавов АМг3М+АМг3М и АМг3М+АК8л, получены на переменном токе с использованием присадочной проволоки СвАМг3Н диаметром 1,2 мм, а из хромоникелевой стали 12Х18Н10Т ($\varnothing 28 \div 90$ мм, $\delta = 0,6 \div 1,0$ мм) на постоянном токе, с присадочной проволокой 06Х19Н9Т диаметром 0,8 мм. Химический состав используемых материалов соответствует сертификатам.

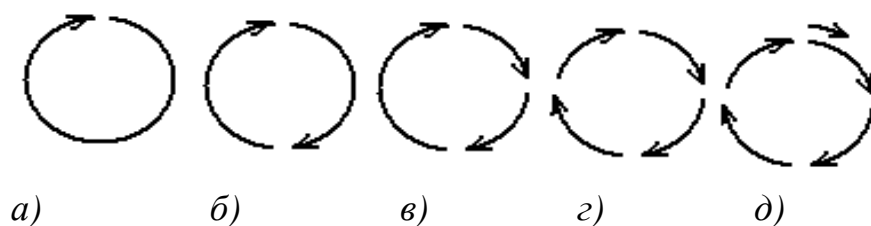


Рисунок 1 – Схема разбивки трубы на сегменты по их количеству:
а) 1, б) 2, в) 3, г) 4, д) 5

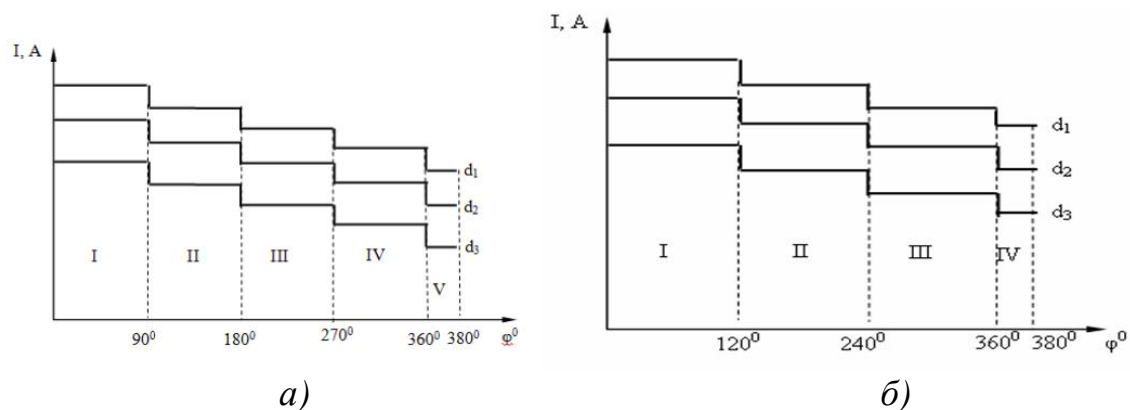


Рисунок 2 – Токовая диаграмма цикла сварки при разбивке сварного шва на оптимальное число сегментов при различных диаметрах труб $d_1 > \dots > d_n$:
а) для алюминиевых сплавов, б) для хромоникелевых сталей

Измерения температуры производилось контроллерами Siemens S200, с непосредственной записью данных на ПК, платинородий – платиновыми термопарами ТПП(S), которые имеют температурный диапазон от $-50 \div 1768$ °С (погрешность составляет 1,5 °С или 0,25 %) устанавливаемые непосредственно в зазор между соединяемыми кромками и на расстоянии 4 мм от сварного шва по схеме (рисунок 3).

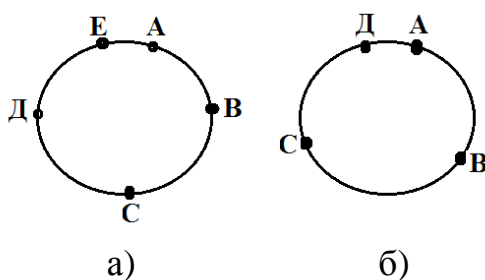


Рисунок 3 – Расположение термопар:
а) труба из алюминиевого сплава АМг3М, б) труба из хромоникелевой стали 12Х18Н10Т

Измерение геометрических параметров сварных швов (ширина усиления, ширина проплава, высота усиления, глубина проплава) производились штангенциркулем TESA®CCMA-M (0.510008) и инструментальным микроскопом УИМ-21. Замеры осуществлялись на

участках, расположенных равномерно по дуге сварного шва от точки начала до точки окончания процесса.

По результатам замеров вычислялись абсолютные отклонения геометрических характеристик сечения сварного шва и их сумма от принятых в качестве эталонных сварных соединений 12X18H10T – С0001 по ПИ 1.4.75-2000, алюминиевых сплавов - С00000 по ПИ 1.4.1554-2003, представляющая комплексный показатель геометрической неоднородности $K_r = \Delta l + \Delta l_1 + \Delta q + \Delta q_1$.

Испытания на статическое растяжение сварных соединений проводили по ГОСТ 6996-69 на универсальной испытательной машине INSTRON 3382.

При подготовке образцов для микроструктурных исследований на инвертированном микроскопе NikonEclipse MA200 использовался шлифовально-полировочный аппарат BLUHLER EcoMet 250 Pro. Анализ микроструктурных изображений проводили с применением программы Image.Pro 5.1. Анализируемая область включала сварные швы и прилегающую зону термического влияния при сварке, которые разбивались на 10 участков. Ширина каждого участка равнялась габариту поверхности шлифа, охватываемого объективом микроскопа, и составляла 270...280 мкм. Нумерация участков начиналась от центра сварного шва, и далее шла в порядке возрастания по направлению к исходной структуре.

В качестве меры для расчета фрактальной размерности было принято количество точечных объектов, имеющих определенную площадь в плоскости шлифа в диапазоне от 4,0 мкм² до 0,008 мкм². Интерфейс структурного состояния оценивался по глобальной фрактальной размерности (D), которая определялась как тангенс угла наклона зависимости количества точечных объектов как функции от обратной величины верхней границы их диапазона площадей, построенной в логарифмических координатах. Численное значение глобальной фрактальной размерности вычисляли по формуле:

$$D = \frac{\Delta(\ln \sum N)_i}{\Delta \ln \left(\frac{1}{S_{max}}\right)_i}$$

где N_i – количество точечных микроструктурных объектов i -го диапазона; S_{max} – наибольшая площадь точечного объекта i -го диапазона.

В расчетах распределения тепловых полей приняты следующие параметры:

	АМг3М	12Х18Н10Т
	Параметры сварки	
Размер трубы, мм	Ø63x1,0	Ø90x1,0
Присадочная проволока	СвАМг3Н, Ø1,2 мм	Св-06Х19Н9Т, Ø1,0 мм
Количество сегментов	4 +1	3 +1
Род тока	переменный	постоянный
Сила тока $I_{св}$, А	68	35
Изменение тока по сегментам	$I_1 > 10\% I_2 > 13,5\% I_3 > 4\% I_4 > 4\% I_5$	$I_1 > 3\% I_2 > 6,5\% I_3 > 3,5\% I_4$
Напряжение на дуге U_0 , В		10 ÷ 11
Скорость сварки $V_{св}$, мм/мин (см/с)	100 (0,166);	110 (0,183);
	Теплофизические параметры	
α , см ² /с	0,51	0,053
$c\gamma$, Дж/(см ³ *К);	2,71	4,74
λ , Вт/(см*К);	2,62	0,25
b , 1/с	$3,76 \cdot 10^{-3}$	$2,4 \cdot 10^{-3}$
КПД процесса η		0,8

В третьей главе изложено математическое описание тепловых процессов при сварке тонкостенных труб.

Сварочная дуга представляет мощный энергетический источник, тепло которого переносится за счет теплопроводности по цилиндрической поверхности во всех направлениях, в том числе противоположном перемещению сварочного процесса. Скорость распространения тепла от сварочной дуги превышает скорость перемещения самой дуги, поэтому при приближении сварочного процесса к началу сварного шва температура в зоне сварки возрастает, а область охвата температурного поля расширяется.

Математическое описание развития температурных полей при наложении прямолинейных швов на плоских поверхностях подробно изложены в технической литературе. Данные по распределению тепловых полей на кольцевых оболочках крайне скудны и существуют только в виде отдельных экспериментальных номограмм, по которым невозможно описать чёткую математическую зависимость распределения температурного поля.

Для разработки управления нагревом при сварке кольцевых тонкостенных заготовок необходимо иметь информацию о возникающих в конструкции температурных полях. При сварке кольцевых стыков наблюдаются явления, связанные именно с круговым движением источника тепла, которые необходимо учитывать для получения качественных швов. Перед замыканием шва имеет место перегрев района стыка из-за близости ранее нагретых начальных участков шва и отсутствия квазистационарного состояния температурного поля при сварке в один проход. Эти факторы усиливаются в связи с уменьшением диаметра свариваемого стыка.

Уравнение температурного поля при кольцевой сварке может быть получено как частный случай общего уравнения температурного поля при действии теплового источника переменной мощности, движущегося с определённой скоростью по траектории дуги (кольца).

Вывод общего уравнения следующий: пусть линейный источник с мощностью $q(t)$ движется по траектории дуги (кольца). Положим, что траектория перемещения источника по кольцу описывается по сегментно параметрическими уравнениями в функциях натурального параметра – длины дуги $S(t)$, пройденного источником от начала действия t_0 до момента t (то есть от времени начала процесса до времени окончания процесса):

$$T(x, y, t) = \frac{1}{4\pi\alpha c\gamma\delta} \int_0^t \frac{q(t')}{t-t'} \exp\left(-\frac{r^2}{4a(t-t')} - b(t-t')\right) dt', \quad (1)$$

где δ - толщина свариваемых листов в см;

v - средняя скорость движения источника в см/сек;

x, y, r - подвижные координаты рассматриваемой точки, центром которых является источник;

λ - коэффициент теплопроводности, кал/(см-сек-град);

c - удельная теплоемкость, кал/(г-град);

γ - плотность металла, г/см³;

a - коэффициент теплопроводности, см²/сек

b - коэффициент теплоотдачи для пластины, 1/сек;

α - коэффициент полной поверхностной теплоотдачи, кал/(см · сек · град);

q - эффективная тепловая мощность дуги, $q = 0,24 IU_\delta$;

η - к. и. д. нагрева пластин дугой;

I - сила тока; А;

U - напряжение, В.

Примем формулу 1 как основополагающую для получения уравнения температурных полей при кольцевой сварке. В данном случае при движении источника тепла по кольцу необходимо определить переменное расстояние (то есть сегмент) $r = |AB|$ (рисунок 3) $S(t) = x - x_0 = \varphi - \varphi_0$.

Так как в работе рассматриваются тонкостенные оболочки от 0,6 мм до 1,5 мм, то их толщиной можно пренебречь, в результате чего конечное уравнение для расчёта температурного поля тонкостенной цилиндрической оболочки относительно упростится и будет сведено к двумерной зависимости (модели).

Для определения температурного поля тонкостенной оболочки при кольцевом движении источника тепла принята формула:

$$T(x, \alpha, t) = \frac{1}{4\pi\alpha c\gamma\delta} \int_{t_0}^t \frac{q(t')}{t-t'} \exp\left(-\frac{d^2 \cdot S(t)}{4a(t-t')} - b(t-t')\right) dt' \quad (2)$$

$$T(x, \alpha, t) = \frac{1}{4\pi\alpha c\gamma\delta} \int_{t_0}^t \frac{q(t')}{t-t'} \exp\left(-\frac{(\varphi - \varphi_0)d^2}{4a(t-t')} - b(t-t')\right) dt' \quad (3)$$

Попробуем определения, данные Н. Н. Рыкалиным по поводу периодов теплонасыщения T_H и выравнивания T_B привести к математическому виду (зависимости):

а) Период теплонасыщения совпадает со временем действия источника тепла и может продолжаться теоретически, до бесконечности по времени, пока действует источник. То есть время действия источника $q(t')$ в интервале времени $t_0 \leq t' \leq t_k$. Однако внесём поправки:

1) действие источника конечно, то есть t_k - ограничено;

2) действие источника начинается в нулевой точке сварочного процесса, следовательно $t_0=0$.

б) Период выравнивания начинается с момента окончания действия источника тепла, то есть получим что источник $q(t')$ в периоде выравнивания действовать не будет, таким образом $t_k \leq t' \leq t$.

То есть задав условия:

$$q(t) \neq \text{const} \text{ при } \begin{cases} t_0 \leq t' \leq t_k - \text{для периода насыщения} \\ t_k \leq t' \leq t - \text{для периода выравнивания} \end{cases} \quad (4)$$

Подставив условия (4) в (3) получим:

$$T(x, \alpha, t) = \frac{1}{8\pi a c \gamma \delta} \left(\left(\int_{t_0}^{t_k} \frac{q(t')}{t-t'} \exp\left(-\frac{(\varphi - \varphi_0)d^2}{4a(t-t')} - b(t-t')\right) dt' \right) + \right. \\ \left. + \left(\int_{t_k}^t \frac{q(t')}{t-t'} \exp\left(-\frac{(\varphi - \varphi_0)d^2}{4a(t-t')} - b(t-t')\right) dt' \right) \right) \quad (5)$$

Таким образом, задав конкретные условия с определёнными допущениями, получена математическая зависимость распределения температурного поля для тонкостенной цилиндрической оболочки, учитывающая временные периоды теплонасыщения и выравнивания.

Определение температурных полей при сварке тонкостенных труб затруднено. Сложно получить полную картину динамики температурного поля, эксперименты в большинстве случаев описывают только отдельные фрагменты этого поля. Именно с этой целью проводилась серия экспериментов по измерению температуры при сварке кольцевых швов тонкостенных труб, а экспериментальные результаты сравнивались с результатами расчётов по уравнению (5). Для сравнения с экспериментальными результатами, произведён расчёт температур точек указанных на графике. Выбор этих точек позволяет оценить точность сходимости экспериментальных и расчётных результатов вблизи и при удалении от движущегося теплового источника (рисунок 4 – 7).

Расхождение расчётных и экспериментальных температур для указанных точек как для труб из алюминиевого сплава АМгЗМ, так и для труб из хромоникелевой стали 12Х18Н10Т не превышает 3÷5 %.

Таким образом, математическую зависимость (модель) температурного поля для тонкостенных цилиндрических оболочек, учитывающую временные периоды теплонасыщения и выравнивания можно считать корректной, так как, пользуясь ею можно проводить вычислительные эксперименты и строить алгоритмы управления нагревом от теплового источника при осуществлении процесса с использованием автоматической аргодуговой сварки без проведения непосредственно натуральных экспериментов.

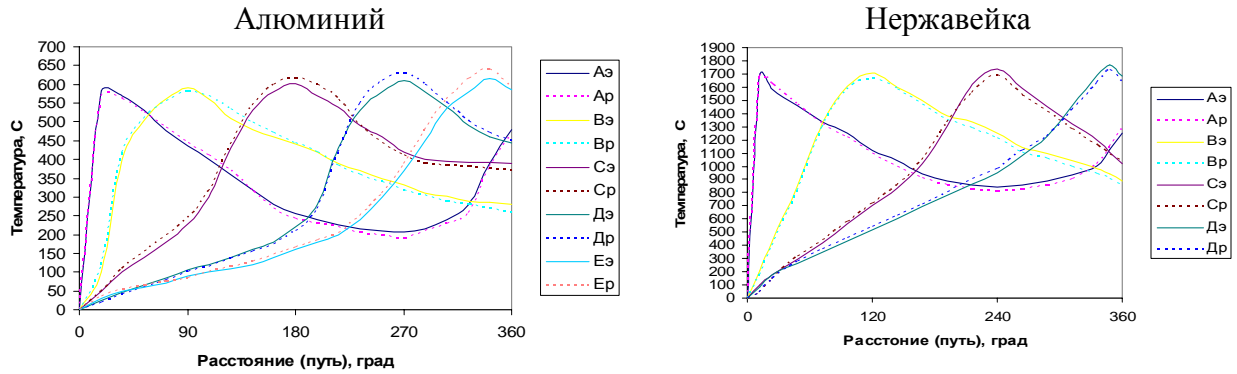


Рисунок 4 – Распределение экспериментальной и расчётной температур в сварном шве

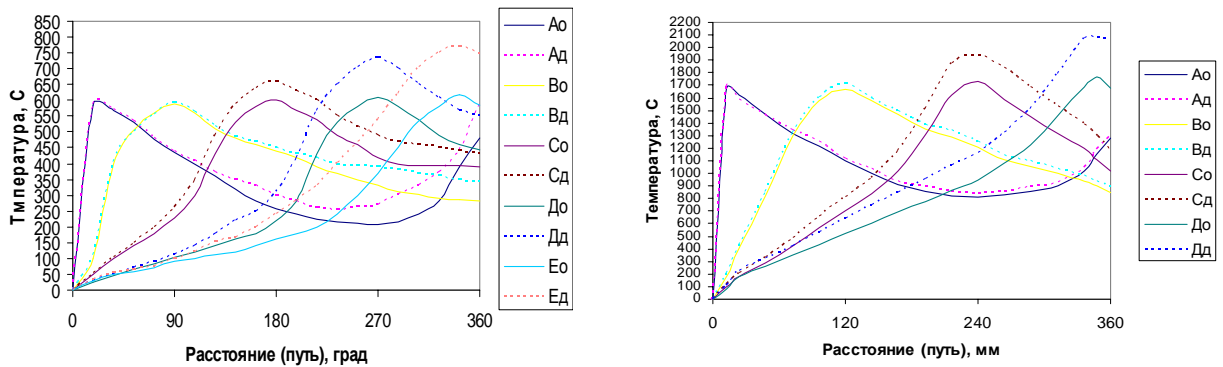


Рисунок 5 – Распределение экспериментальной температуры и температуры до оптимизации процесса сварки в сварном шве

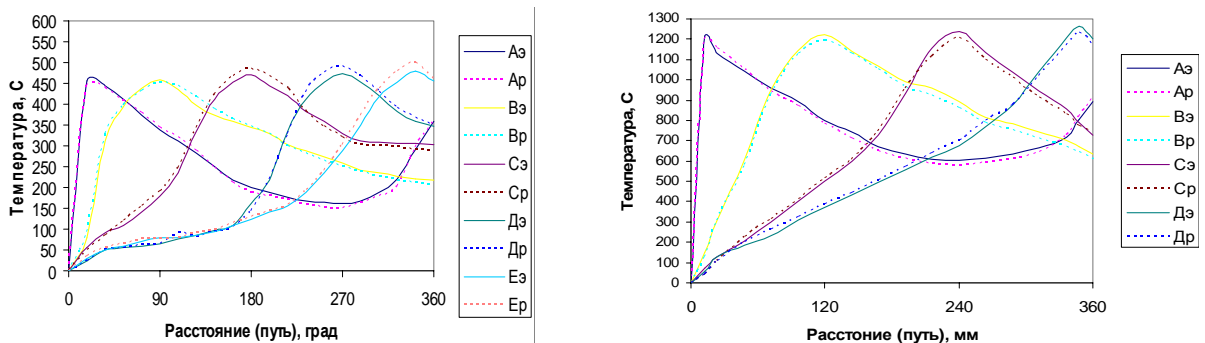


Рисунок 6 – Распределение экспериментальной и расчётной температур на расстоянии 4 мм от сварного шва

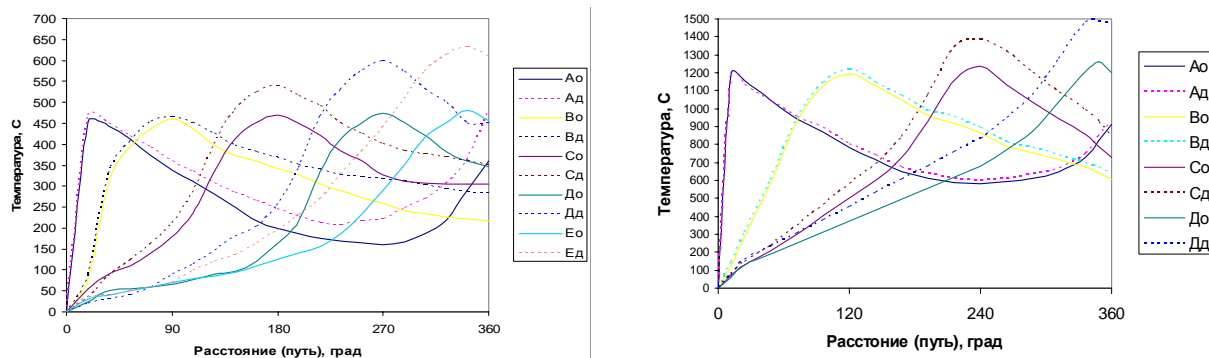


Рисунок 7 – Распределение оптимальной температуры и температуры до оптимизации процесса на расстоянии 4 мм от сварного шва

В четвертой главе проведён анализ геометрии сечения сварных швов тонкостенных трубных заготовок из алюминиевых сплавов АМг3М, АК8л+АМг3М и нержавеющей хромоникелевой стали 12Х18Н10Т. Обоснованы и оптимизированы режимы автоматической аргонодуговой торцевой сварки тонкостенных труб с переменной силой тока.

При сварке трубчатых изделий рост температуры и снижение его градиента происходит более резко, чем при сварке прямолинейных швов на плоской поверхности, при этом с уменьшением диаметра и толщины стенки трубы повышается степень изменения температурных параметров. Разные температуры и их градиенты вызывают развитие не только различных структур на отдельных участках сварного шва, но и влияют на его геометрические характеристики, такие как ширина и высота усиления сварного шва, а также ширина и глубина проплава.

Сварка велась на режимах, при которых сила тока менялась ступенчато с переходом от одного сегмента сварного шва к другому, а число основных сегментов в зависимости от диаметра трубы принималось от 1 до 4. Ступенчатость процесса сварки в данном случае обусловлена тем, что при сварке кольцевых заготовок в отличие от сварки прямолинейных стыков швов тепловое поле сконцентрировано по окружности трубы и если постепенно температуру сварки не снижать от начального сегмента до конечного, посредством корректировки силы сварочного тока в сторону его уменьшения, то будет наблюдаться значительное ухудшение как геометрических характеристик сварного шва, так и механических и структурных показателей.

Силу сварочного тока и скорость подачи проволоки необходимо выбирать не только исходя из толщины стенки трубы и диаметра сварочной проволоки, как это принято в настоящее время, но исходя ещё и из диаметра трубы, с увеличением которого ток сварки и скорость подачи сварочной проволоки неуклонно возрастают. В то время как в зависимости от разбивки на сегменты, ток сварки как видно из рисунка 8, 9 снижается, а скорость подачи проволоки на сегменты остаётся постоянной для данного диаметра трубы (рисунок 10). Из графиков, приведённых на рисунке 8, 9 наглядно видно, что с увеличением диаметров свариваемых труб, изменяется сила сварочного тока, необходимого для осуществления операции сварки, в то

время как сила сварочного тока, для каждого конкретного диаметра трубы снижается от 1го к 5му сегменту. Это характерно как для труб с толщиной стенки 1,0 мм, так и 1,5 мм.

Следует отметить, что скорость сварки в независимости от диаметра свариваемых труб, толщин их стенок, скорости подачи сварочной проволоки (рисунок 10), мы принимали постоянной. Это необходимое и обязательное условие для того, чтобы сварщик имел возможность корректировать в процессе сварки длину сварочной дуги, которая составляла 2 – 3 мм. Установлено, что с увеличением диаметра трубы и толщины стенки, величина сварочного тока и скорость подачи сварочной проволоки повышается. На рисунке 10 приведена зависимость скорости подачи проволоки от диаметра и толщины стенки трубы. Зависимость носит линейный характер, при этом повышение толщины трубы с 0,6 мм до 1,0 мм приводит почти к двукратному повышению подачи сварочной проволоки. Полученные экспериментальным путём режимы сварки труб намного ниже рекомендованных в НТД.

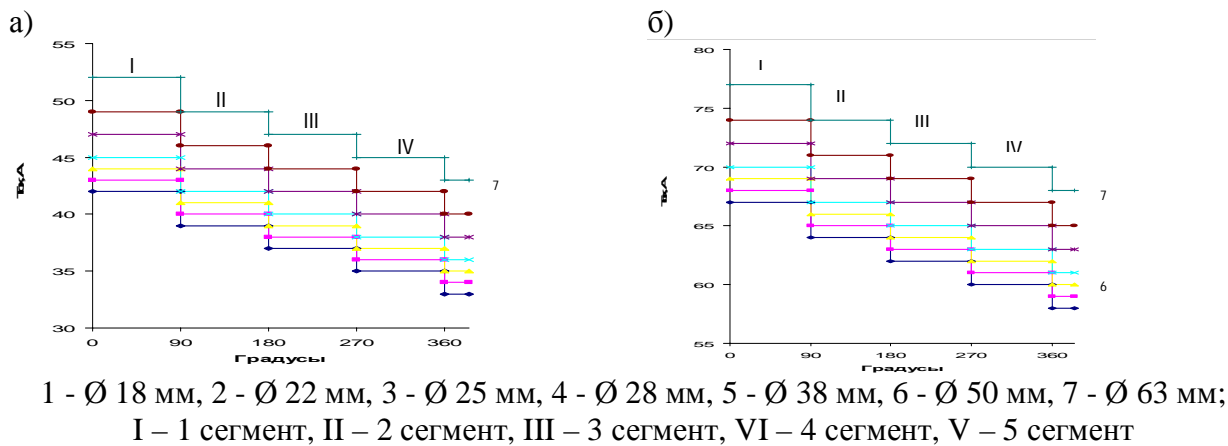


Рисунок 8 – Изменение силы сварочного тока в зависимости от сегмента при сварке трубчатых алюминиевых образцов:
а) стенка 1,0 мм; б) стенка 1,5 мм

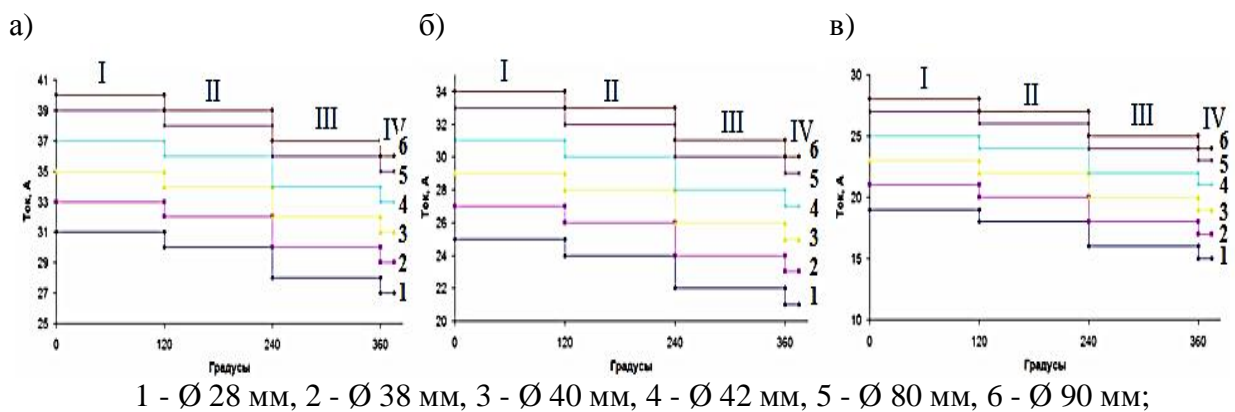


Рисунок 9 – Изменение силы сварочного тока в зависимости от сегмента при сварке трубчатых образцов из хромоникелевой стали 12Х18Н10Т:
а) стенка 0.6 мм; б) стенка 0.8 мм; в) стенка 1.0 мм

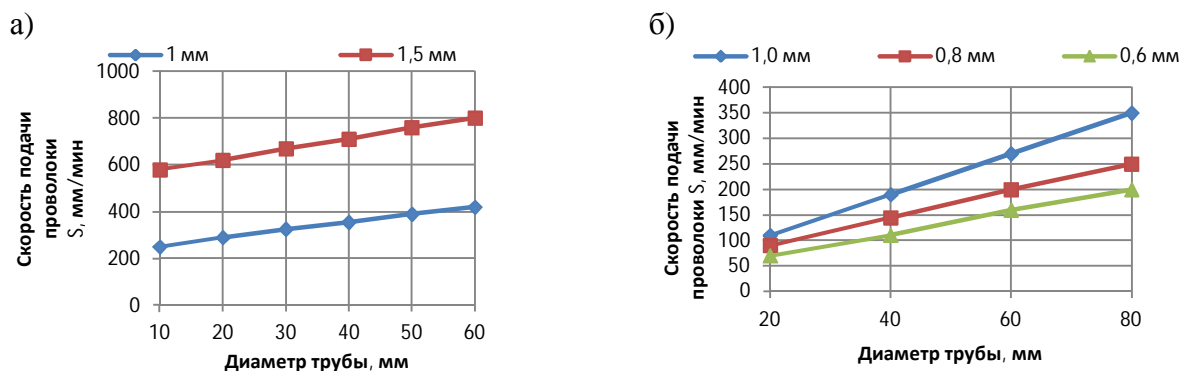


Рисунок 10 – Изменение скорости подачи сварочной проволоки, в зависимости от их диаметра и толщины стенки (а) алюминий (б) нержавейка

Анализ геометрических характеристик сварных швов алюминиевых и нержавеющей труб (рисунок 11, 13) показал, что сварка при постоянном значении тока приводит к значительному увеличению ширины усиления, ширины и глубины проплава по мере наложения сварного шва, при этом высота усиления уменьшается, уходя в «минус», образуя в сечении сварного шва вогнутость. Геометрия и механические свойства сварных швов (рисунок 14) не соответствует требованиям нормативной документации ПИ 1.4.1555 – 2000 и ПИ 1.4.75 – 2000. Уменьшение силы тока при двухшаговом режиме менее интенсивно изменяет геометрические параметры сварного шва, но они также не укладываются в нормативные требования. При снижении силы тока в трехшаговом режиме геометрические параметры вписываются в нормативные требования, но разброс отдельных характеристик сварного шва остается высоким. Начиная с четырехшагового токового режима, все геометрические характеристики сечения шва соответствуют нормативным требованиям по величине и абсолютному разбросу (рисунок 11, 12).

Таким образом, осуществляя разбивку сварного шва на оптимальное количество сегментов, удалось добиться не только оптимальных, не изменяющихся от начальной до конечной точки сварного шва геометрических параметров, но и за счёт этого оптимизировать его структуру и механические характеристики.

На основании выполненных исследований получена эмпирическая зависимость для расчета изменения силы сварочного тока в зависимости от степени регулирования для алюминиевой трубы $I_1 > 10\% I_2 > 13,5\% I_3 > 4\% I_4 > 4\% I_5$, для нержавеющей $I_1 > 3\% I_2 > 6,5\% I_3 > 3,5\% I_4$, где $I_1 - I_5$ ток на каждой ступени регулирования, позволяющие получить, оптимальные структуру и механические характеристики при сварке, а также минимальные и стабильные ширину и высоту усиления, а также ширину и глубину проплава (рисунок 11, 12).

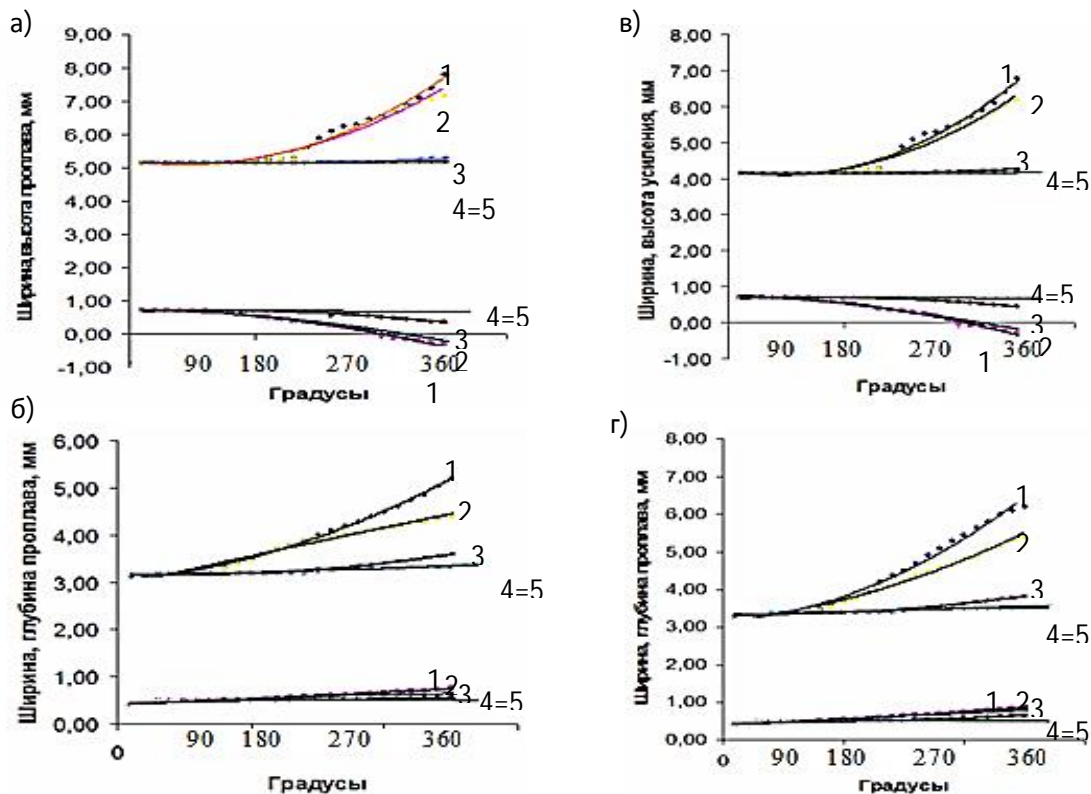


Рисунок 11 – Изменение геометрических параметров сварного шва алюминиевой в зависимости от разбивки на сегменты: 1 – 1 сегмент; 2 – 2 сегмента; 3 – 3 сегмента; 4 – 4 сегмента; 5 – 5 сегментов; а, б – стенка 1,5 мм; в, г – стенка 1,0 мм

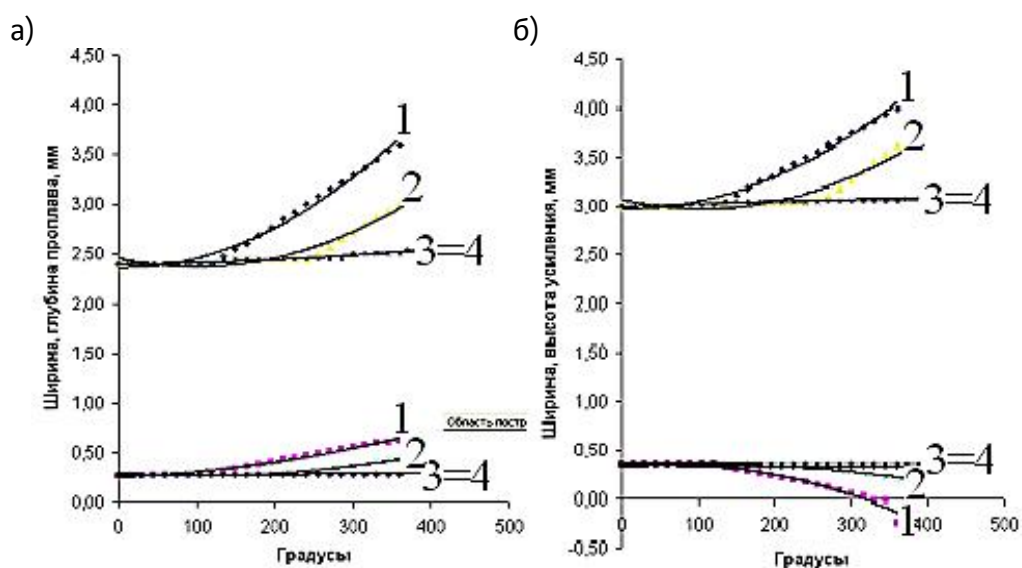


Рисунок 12 – Изменение геометрических параметров сварного шва нержавеющей трубы в зависимости от разбивки на сегменты (стенка 0,6 мм/0,8 мм/1,0 мм):
 1 – 1 сегмент; 2 – 2 сегмента; 3 – 3 сегмента; 4 – 4 сегмента

На рисунке 13 приведены значения суммарной геометрической погрешности сечения в различных сегментах сварного шва, полученного на оптимальных режимах сварки при ступенях регулирования токовым режимом и одной дополнительной для различных диаметров и толщин труб.

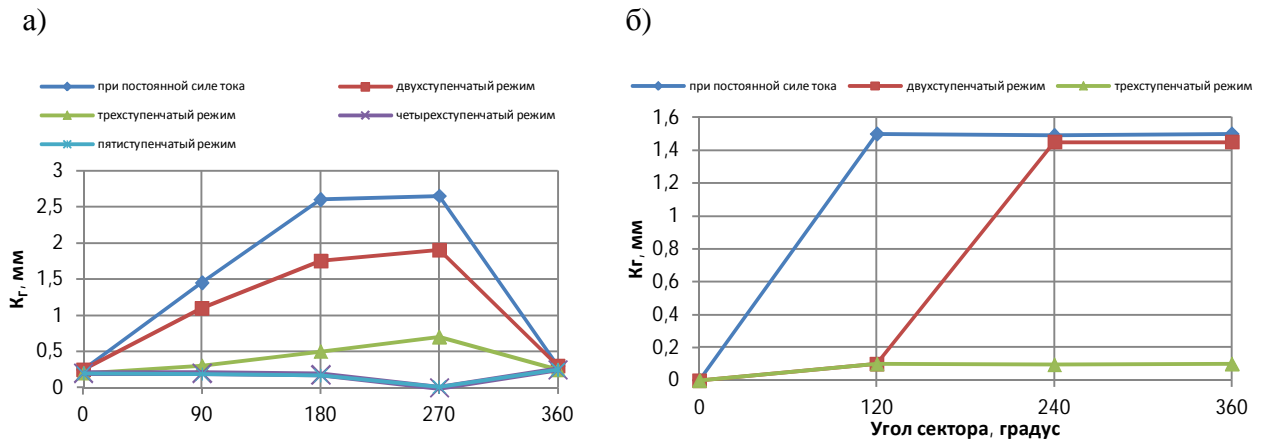


Рисунок 13 – Суммарное геометрическое отклонение сечения сварного шва алюминиевой (а) и нержавеющей (б) трубы

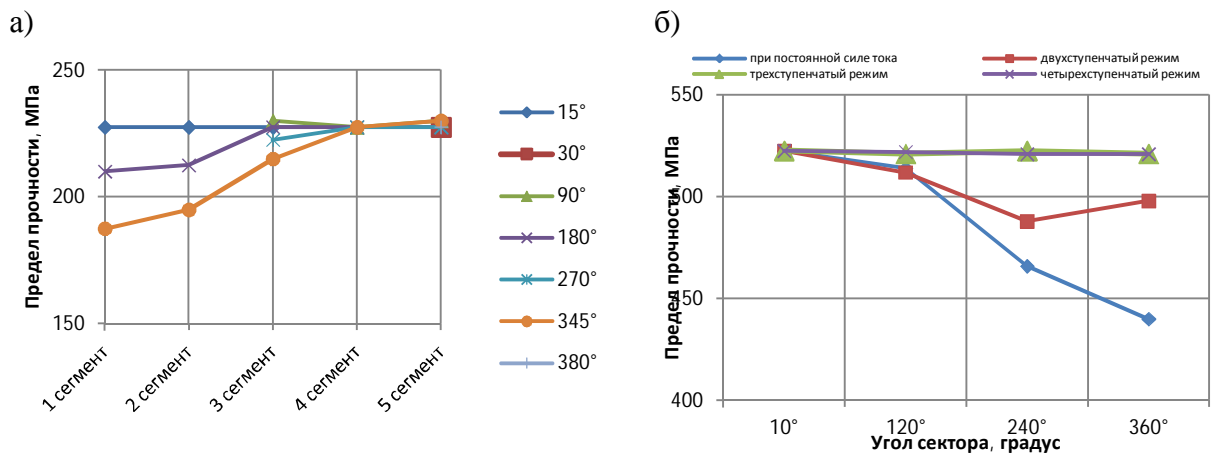


Рисунок 14 – Значение предела прочности сварного шва в зависимости от разбивки на сегменты алюминиевой (а) и нержавеющей (б) трубы

Анализ представленных результатов показывает, что посредством управления тепловложением за счёт регулирования шага и величины токового режима можно активно влиять на структуру, механическую и геометрическую стабильность сварного шва.

Для синергетического управления геометрией шва в процессе сварки необходим фактор, определяющий качество его формирования. Получение швов с хорошим качеством формирования, то есть без таких дефектов как непровары, трещины, прожоги и прочие дефекты, зависит от различных факторов (условия защиты сварного шва, способ и режимы сварки, стабильность параметров режима, устойчивость горения дуги, качество заварки кратера, величины радиусов, толщины свариваемых материалов, скорость сварки и теплофизические свойства материалов). Основными параметрами качества геометрии шва, являются ширина усиления (l) и ширина обратного валика (l_1). Их нижний предел (номинальные значения) определяется из отсутствия пористости и обеспечения надежного провара.

Произведём следующие допущения:

1) Так как рассматриваемый объект - тонкостенные трубы с толщинами стенок (δ) от 0,6 – 1,5 мм, то будем считать $\delta = 0$, то есть процесс плоский;

2) Исходя из первого допущения, можно пренебречь такими параметрами как высота усиления (q) и глубина проплава (q_1). То есть для ширины усиления и ширины обратного валика примем нижний предел $l_{min}=l_0$ и $l_{1min}=l_{10}$. Верхний предел $l_{max}=l_0$ и $l_{1max}=l_{10}$ определяем из условия исключения перегрева сварочной ванны, который приводит к образованию вогнутости и провисанию сварного шва, прожогов и трещин.

Примем $(l_0 + l_1) = \mu$, тогда величина:

$L_{max} \frac{\mu_{max} - \mu_0}{\mu_0} \frac{\Delta\mu_{max}}{\mu_0}$ будет усреднённым показателем неравномерности формирования геометрического параметра μ (то есть ширины усиления (l) и ширины обратного валика (l_1) кольцевого шва).

Динамика изменения показателя μ кольцевых швов в процессе сварки определяется отношением:

$$L(t) = \frac{\mu(t) - \mu_0}{\mu_0} \frac{\Delta\mu(t)}{\mu_0},$$

где $L(t)$, $\mu_0(t)$, $\Delta\mu(t)$ - являются мгновенными значениями указанных параметров в момент времени t . Поэтому величину $L(t)$ мы принимаем в качестве критерия неравномерности формирования швов.

В процессе стабилизации температуры, при движении источника от одного сегмента сварного шва к другому величина $L(t)$ убывает, (рисунок 11, 12) при этом к более стабильным значениям стремится и показатель глобальной фрактальной размерности (D) микроструктуры (рисунок 16-18), что сопровождается снижением вероятности образования дефектов в сварном шве и стабилизации его геометрических параметров.

Также может существовать некоторое значение L_{don} , которое разграничивает области допустимых и недопустимых для данной детали уровней неравномерности формирования геометрических параметров сварного шва, то есть появление $L(t) > L_{don}$ будет служить критерием необходимости управления (оптимизации) тепловложением при увеличении геометрии сварного шва. Оценка L_{don} может быть найдена из экспериментов по исследованию оптимальной геометрии сварного шва рис.13. В качестве свариваемых материалов целесообразнее использовать сплавы, наиболее чувствительные к перегревам (например, алюминиевые сплавы АМгЗМ). Это позволит найденную L_{don} использовать при сварке других марок материалов, менее склонных к перегреву (таких как хромоникелевые стали, например 12Х18Н10Т). Исходя из экспериментальных данных:

Для алюминиевых сплавов АМгЗМ и АК8л+АМгЗМ	Для хромоникелевых сталей 12Х18Н10Т
<i>При процессе сварки без разбивки шва на оптимальное количество сегментов</i>	
$L_{\text{дон}} \geq 60 \% \Rightarrow \sigma_{\text{с}} \approx 20 \%$ (то есть если μ возрастает до 60 %, тогда предел прочности сварного шва снижается на 20 %)	$L_{\text{дон}} \geq 30 \% \Rightarrow \sigma_{\text{с}} \approx 15 \%$ (то есть если μ возрастает до 30 %, тогда предел прочности сварного шва снижается на 15 %)
<i>При разбивке сварного шва на 2 сегмента</i>	
$L_{\text{дон}} \geq 45 \% \Rightarrow \sigma_{\text{с}} \approx 15 \%$	$L_{\text{дон}} \geq 10 \% \Rightarrow \sigma_{\text{с}} \approx 5 \%$
<i>При разбивке сварного шва на 3 сегмента</i>	
$L_{\text{дон}} \geq 15 \% \Rightarrow \sigma_{\text{с}} \approx 5 \%$	$L_{\text{дон}} \leq 5 \% \Rightarrow \sigma_{\text{с}} \approx \text{const}$
<i>При разбивке сварного шва на 4 сегмента</i>	
$L_{\text{дон}} \leq 5 \% \Rightarrow \sigma_{\text{с}} \approx \text{const}$	-

Таким образом, можно принять в качестве допустимого значения относительное изменение $L_{\text{дон}} = 0,05$.

Можно также показать, что относительным изменениям $L_{\text{дон}}$ соответствуют такие же относительные изменения температуры $\gamma(t)$ в зоне формирования сварного шва, которое определяется как:

$$\gamma(t) = \frac{\theta(t) - \theta_{\text{ном}}}{\theta_{\text{ном}}},$$

где $\theta_{\text{ном}}$ - квазистационарная температура при сварке.

Примем, что некоторое $\gamma_{\text{дон}}$, аналогично $L_{\text{дон}}$, разделяет допустимые и недопустимые уровни неравномерности сварных швов по температурному критерию. Покажем, что $\gamma_{\text{дон}} = L_{\text{дон}} = 0,05$ (и это не будет оказывать существенного влияния на изменение прочности, то есть $\sigma_{\text{с}} \approx \text{const}$, согласно данных рисунка 14).

Для доказательства этого воспользуемся моделью мощного быстродвижущегося линейного источника, согласно которой ширина усиления и проплава совпадают, а максимальные температуры определяются выражением:

$$T_m(y) = A \frac{1}{y} (1 - By^2),$$

где $A = \frac{0,484 q}{g c \gamma \delta^2}$, $B = \frac{b}{2 \alpha}$.

Полагая, что $T_m(y) = T_{\text{нл}}$, можно определить относительную полуширину усиления и обратного валика $y = L_n/2$. Учитывая, что для тонкостенных труб ($\delta = 0,6 \div 1,5$ мм) величина $L_n \approx 0,3 \div 0,7$ см, находим выражение $By^2 = b/2\alpha * (L_n/2)^2 < 0,05$, таким образом выражение много меньше 5 %, следовательно $\gamma_{\text{дон}} < 0,05$, им можно пренебречь. Тогда выражение преобразуется к виду:

$$T_m(y) = \frac{A}{y}$$

Следовательно:

$$T_m(y) = \frac{A}{y + \Delta y}$$

$$\Delta T_m = T_m(y + \Delta y) - A \frac{\Delta y}{y(y + \Delta y)}$$

Тогда:

$$\gamma_{don} = \frac{\Delta T_m}{T_m(y + \Delta y)} \cdot \frac{\Delta y}{y} \quad L_{don} = 0,05$$

Таким образом, численные оценки критериев необходимости управления по относительному изменению ширины усиления и ширины обратного валика L_{don} , а также относительному изменению температуры $\gamma_{доп}$ совпадают. Поэтому при разработке технологических процессов сварки, в которых требуется стабилизация геометрии и соответственно температуры кольцевых швов можно применять разработанный критерий.

В пятой главе проведён анализ структурной неоднородности сварных швов тонкостенных трубных заготовок из материалов алюминиевых сплавов АМгЗМ и АК8л+АМгЗМ, а также хромоникелевых сталей 12Х18Н10Т. Обоснована кинетика структурного интерфейса посредством количественных показателей.

На рисунке 15 представлены некоторые микроструктуры, соответствующие разным зонам сварного шва и прилегающих к нему областей. Исходная микроструктура свариваемой заготовки характеризуется мелким зерном и полосчатостью, образованных в результате прокатки трубы, и небольшой степенью ликвации по границам. Материал имеет равновесную структуру с относительно равноосными зёрнами.

Середина сварного шва формируется под действием симметричных тепловых потоков, направленных от центра к периферии в сторону холодной заготовки. В этой части сварного шва наблюдается самая высокая температура, большая скорость охлаждения и низкий градиент температуры, в результате чего развивается однородная неравновесная твердофазная структура, в которой первоначально большинство примесей и легирующих компонентов находились в растворенном состоянии. Развитие твердой фазы начинается с выделения тугоплавких элементов титана и вольфрама вокруг нерастворимых примесей, но учитывая их малую концентрацию количество центров кристаллизации незначительно, в результате чего формируются относительно крупные зёрна. Отсутствие высоких градиентов температур проявляется в равноосности зёрен, которые в отдельных случаях принимают симметричные «лепестковые» формы (рисунок 15). По мере роста кристаллита вокруг него скапливается легкоплавкая эвтектика, образующая при твердении хрупкие прослойки, неравномерно распределенные по контуру границы. Наиболее широкие границы возникают в местах стыковок трех зёрен. Углы стыковок редко принимают значения близкие 120° , а это согласно правилу

Херринга указывает на ощутимое различие химических потенциалов смежных кристаллитов, среди которых один из них является доминирующим.

По мере удаления от центра сварного шва скорость охлаждения снижается, но продолжает оставаться высокой, поэтому формирующаяся структура остается неравновесной (рисунок 15). Влияние градиента температур проявляется в образовании зерен вытянутой формы. При приближении к зоне сопряжения расплавленного металла с твердофазной структурой заготовки, ориентация зерен становится более упорядоченной, а сами зерна более вытянутой формы. Развитие такой ориентации структуры указывает, что в этой области наблюдается максимальный градиент температуры. В общем случае микроструктура сварного шва в центральной части и прилегающих к ней зон носит характер аналогичный для литейных процессов. В зоне сопряжения жидкофазной ванны расплава с твердофазным исходным материалом заготовки происходят структурные превращения характерные только для сварочного процесса.

Твердофазная зона представляет активный тепловой сток, поэтому примыкающая к нему жидкая фаза кристаллизуется под действием высоких тепловых оттоков. Кинетика структурных превращений в этой зоне развивается по синергетическим принципам, направленным на развитие активных диссипативных потоков или формирования каналов высокой проводимости для переноса энергии, тепла и вещества.

Характер структурных процессов в зоне термического влияния осуществляется под действием теплового источника от расплавленной сварочной ванны, начинающего функционировать с началом наложения сварного шва и продолжающегося в течение всего периода остывания (рисунок 15). В области высоких температур происходит частичное оплавление кристаллитов, в результате чего образуются участки межзеренных границ относительно большой ширины, при этом у самих зерен острые углы приобретают сглаженную форму. Высокая плотность теплового потока вызывает наведение градиентов температур и соответствующих им термических напряжений. В случае превышения их предела текучести может происходить термопластическая деформация и генерация различных дефектов кристаллического строения, которые на интерфейсе структурного состояния проявляются как точечные микроструктурные объекты. Дальнейшие структурные изменения в зависимости от плотности теплового потока и теплофизических свойств материала могут протекать по алгоритмам отжига, отпуска или старения.

Твердофазная зона представляет активный тепловой сток, поэтому примыкающая к нему жидкая фаза кристаллизуется под действием высоких тепловых оттоков. Кинетика структурных превращений в этой зоне развивается по синергетическим принципам, направленным на развитие активных диссипативных потоков или формирования каналов высокой проводимости для переноса энергии, тепла и вещества.

Анализ структурной неоднородности сварных соединений, полученных с использованием автоматической аргодуговой сварки и подварки тонкостенных труб из алюминиевых сплавов АМг3М, АК8л и стали 12Х18Н10Т проводился с использованием количественных показателей интерфейса структурного состояния, определяемых методом компьютерной металлографии и учитывающие особенность строения материалов.

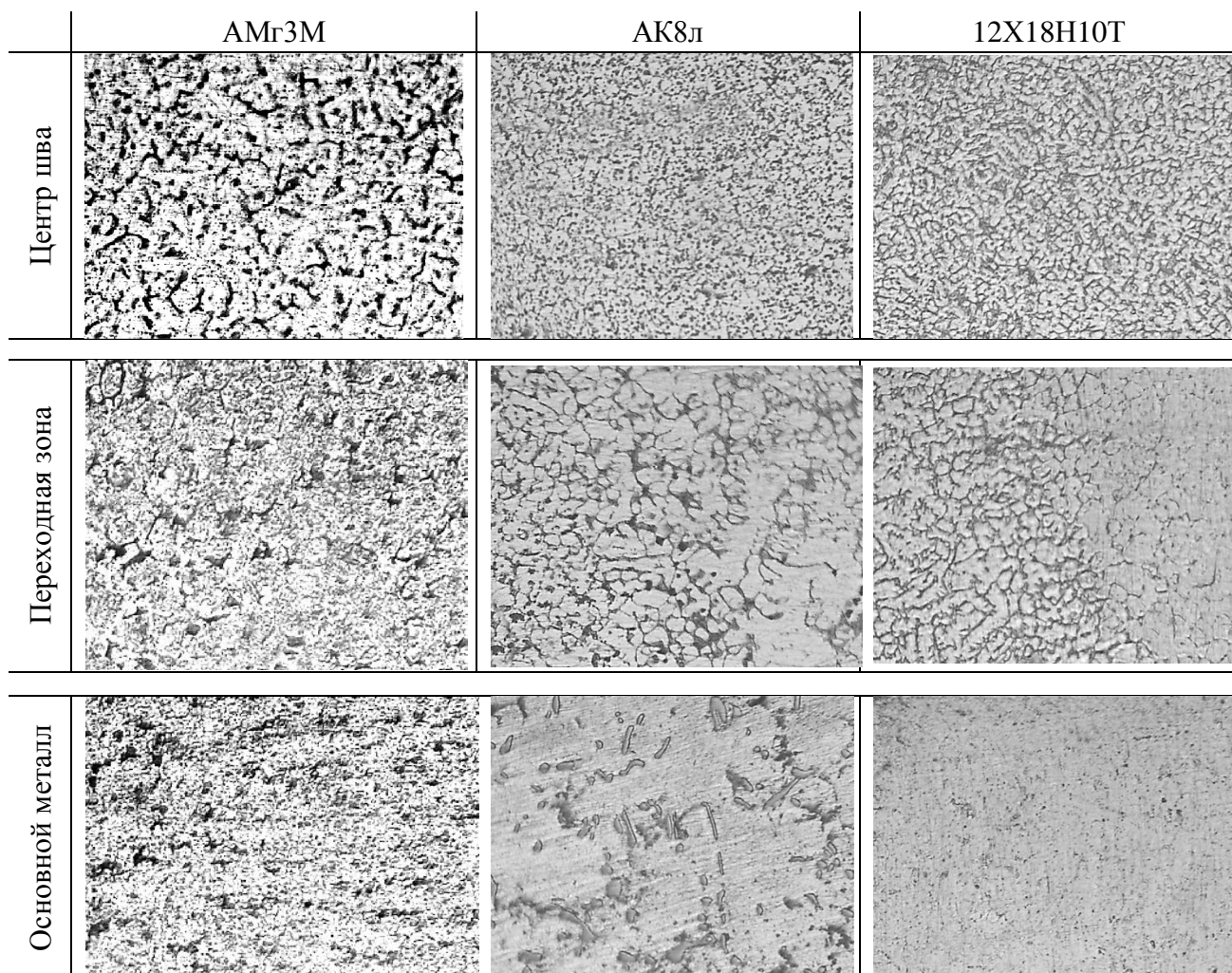


Рисунок 15 – Микроструктура сварного шва (x400)

На рисунке 16 представлено распределение глобальной фрактальной размерности по ширине сварного шва при сварке и трёх подварках трубопровода из алюминиевых сплавов АМг3М, АК8л. Численное значение фрактальной размерности меньше единицы, указывает, что исследуемое геометрическое множество состоит из разделенных в пространстве объектов. Распределение носит экстремальный характер. Максимум располагается в диапазоне между 6-ой и 8-ой точками, который также приходится на переходную область между жидкофазной и твердофазной областью сварного шва. Повышенное значение глобальной фрактальной размерности обеспечивается меньшим диапазоном рассеивания точечных

микроструктурных объектов по размерам и большим диапазоном рассеивания их по концентрации.

С другой стороны повышенные значения глобальной фрактальной размерности констатируют, что точечные микроструктурные объекты располагаются упорядоченно, и эта упорядоченность сохраняется на разных масштабных уровнях.

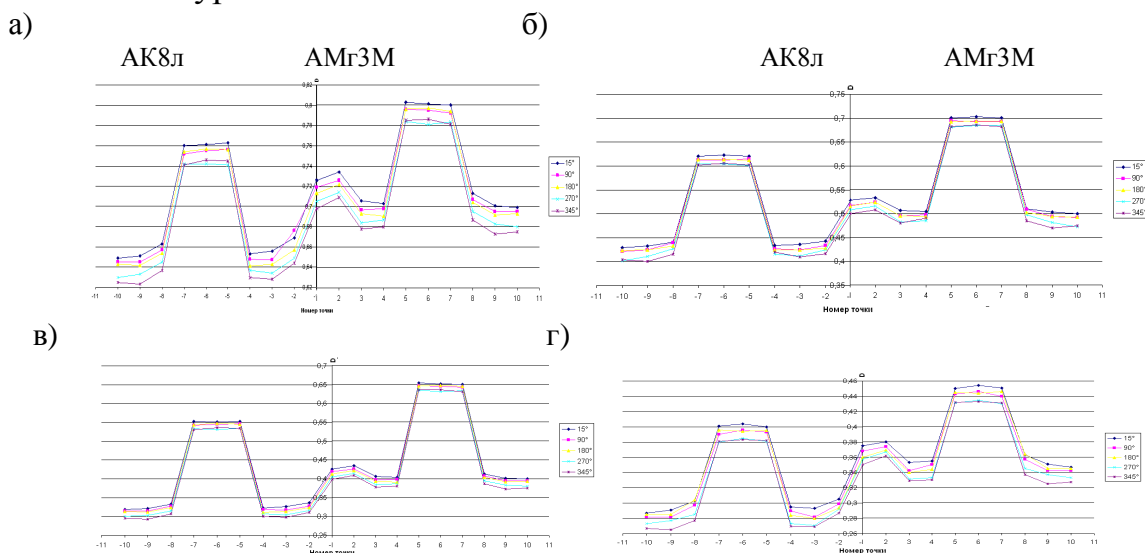


Рисунок 16 – Распределение глобальной фрактальной размерности по ширине сварного шва: а – сварка, б – 1 подварка, в – 2 подварка, г – 3 подварка

Исследование свойств тонкостенных труб из разнородных алюминиевых сплавов АК8л и АМгЗМ с использованием такого параметра как глобальная фрактальная размерность при многократных подварках показало, что эти сочетания материалов можно подваривать не более 3 раз. Увеличение количества подварок приводит к значительному снижению предела прочности и пластичности в первую очередь для алюминиевого сплава АК8л (даже автоматическим способом при оптимальных режимах сварки), в то время как для сплава АМгЗМ существенного влияния не оказывает даже третья подварка. Это можно наблюдать по рисунку 16, 19 (разрушение образцов по материалу АК8л).

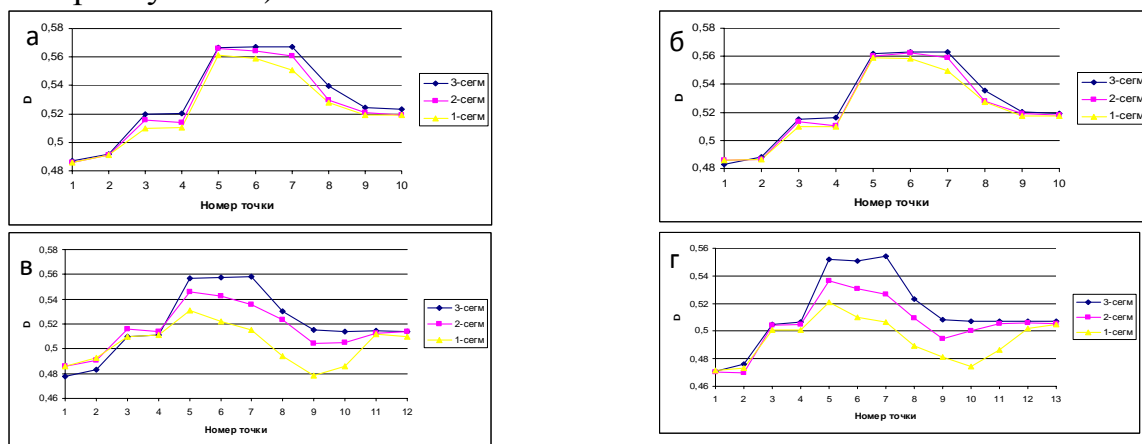


Рисунок 17 – Распределение глобальной фрактальной размерности по ширине сварного шва (а – 15°, б – 120°, в – 240°, г – 345°) 12X18H10T

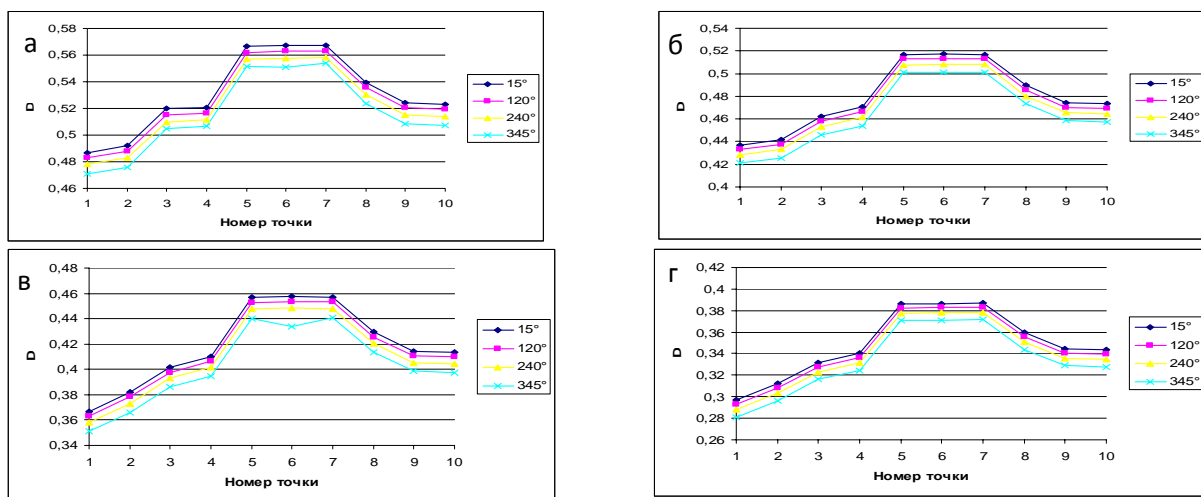


Рисунок 18 – Распределение глобальной фрактальной размерности по ширине сварного шва (а – сварка, б – 1 подварка, в – 2 подварка, г – 3 подварка) 12X18Н10Т

Распределение глобальной фрактальной размерности по ширине кольцевого сварного шва из нержавеющей стали при движении от начальной до конечной точки значительно изменяется в зависимости от количества сегментов и варьирования силы сварочного тока (рисунок 17).

На рисунке 18 представлено распределение глобальной фрактальной размерности по ширине сварного шва при сварке и трёх подварках. Численное значение фрактальной размерности меньше единицы, указывает, что исследуемое геометрическое множество состоит из разделенных в пространстве объектов. Распределение носит экстремальный характер. Максимум располагается в диапазоне между 5-ой и 7-ой точками, который также приходится на переходную область между жидкофазной и твердофазной областью сварного шва. Повышенное значение глобальной фрактальной размерности обеспечивается меньшим диапазоном рассеивания точечных микроструктурных объектов по размерам и большим диапазоном рассеивания их по концентрации. С другой стороны повышенные значения глобальной фрактальной размерности констатируют, что точечные микроструктурные объекты располагаются упорядоченно, и эта упорядоченность сохраняется на разных масштабных уровнях.

Исследование свойств тонкостенных труб из хромоникелевых нержавеющей сталей 12X18Н10Т с использованием такого параметра как глобальная фрактальная размерность показывает, что при многократных подварках (этот материал можно подваривать 3 раза) значительных изменений механических характеристик не наблюдается. Увеличение количества подварок до 5 - ти не приведет к значительному снижению предела прочности и пластичности при оптимальных режимах сварки (рисунок 20) (он будет составлять не менее 60% прочности основного материала).

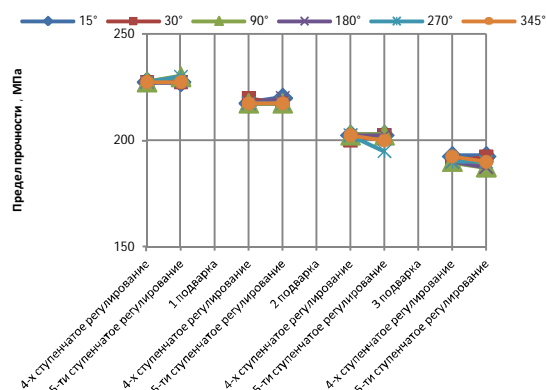
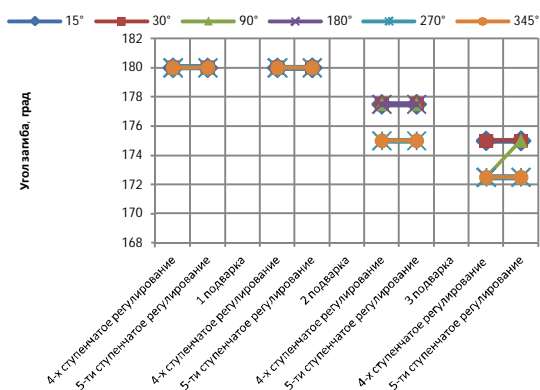


Рисунок 19 – Изменение угла загиба и предела прочности сварного шва из алюминиевого сплава АК8Л в зависимости от места и режима сварки

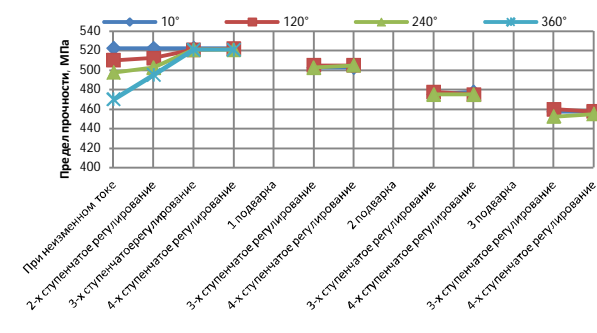
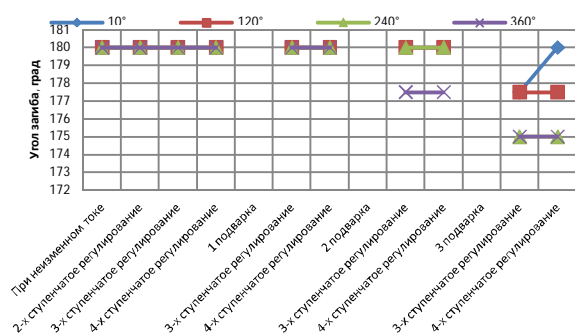


Рисунок 20 – Изменение угла загиба и предела прочности сварного шва из хромоникелевой стали 12Х18Н10Т в зависимости от места и режима сварки

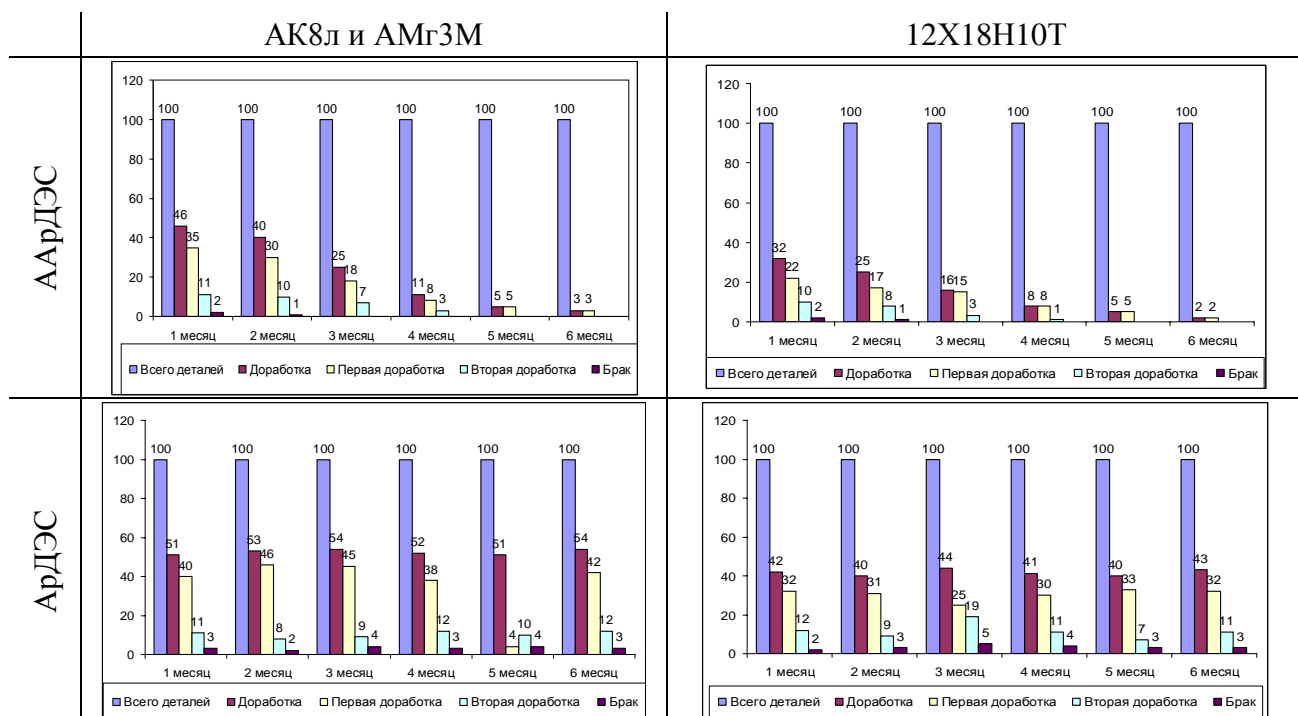


Рисунок 21 – Данные по доработке тонкостенных труб

В результате проведённой оптимизации наблюдается ощутимое снижение числа доработок сварного трубопровода изготавливаемого в филиале ПАО «Компания «Сухой» «КнААЗ им. Ю.А. Гагарина» с использованием автоматической сварки с 46% до 3% для алюминиевых сплавов и с 32% до 2% для нержавеющей сталей, что свидетельствует о целесообразности проведённой работы для производственных целей (рисунок 21).

Основные выводы и результаты

1. Модель точного дозирования энергии при сварке тонкостенных труб из алюминиевых сплавов и хромоникелевых сталей получена заданием уравнения движения в функциях натурального параметра – угла (длины сектора) пройденного источником пути. Уравнение учитывает периоды насыщения и выравнивания температур при сварке тонкостенных труб и обеспечивает достаточную для практического применения точность;

2. Корректность математической зависимости (модели) температурного поля при кольцевой сварке подтверждается экспериментально и позволяет пользоваться вычислительными экспериментами на ЭВМ для анализа конкретных технологических задач;

3. По субъективным признакам комплексный показатель геометрической неоднородности сварного шва позволяет оценить на начальном этапе оптимальность как сварного шва, так и структурную однородность без проведения объёмных вычислительных действий;

4. Критерий относительной неравномерности изменения параметров сварного шва и температуры указывает на то, что при увеличении распределения температур в сварном шве и околошовной зоне более чем на 5 %, значительно ухудшаются механические характеристики по всему кольцевому шву;

5. Используя количественный показатель глобальной фрактальной размерности интерфейса структурного состояния, можно объективно оценить степень неоднородности структуры по ширине сварного шва. Установлено, что в переходной зоне между сварочной ванной и твердофазной структурой количественный показатель интерфейса структурного состояния достигают экстремальных значений.

Публикации автора по теме диссертации:

1. Куршева, В.Д. Оптимизация режимов автоматической сварки поворотных стыков трубопроводных систем / В.Д. Афанасьева, П.В. Бахматов // Научно-техническое творчество аспирантов и студентов: материалы 47-й научно-технической конференции студентов и аспирантов, Комсомольск-на-

Амуре, 01-14 апреля 2017 г. – Комсомольск-на-Амуре: ФГБОУ ВПО «КНАГТУ», 2017. – С.ххх

2. Куршева, В.Д. Параметры управления геометрией шва в процессе автоматической сварки / В.Д. Афанасьева, П.В. Бахматов // Научно-техническое творчество аспирантов и студентов: материалы 47-й научно-технической конференции студентов и аспирантов, Комсомольск-на-Амуре, 01-14 апреля 2017 г. – Комсомольск-на-Амуре: ФГБОУ ВПО «КНАГТУ», 2017. – С.ххх