

61:02-5/2310-7

МОСКОВСКИЙ ГОСУДАРСТВЕННЫЙ ТЕХНИЧЕСКИЙ УНИВЕРСИТЕТ  
им. Н.Э.БАУМАНА.

---

На правах рукописи

УДК 621.791

Орлик Геннадий Владимирович

РАЗРАБОТКА ТЕХНИКИ И ТЕХНОЛОГИИ НАПЛАВКИ  
АЛЮМИНИЕВОЙ БРОНЗЫ НА СТАЛЬ КОМБИНИРОВАННЫМ  
АРГОНОДУГОВЫМ СПОСОБОМ.

05.03.06 – Технологии и машины сварочного производства.

Диссертация  
на соискание ученой степени  
кандидата технических наук.

*Орлик*

Научный руководитель –  
кандидат технических наук  
Царьков А. В.

Калуга – 2002

## СОДЕРЖАНИЕ

	Стр.
Введение .....	4
Глава 1. ОБЪЕКТ ИССЛЕДОВАНИЯ И ПУТИ СОВЕРШЕНСТВОВАНИЯ ТЕХНОЛОГИИ НАНЕСЕНИЯ АНТИФРИКЦИОННОГО ПОКРЫТИЯ.	
1.1. Описание работы изделия и технологические требования, предъявляемые к наносимому слою.....	8
1.2. Технологические особенности различных способов нанесения антифрикционного покрытия .....	10
1.3. Особенности наплавки алюминиевой бронзы на низкоуглеродистую сталь.....	13
1.4. Существующие теории трещинообразования при наплавке бронзы на сталь.....	18
1.5. Обоснование выбора способа нанесения покрытия.....	24
Выводы по главе.....	29
1.6. Цель и задачи работы.....	30
Глава 2. ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ФАКТОРОВ НА ПРОЦЕССЫ ПРОТЕКАЮЩИЕ В ЗОНЕ КОМБИНИРОВАННОЙ ДВУХДУГОВОЙ НАПЛАВКИ.	
2.1. Анализ схем аргонодуговой наплавки.....	31
2.2. Технологические и металлургические факторы определяющие свойства наплавленного слоя.....	44
2.3. Исследование магнитных полей при двухдуговой наплавке.....	48
2.4. Экспериментальная установка для наплавки.....	58
2.5. Температурные условия работы плоско заточенного вольфрамового электрода.....	70
Выводы по главе.....	75

### Глава 3. ОПРЕДЕЛЕНИЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ УСЛОВИЙ КОМБИНИРОВАННОЙ НАПЛАВКИ БИМЕТАЛЛИЧЕСКОЙ ПОВЕРХНОСТИ

3.1. Расчёт оптимальных температурных условий наплавки короткого тонкостенного цилиндра.....	77
3.2. Оценка вероятности порообразования в наплавленном слое.....	88
3.3. Определение оптимальных параметров режима наплавки методом планирования эксперимента.....	93
Выводы по главе.....	110

### Глава 4. ИССЛЕДОВАНИЕ ПУТЕЙ ПОВЫШЕНИЯ КАЧЕСТВА НАПЛАВЛЯЕМОГО БРОНЗОВОГО ПОКРЫТИЯ

4.1. Разработка дополнительных технологических приёмов повышения качества наплавленной поверхности.....	111
4.2. Методы исследования сварочных напряжений и деформаций.....	116
4.3. Определение остаточных напряжений по деформациям окрестности зондирующего несквозного отверстия.....	126
4.4. Технология нанесения антифрикционного покрытия на рабочие поверхности поршня сервомотора .....	133
Выводы по главе.....	138
Общие выводы и результаты работы.....	140
Список использованной литературы.....	142
Приложение .....	151

## ВВЕДЕНИЕ

Современная отечественная энергетика развивается в соответствии с долгосрочной Энергетической программой строительства мощных ТЭС, ТЭЦ и АЭС. В то же время Энергетическая программа предусматривает экономию энергоресурсов во всех сферах их использования. Высокоэффективным способом экономии использования топлива является комбинирование выработки теплоты и электрической энергии.

Высокий технический уровень паровых турбин по экономичности и надёжности, маневренность, а также хорошая приспособляемость к различным тепловым схемам и потребителям механической энергии, при широких диапазонах изменения параметров пара, значительно расширили диапазон применения паровых турбин малой мощности. Повышение качества и увеличение эксплуатационной надёжности систем автоматического регулирования частоты вращения и давления пара в отборах поставило ряд задач по увеличению антифрикционных свойств пар и узлов трения.

Основные проблемы получения высококачественного бронзового покрытия на низкоуглеродистой стали связаны с образованием в процессе нанесения антифрикционного слоя ряда характерных дефектов и, в первую очередь, трещин на границе сплавления «бронза-сталь». Указанные дефекты существенно снижают работоспособность антифрикционного слоя.

Известные способы нанесения антифрикционных покрытий не во всех случаях обеспечивают требуемое качество наплавляемого слоя и зоны сплавления, что ограничивает срок эксплуатации необслуживаемых энергетических установок. В связи с этим приобретают большое значение работы, направленные на изучение комбинированных способов нанесения покрытий с целью повышения качества наносимого антифрикционного слоя.

Целью работы является повышение качества наплавленного слоя путём использования комбинированного аргонодугового способа наплавки.

Методы исследования. Основные задачи работы решались на основе сочетания теоретических и экспериментальных методов исследования. Теоретические расчёты базировались на аппарате теории теплопроводности и классической теории электромагнетизма.

Теоретические расчёты тепловых полей в случае наплавки наружной поверхности полого цилиндра проводились на основе аналитической модели, учитывающей ограниченность наплавляемого изделия по длине. При оценке вероятности порообразования в наплавленном слое рассматривался баланс сил, действующих на движущуюся пору в вязком металле. Для определения оптимальных температурных условий работы неплавящегося вольфрамового электрода использована модель, основанная на конечно-разностной аппроксимации стационарного нелинейного уравнения теплопроводности. Численное решение осуществлялось по явной разностной схеме методом сквозного счёта на установление.

Экспериментальный метод исследования состоял в записи термических циклов точек наплавляемого цилиндра с помощью специального измерительного комплекса. Комплекс позволяет осуществлять одновременный опрос десяти хромель-алюмелевых термопар с частотой 40 Гц. Остаточные напряжения в наплавленном слое определяли методом голографической интерферометрии на измерительном комплексе «ЛИМОН ТВ». Для экспериментального определения потока магнитной индукции использовался комбинированный прибор Ш1-8, с зондом «С». Измерения геометрии профиля наплавленного слоя выполнялись на профилографе-профилометре модели 201.

Для определения внутренних и наружных дефектов в наплавленном металле и зоне сплавления применяли методы капиллярной и ультразвуковой дефектоскопии. Структуру наплавленного слоя исследовали с помощью оптической металлографии.

При исследовании геометрии наплавленного слоя использовался аппарат математической статистики.

Научная новизна работы. Проведённый анализ показал, что большинство способов наплавки не обеспечивают возможность получения антифрикционных свойств бронзового покрытия за один проход. Альтернативой традиционным является комбинированный двухдуговой способ наплавки, позволяющим гибко регулировать величину тепловложения как в основной металл, так и в присадочную проволоку.

Установлено, что электромагнитное взаимодействие основной и вспомогательной дуг, оказывает существенное влияние на качество технологического процесса комбинированной наплавки. Экспериментальные исследования показали, что при увеличении тока в присадочной проволоке (ток вспомогательной дуги) от 60 до 150 А, приводит к отклонению оси дуги неплавящегося электрода (основная дуга) на угол от 15 до 40 градусов. Полученные данные по взаимному влиянию магнитных полей могут быть использованы для исследования двухдуговых способов сварки и наплавки.

Проведённые опыты показали, что снижение степени сосредоточенности дуги, за счёт использования в качестве неплавящегося электрода (катода) цилиндрического плоскозаточенного вольфрамового прутка, приводит к повышению технологических характеристик наплавленного слоя.

Практическая ценность работы. Применение комбинированного аргонодугового способа наплавки алюминиевой бронзы на низкоуглеродистую сталь позволяет гибко регулировать тепловложения в основной металл и присадочную проволоку, что повышает качество антифрикционного слоя.

Разработаны практические рекомендации и технология по использованию процесса комбинированной аргонодуговой наплавки.

Реализация результатов работы. Разработанная технология и оборудование прошли опытно-промышленное апробирование и внедрение на ОАО «Калужский турбинный завод» с экономическим эффектом 168 тыс. рублей за 2001 г.

Апробация работы. Основные положения работы докладывались на научном семинаре кафедры М2-КФ «Технологии сварки» КФ МГТУ им. Н.Э. Баумана; на научном семинаре МТ-7 «Технологии и оборудование сварочного производства» МГТУ им. Н.Э. Баумана в 2001г.

Публикации. По теме диссертации опубликовано 10 печатных работ.

Объем и структура работы. Диссертационная работа состоит из введения, четырёх глав, списка литературы и приложения. Изложена на 150 страницах машинописного текста, содержит 60 рисунков, 17 таблиц и 105 наименований литературных источников и приложения.

# ГЛАВА 1. ОБЪЕКТ ИССЛЕДОВАНИЯ И ПУТИ СОВЕРШЕНСТВОВАНИЯ ТЕХНОЛОГИИ НАНЕСЕНИЯ АНТИФРИКЦИОННОГО ПОКРЫТИЯ

## 1.1. Описание работы изделия и технологические требования, предъявляемые к наносимому слою

Освоение севера и северо-востока России базируется на энергии паротурбинных электростанций малой мощности с тепловыми потребителями, а иногда и на использовании чисто конденсационных схем. Наиболее уязвимыми в процессе эксплуатации турбин являются системы автоматического регулирования частоты вращения и давления пара в отборах [1].

Особенности теплообменного оборудования турбин малой мощности потребовали отыскания более простых, менее металлоемких конструкций с большим саморегулированием.

На Калужском турбинном заводе создана одно-насосная автоматическая система регулирования частоты вращения паровой турбины малой мощности при блочном исполнении гидравлических органов преобразования и усиления информации. Она позволила существенно повысить качество системы: повысить надежность до уровня, обеспечивающего в ряде случаев наработку до 10 лет эксплуатации без регламентных работ и переналадок; упростить и уменьшить габариты системы и ее элементов; упростить и привести к логическому единообразию все операции – от разработки до проверки такой системы.

Повышенная надежность и простота турбин малой мощности во многих случаях допускают эксплуатацию без местного обслуживания.



На турбинах для привода органов парораспределения применяются сервомоторы с двухсторонним подводом рабочей жидкости к поршню и, как правило, с встроенной гидравлической обратной связью. В качестве рабочей жидкости используется турбинное масло.

Работоспособность сервомотора, определяется диаметром поршня и выбирается из расчета усилий, действующих на регулирующие органы турбины, с учётом сил трения в приводе. Общий вид поршня сервомотора представлен на рис.1.1.

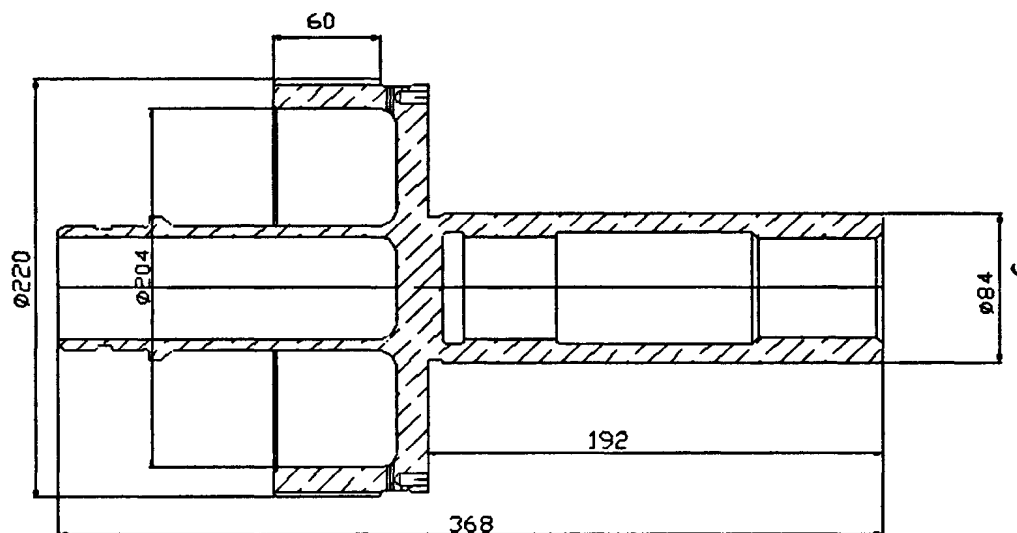


Рис.1.1. Поршень сервомотора

Поршень сервомотора перемещается непосредственно в расточке корпуса блока регулирования и имеет с каждой стороны цилиндрические полые отrostki. Он имеет шаровое сочленение с рычажной передачей парораспределения, что допускает достаточно большие расцентровки оси сервомотора и рычага парораспределения, возникающие из-за неточностей сборки. Внутри поршня располагается трубка гидравлической обратной связи, к которой подводится масло их проточной импульсной линии. Площадь слива масла через щель обратной связи ограничена и зависит от положения поршня сервомотора.

Сервомотор должен обладать достаточной перестановочной силой для преодоления паровых усилий и сил трения в парораспределении и в самом сервомоторе. Требования к самоцентровке поршня не являются столь жесткими, как в элементах регулирования с золотниками.

В первоначальном варианте поршень целиком изготавливался из бронзы Бр АМц 9-2. По экономическим соображениям было предложено изготовить поршень из стали Ст.3. с нанесением антифрикционного слоя из алюминиевой бронзы Бр АМц 9-2 на поверхности сопрягаемые с корпусом блока регулирования. При этом наплавленный слой должен иметь толщину не менее 1,5 мм, после механической обработки.

На поверхности биметалла допускаются отдельные поры и включения диаметром менее 0,4 мм, но не более 3 штук на площади 15 см<sup>2</sup>, мелкая пористость с размером пор диаметром до 0,1 мм на площади 0,5 см<sup>2</sup>. Дефекты, превышающие допустимые, подлежат разделке механическим путём и исправлению.

Поршень совершает возвратно - поступательное движение в корпусе блока регулирования сервомотора, осуществляя корректировку парораспределения. Диаметр поршня определяет производительность сервомотора. Наиболее применимы сервомоторы с диаметром поршня 180...250 мм.

## 1.2. Технологические особенности различных способов нанесения антифрикционного покрытия

При выборе рационального способа получения биметаллического соединения для конкретного изделия необходимо знать технологические возможности различных способов нанесения покрытий и их характерные особенности [2].

Гальванические покрытия находят широкое применение при изготовлении биметаллических соединений [3]. Они имеют ряд преимуществ

перед наплавкой: позволяют наносить тонкие покрытия равномерной толщины с различной твёрдостью и износостойкостью без нарушения структуры основного металла, поскольку он в процессе наращивания получения плакирующего слоя остаётся практически холодным.

В то же время этим способам присущи такие недостатки, как сложность и низкая скорость процесса (0,1 мм/ч – медь) снижение сопротивления усталости деталей, загрязнение окружающей среды отходами производства. Широкое применение эти способы находят при нанесении плакирующих слоёв менее 0,3 мм.

Электроконтактная наплавка – высокопроизводительный способ нанесения плакирующих покрытий на наружные поверхности цилиндрических деталей. Возможно наплавлять материалы различной формы, с различными физико-механическими свойствами (стальные ленты, порошки, проволоки). Толщину наплавленного слоя можно регулировать в пределах 0,2...1,5 мм, при этом припуск на механическую обработку составляет 0,2...0,5 мм. К недостаткам данного способа следует отнести несплавление в отдельных местах с основным металлом и смежными валиками. Для наплавки медных сплавов данный способ не используется [4].

Вибродуговая наплавка характеризуется возможностью нанесения слоёв требуемой твёрдости толщиной 0,5...3 мм на наружные и внутренние поверхности стальных и чугунных деталей диаметром 12...100 мм. Однако качество наплавки невысокое: получаемые покрытия имеют большую пористость, с неравномерной твёрдостью и неоднородной структурой, что способствует возникновению значительных растягивающих напряжений и, как следствие, снижению усталостной прочности на 30...40 %.

Наплавка под слоем флюса – высокопроизводительный процесс получения слоёв с необходимыми физико-механическими свойствами. Возможно получение наплавленных слоёв толщиной 0,8...10 мм. В процессе наплавки происходит высокий нагрев детали и значительное перемешивание основного и присадочного металлов. Нанесение слоёв возможно на

цилиндрические детали диаметром более 55 мм, при этом возникает необходимость в применении флюсоудерживающих устройств.

Наплавка порошковыми проволоками применяется при наплавке под слоем флюса, а также при наплавке открытой дугой без дополнительной защиты. Этот способ широко применяется при восстановлении и ремонте деталей.

Наплавка в среде защитных газов, так же, как и вибродуговая наплавка, позволяет наносить на детали широкого диапазона диаметров 20 ... 400 мм слои толщиной 0,5 ... 3,0 мм, но более высокого качества при более высокой производительности. Наплавка плавящимся электродом характеризуется повышенным разбрызгиванием металла (до 15%) и значительным перемешиванием основного и присадочного металлов, по отношению к наплавке неплавящимся электродом. Использование аргонодуговой наплавки неплавящимся электродом с подачей присадочной проволоки позволяет получить меньшее термическое влияние, чем при вибродуговой наплавке [5].

Газопламенное и плазменное напыление и металлизация наиболее эффективно применяется при нанесении тонких слоев. Аппараты, использующие напыляемый материал в виде проволоки - металлизаторы, а в виде порошка - установки порошкового напыления. Толщина наносимых слоёв 0,02...0,3 мм. Твердость покрытия ниже твёрдости исходного металла, что объясняется наличием окисных прослоек между частицами и неоднородностью покрытия. Пористость покрытия является характерным дефектом [6, 7].

Плазменная наплавка характеризуется высокой производительностью процесса, при этом в зависимости от выбранной схемы ведения процесса возможно получение меньшей глубины проплавления, чем при дуговых способах наплавки. Однако, при этом способе значительный расход плазмообразующего газа [8].

### 1.3. Особенности наплавки алюминиевой бронзы на низкоуглеродистую сталь

Как известно, основные проблемы получения бронзового высококачественного покрытия на низкоуглеродистой стали связаны с образованием в процессе наплавки различных микро – дефектов и, в первую очередь, трещин на границе «сталь-бронза». Указанные дефекты существенно снижают общую работоспособность антифрикционного покрытия.

При наплавке бронзы на сталь в зоне сплавления и в наплавленном металле вследствие окисления элементов сплава, например алюминия [9], наблюдается образование оксидных включений, способствующих зарождению газовых пор.

Результатом газового анализа установлено содержание кислорода, водорода и азота в наплавленном и исходном состоянии для бронзы Бр Амц 9-2 (таб.1) [10].

Таблица 1.

Содержание кислорода, водорода и азота в наплавленном и исходном состоянии для бронзы Бр Амц 9-2

Объект исследования	[O],%	[N],%	[H],%
Проволока Бр Амц 9-2	0,0245	0,0061	0,00123
Наплавленный металл проволокой Бр Амц 9-2	0,0127	0,0121	0,001

На концентрацию кислорода в наплавленном металле влияет наличие в свободном состоянии алюминия, являющегося эффективным раскислителем. Поэтому содержание кислорода в наплавленном металле меньше, чем в исходном.

При дуговом процессе наплавки интенсивное поглощение азота осуществляется жидким металлом сварочной ванны и зависит от времени

пребывания расплава в жидком состоянии, а так же от степени чистоты используемого защитного газа [11].

В металле, наплавленном проволокой Бр А Мц 9-2 могут присутствовать окислы меди различной валентности. Они находятся в виде пленок (размером 10...50 мкм) и отдельных включений неправильной формы (размером 3...7 мкм) [10].

Источником водорода, отрицательно влияющим на качество наплавленного слоя является повышенная влажность защитного газа и его повышенное содержание в присадочной проволоке. В этом случае причиной пористости становится абсорбация водорода. При увеличении степени легирования и повышенном содержании связующих веществ, вероятность порообразования снижается [12].

При воздействии легирующих элементов бронзы с кислородом в сварочной ванне появляются оксиды, которые могут быть инициаторами трещин [13].

Легирование алюминиевых бронз такими металлами, как Mn, Fe и Ni, существенно уменьшают их склонность к газонасыщению при высокотемпературном нагреве и вероятность образования оксидных включений [14]. Следует учитывать, что содержание железистых составляющих в наплавленном металле определяет распределение микротвердости по высоте наплавленного слоя [15, 16]

За счет быстротечности процесса нанесения плакирующего слоя окислы полностью не удаляются из него. Использование комбинированных дуговых способов нанесения покрытий позволяет снизить тепловложение в основной металл, что способствует уменьшению глубины проплавления последнего. Глубина проникновения зависит не только от свойств наплавляемого и основного металла, но и от возникающих в процессе наплавки дефектов в виде включений, диффузионных и кристаллизационных прослоек, и дефектов металлургического происхождения [17].

Учитывая значительную зависимость конечного состава наплавленного металла при дуговой наплавке от процессов окисления, происходящих в дуге и сварочной ванне, а так же от полноты перемешивания расплавленных составляющих присадочной проволоки, необходимо обратить особое внимание на выбор параметров режима наплавки.

Один из основных факторов, обуславливающих сложность наплавки бронзовых сплавов - высокая склонность к трещинообразованию.

Образование трещин зависит от технологии ведения процесса наплавки, параметров режима наплавки, состава присадочной проволоки и класса стали. Стойкость бронз против образования горячих (кристаллизационных) трещин, при прочих равных условиях, зависит от эффективного интервала кристаллизации. Чем уже этот интервал, тем стойкость к образованию горячих трещин выше, что соответствует общим представлениям о склонности металлов и сплавов к образованию горячих трещин [18]. Установлено, что алюминиевые бронзы имеют интервал кристаллизации от 20 до 30 °С, медно - никелевые – от 65 до 70 °С, оловянные бронзы около 150 °С.

Возникновение кристаллизационных трещин в процессе наплавки бронзы на сталь, в значительной степени связано с содержанием железа в шве, что отрицательно сказывается на характере кристаллизации сплава, из-за превышения критической величины растягивающих напряжений [19, 20].

Помимо зоны сплавления в сечении наплавленного шва можно выделить следующие зоны: зона сплавления, зона термического влияния стали, околошовная зона и зона термического влияния бронзы. Наиболее критичной с точки зрения образования трещин является зона термического влияния стали. Протяженность зоны термического влияния стали зависит от исходного состояния стали и составляет 1,4...2,1 мм. В данной зоне можно выделить участки, характеризующиеся свойственной им микроструктурой и размером зерна. К ним относятся: участок оплавления зёрен, участок с признаками перегрева, участок неполной перекристаллизации и т.д. Чем выше температура

нагрева и скорость охлаждения металла зоны термического влияния соединения, тем значительнее изменение его структуры и, соответственно механических свойств. Металл зоны, прилегающей к наплавленному шву, после процесса наплавки характеризуется низкими пластичностью ( $\delta = 2 - 4 \%$ ) и ударной вязкостью ( $a_n = 150 \text{ кДж/м}^2$ ).

При наплавке на границе зоны сплавления в стали имеются искажения кристаллической решётки, характеризующиеся накоплением избыточной свободной энергии по границам зёрен стали в местах наибольших искажений. Это приводит к увеличению скорости диффузии атомов бронзы. Под действием диффузии происходит заполнение освободившегося объёма бронзой. По мере снижения температуры расплава в процессе кристаллизации под действием упругих напряжений сжатия объём проникновения бронзы в сталь увеличивается.. [19, 20].

Увеличение содержания углерода приводит к проникновению меди в поверхностные слои стали. Диффузия углерода из растворенного медью слоя стали вызывает неоднородность углерода в зоне сплавления. Степень неоднородности распределения углерода зависит от его исходного содержания в стали, времени контакта с жидкой бронзой, а так же от параметров режима наплавки [21].

Зона термического влияния бронзы обычно имеет крупнозернистую структуру с постепенным уменьшением зерна по мере приближения к зоне сплавления. Ширина зоны для сплавов составляет 2,2...4,1 мм. Содержание железа на границе сплавления максимально (0,4...0,8%), а по мере удаления от зоны сплавления падает до нуля [22].

Наряду с образованием трещин в зоне термического влияния, в зависимости от способа наплавки бронзы повышается склонность к образованию холодных трещин в околосшовной зоне стали. Такие трещины образуются в твёрдом состоянии на расстоянии 0,5...5 мм от границы сплавления. Установлено, что их образование зависит от пластических свойств



при повышенных температурах. Различная склонность бронз к образованию трещин в околошовной зоне определяется различным уровнем пластических свойств при повышенных температурах. Для различных сплавов величина температурного интервала 250...700<sup>0</sup>С. В данном интервале наблюдается резкий провал пластичности. Минимальным уровнем пластических свойств обладают медноникелевоалюминиевые сплавы и оловянные бронзы, максимальным марганцево-алюминиевые бронзы. Повысить характеристики пластичности при температуре выше 300<sup>0</sup>С позволяет добавление микролигирующих добавок. Наиболее эффективна комплексная добавка (бора 0,5 % и ванадия 0,5 %). Введение этих компонентов позволяет повысить величину относительного удлинения бронзы в интервале провала пластичности до 20%. А именно, чем ниже уровень пластических свойств, тем больше склонен сплав к образованию трещин в твердом состоянии. Минимальная величина относительного удлинения в температурном интервале провала прочности бронз  $\delta_{\min}$  может служить количественной характеристикой склонности к образованию трещин в твердом состоянии. Предлагается следующая оценка свариваемости медных сплавов в зависимости от уровня  $\delta_{\min}$ : хорошо свариваемые сплавы -  $\delta_{\min} \geq 20$  %, удовлетворительно – от 6 до 20%, ограничено – от 2 до 5,9%, плохо или не свариваемые - менее 2% [18].

Хорошо наплавляемые сплавы не требуют применения специальных технологических приемов. При нанесении удовлетворительно наплавляемых сплавов желательно не создавать большой сварочной ванны и отслеживать температуру подогрева образца в процессе наплавки. Наплавку ограниченно наплавляемых сплавов рекомендуется производить на минимальной погонной энергии с охлаждением металла соединения после выполнения каждого прохода. [18].

Полная оценка наплавки бронзы должна производиться с учетом ее стойкости к образованию, как кристаллизационных трещин, так и трещин в твердом состоянии.

#### 1.4. Существующие теории трещинообразования при наплавке бронзы на сталь

Несмотря на многочисленные исследования межкристаллитного проникновения, до сих пор нет единого взгляда на механизм последнего. В статьях [23, 24] указывается, что на поверхности кристаллизующейся стали в результате действия упругопластических деформаций растяжения образуется микрощель. Вследствие капиллярного эффекта в неё проникает жидкая медь. В устье микрощели она вызывает дополнительное давление на стенки щели, что приводит к развитию микро надрыва, к образованию трещины большей длины, в которую и проникает жидкая медь.

В работах [25, 26] сделан вывод, что механизм межкристаллитного проникновения имеет диффузионную природу. Есть предположение, что межкристаллитное проникновение является результатом растворения (коррозии) металла под напряжением [27].

В работе [28] высказано мнение, что межкристаллитное проникновение происходит в следствие адсорбционного эффекта.

С позиций предложенных механизмов трудно объяснить все особенности межкристаллитного проникновения. В зависимости от состава медного сплава и стали, глубина межкристаллитного проникновения изменяется от нуля до десятков миллиметров, не смотря на то, что коэффициент диффузии меди в ферритную и аустенитную сталь практически одинаков. Концентрация элементов в начале и конце межкристаллитного проникновения не изменяется, что не характерно для диффузионного процесса. Скорости растворения стали в монель - металле и оловянных бронз близки, а межкристаллитное проникновение отсутствует при наплавке монель - металла и имеет максимальную глубину при наплавке оловянных бронз.

Следовательно, межкристаллитное проникновение нельзя объяснить диффузионными процессами или растворением стали в жидких сплавах.

Рассмотрим возможность межкристаллитного проникновения в результате действия эффекта Ребиндера. Известно, что эффект адсорбционного понижения прочности металлов проявляется при наличии максимальных растягивающих и скалывающих напряжений, хорошего смачивания поверхности твердого металла жидким, малой растворимости жидкого металла в твердом [29].

Для установления механизма межкристаллитного проникновения необходимо учитывать следующие факторы: могут ли возникать зародышевые трещины в стали при высоких температурах и как они образуются; наблюдается ли в сталях в контакте с жидкими медными сплавами эффект потери прочности и пластичности и зависит ли он от состава сталей и медного сплава, температуры и прочего; когда возникают и как растут напряжения в стали в процессе наплавки; как развивается проникновение.

Исследования механических свойств сталей в участках, контактирующих с расплавами медных сплавов, показало, что в интервале от  $1250^{\circ}\text{C}$  до температуры затвердевания сплавов в сталях наблюдается эффект абсорбционного понижения прочности и особенно пластичности.

При температурах выше  $1250^{\circ}\text{C}$  этот эффект отсутствует. В то же время установлено, что прочность и пластичность сталей ферритного и аустенитно-ферритного классов на воздухе и покрытых расплавом жидких медных сплавов во всем рассматриваемом диапазоне температур находится на одном уровне.

Следовательно, эффект Ребиндера в сталях аустенитного, перлитного и ряда других классов, контактирующих с жидкими медными сплавами, может проявляться только в узком интервале температур (ниже  $1250^{\circ}\text{C}$ ) при наличии в стали растягивающих напряжений. В работе [30] показано, что при сварке стали напряжение при охлаждении возникают, начиная с  $1250...1220^{\circ}\text{C}$ . При этом напряжения в аустенитных сталях растут интенсивнее, чем в сталях перлитного класса. Таким образом, обнаруживаемое в сталях аустенитного, перлитного, мартенситного и ряда других классов межкристаллитное

проникновение в сталь медных сплавов может быть объяснено эффектом Ребиндера.

Эффект Ребиндера - понижение прочности твердых тел в абсорбционно-активной среде вследствие физического и химического взаимодействия в поверхностном слое.

Возникновение зародышевой микротрещины в работах [23,24] связывают с образованием микротрещин в кристаллизующейся стали, в которые и проникает жидкая медь. Однако, межкристаллитное проникновение происходит и в том случае, когда сталь не расплавляется, т.е. в ней могут появиться микротрещины. Можно предположить, что на поверхности стали уже имеются готовые зародыши микротрещины, куда и проникает жидкий медный сплав. Исследование поверхности стальных пластин перед наплавкой на них медных сплавов не выявили в них готовых микротрещин, а в наплавленных пластинах межкристаллитное проникновение имело место. Следовательно, предположение, что причиной зародышевых микротрещин являются готовые микротрещины на поверхности стали, не подтверждается.

В работе [28] указывается, что зародышевая трещина в стали при взаимодействии с жидкими медными сплавами образуется в результате создания в поверхностном слое области устойчивых препятствий для выхода дислокаций на поверхность. Из-за этого в процессе деформирования возникают области локализованного сдвига с высокой концентрацией нормальных и касательных напряжений в голове скопления дислокаций перед препятствием. В результате образуется устойчивая зародышевая трещина. При выходе трещин в зону, контактирующую с жидким металлом, последний смачивает поверхности трещин, что приводит к возникновению на них областей искажения решетки. Однако при сварочных процессах такой механизм образования зародышевых трещин в стали вряд ли может иметь место. В работе [31] было показано, что при взаимодействии с расплавами медных сплавов твердая сталь интенсивно растворяется в расплаве, причем скорость этого процесса существенно выше скорости диффузии медных сплавов в сталь.

Поэтому если даже предположить, что при высоких температурах ( $1300^{\circ}\text{C}$ ) устойчивые препятствия движению и выходу дислокаций на поверхность стали и могут возникнуть, то они тут же должны раствориться в расплаве медного сплава.

Можно предположить, что зародышевая микротрещина в стали образуется в результате растворения стали по границам зерен. Исследования стальных образцов при  $1100\ldots 1350^{\circ}\text{C}$ , на установках ИМАШ-5С и ИМЕТ-1 с нанесенным на поверхность стали расплавами медных сплавов при отсутствии, каких бы то ни было напряжений, а так же стальных образцов, погруженных в расплавы медных сплавов, показали, что в этих случаях идет процесс растворения стали как с ее поверхности, так и по границам зерен. Поскольку к образцу не приложены напряжения, в нем невозможно появление эффекта Ребиндера. Глубина растворения стали по границам зерен в исследуемых образцах составляет  $5\ldots 50$  мкм.

Большая глубина растворения не наблюдается, так как при полном растворении по границам зерно или группа зерен переходят в расплав, и процесс растворения по границам зерен начинается снова. В результате растворения в стали происходит неглубокое межкристаллитное проникновение, которое можно рассматривать как образование зародышевых трещин. При сварочных процессах к моменту возникновения в стали напряжений и к началу появления адсорбционного эффекта (охлаждение стали до  $1250\ldots 1220^{\circ}\text{C}$ ) в ней уже могут существовать зародышевые трещины глубиной до  $5\ldots 20$  мкм. Можно предположить, что в вершине зародышевой микротрещины в условиях проявления эффекта адсорбционного понижения прочности и пластичности под действием возрастающих сварочных напряжений происходит разрыв атомных связей, и образование трещины в стали, в которую затекает расплав медного сплава; последнему может способствовать капиллярный эффект. Если расплав достигает вершины образовавшейся трещины, а его температура все еще выше температуры затвердевания, может произойти дальнейшее развитие трещины и ее заполнение расплавом. Трещина в этом случае развивается скачкообразно.

Можно представить и другой механизм распространения трещины в стали. В вершине зародышевой трещины в стали происходит разрыв атомных связей и образование новых связей между атомами стали атомами расплава медного сплава. Под действием сварочных напряжений растяжения трещина у вершины постепенно раскрывается и растет, пока к ее вершине поступает расплав. В пользу этого механизма говорит тот факт, что почти во всех случаях в конце межкристаллитного проникновения отсутствуют пустоты, которые наблюдаются, например, в тех случаях, когда на поверхностях стали имеются трещины, глубокие и узкие раковины и т.д. Кроме того, в результате изменяющихся теплофизических условий толщина диффузионной прослойки, образующейся в стали у границы с металлом межкристаллитного проникновения, постепенно уменьшается. Если бы сначала образовывалась трещина, а затем в нее затекал расплав, то теплофизические условия были бы неизменными по всей длине проникновения (или, по крайней мере, вдоль каждого из участков металла проникновения), и толщина диффузионной прослойки в стали была бы также одинакова.

Таким образом, проведенные исследования позволяют следующим образом сформулировать механизм образования межкристаллитного проникновения рис.1.2. [32].

При взаимодействии стали с расплавом медного сплава в интервале от температуры нагрева медного сплава до  $1220...1200^{\circ}\text{C}$  (рис.1.2,а), когда сварочные напряжения в стали практически отсутствуют (рис.1.2,б), а эффект потери прочности и пластичности еще не наступил (рис.1.2,в), в результате растворения границ зерен в стали происходит межкристаллитное проникновение глубиной от  $2...20$  мкм (рис.1.2,г), которые можно рассматривать как зародышевую микротрещину. Ниже температур  $1220...1200^{\circ}\text{C}$  в стали под действием сварочных напряжений растяжения и в условиях проявления адсорбционного эффекта понижения прочности и пластичности стали, контактирующей с расплавами медных сплавов [33], в вершине зародышевой микротрещины разрываются атомные связи. Образовавшаяся

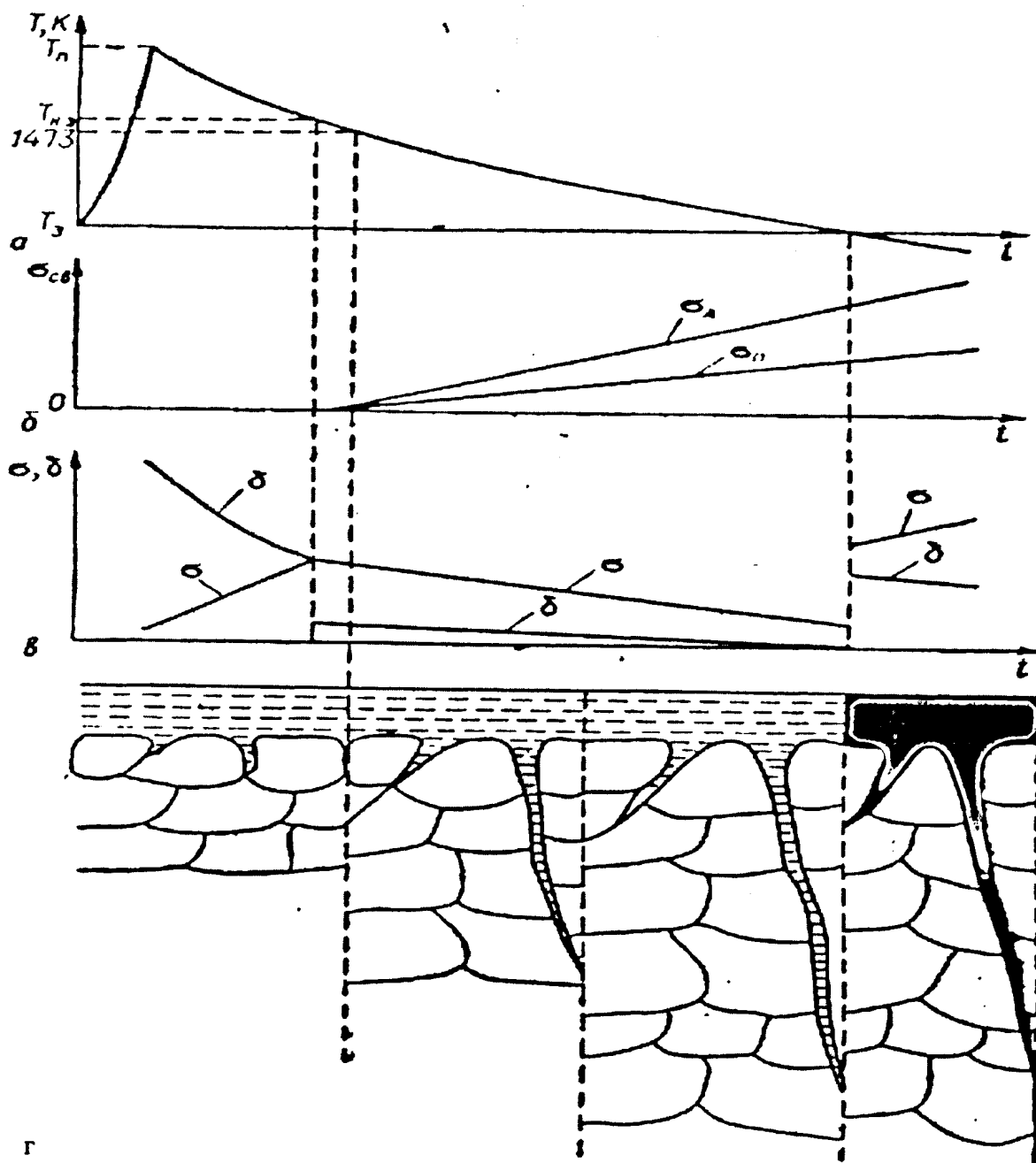


Рис.1.2. Кинетика межкристаллитного проникновения при наплавке бронзы на сталь:  $T_n$  – температура перегрева бронзы;  $T_{н.з}$  – начальная температура интервала, где проявляется эффект потери прочности и пластичности в стали;  $T_z$  – температура затвердевания бронзы;  $\sigma_{св}$  – сварочные напряжения в стали перлитного ( $\sigma_n$ ) и аустенитного ( $\sigma_a$ ) классов;  $\sigma$  – прочность стали;  $\delta$  – относительное удлинение стали;  $t$  – время наплавки

трещина раскрывается со скоростью поступления к ее вершине расплава медного сплава. После завершения кристаллизации между металлом межкусталлитного проникновения и сталью образуется прочная металлическая связь.

### 1.5. Обоснование выбора способа наплавки

На основании произведённого анализа выбран способ наплавки, как средство нанесения плакирующего слоя. В зависимости от технологических особенностей рассматриваемых дуговых способов наплавки алюминиевых двухфазных бронз в наплавленном металле, в около шовной зоне и в зоне сплавления, в зависимости от условий нагрева и охлаждения могут происходить различные превращения, определяющие конечный фазовый состав, структуру и эксплуатационные свойства всего изделия.

В зоне сплавления образуется микроструктура, которая оказывает существенное влияние на механические свойства. Происходит изменение твердости. Увеличение твердости металла зоны сплавления связано с содержанием железа и железистых составляющих в этой области [34]. При наплавке дуговыми способами прочность полученного соединения выше, что объясняется упрочняющим действием новых фаз, образующихся у границы сплавления. Это включение железистой составляющей, представляющей собой твердый раствор на основе  $\alpha$  – железа, в который входит углерод, медь, а также алюминий и другие элементы.

Наплавленные бронзы с содержанием алюминия 7% обладают пониженными в сравнении с отожженным состоянием, значениями ударной вязкости, вследствие значительного количества менее пластичной  $\beta$  - фазы. С увеличением содержания алюминия в наплавленном металле до 8% повышается износостойкость за счёт снижения энергии дефектов  $\alpha$  - фазы[35].

Так в случае электродуговой наплавки алюминиевой бронзы на сталь, получение металла, идентичного по износостойкости литым бронзам, возможно



лишь при содержании железа в нем не более 2 – 3 % в нем [36]. При дуговой наплавке такое условие вследствие перехода значительного количества основного металла в наплавленный трудно выполнимо, и, как правило, содержание железа достигает 10-12% [37].

Известно, что при использовании алюминиевых бронз износостойкость наплавленного и сопрягаемого металла зависит от количества железа, марганца и алюминия в бронзе. При этом с повышением содержания железа резко возрастает износ пары трения [36]. Уменьшение содержания железа в наплавленном металле возможно за счет применения способов наплавки позволяющих регулировать тепловложение в основной металл. На рис.1.3. показано сравнение различных способов наплавки в зависимости от величины тепло вложения в основной металл.

Увеличение содержания углерода приводит к росту глубины проникновения меди в поверхностные слои стали. Диффузия углерода из растворенного медью слоя стали, вызывает неоднородность по содержанию углерода в зоне сплавления [38]. Так явление миграции углерода из внутренних слоёв стали к границе раздела бронза – сталь приводит к образованию в зоне сплавления прослойки, имеющей перлитное строение, следующий за ней слой стали оказывается сильно обезуглероженным и имеет ферритное строение [39]. Степень неоднородности распределения углерода зависит от его исходного содержания и времени контакта стали с жидкой бронзой, т.е. наблюдается прямая связь между величиной тепло вложения и изменением антифрикционных свойств.

Из анализа сравнения способов наплавки следует, что для обеспечения минимального тепловложения в основной металл необходимо применять плазменную или комбинированную аргонодуговую наплавку.

Глубина проникновения бронзы в сталь должна быть необходима и достаточна для получения качественного наплавленного слоя. Экспериментально установлено, что минимально необходимая глубина проплавления для предотвращения отслоений в процессе эксплуатации изделия

должна составлять не менее 0,3 мм, а достаточная для получения требуемых свойств до 0,9 мм. При больших значениях резко снижаются показатели биметалла [39 - 42].

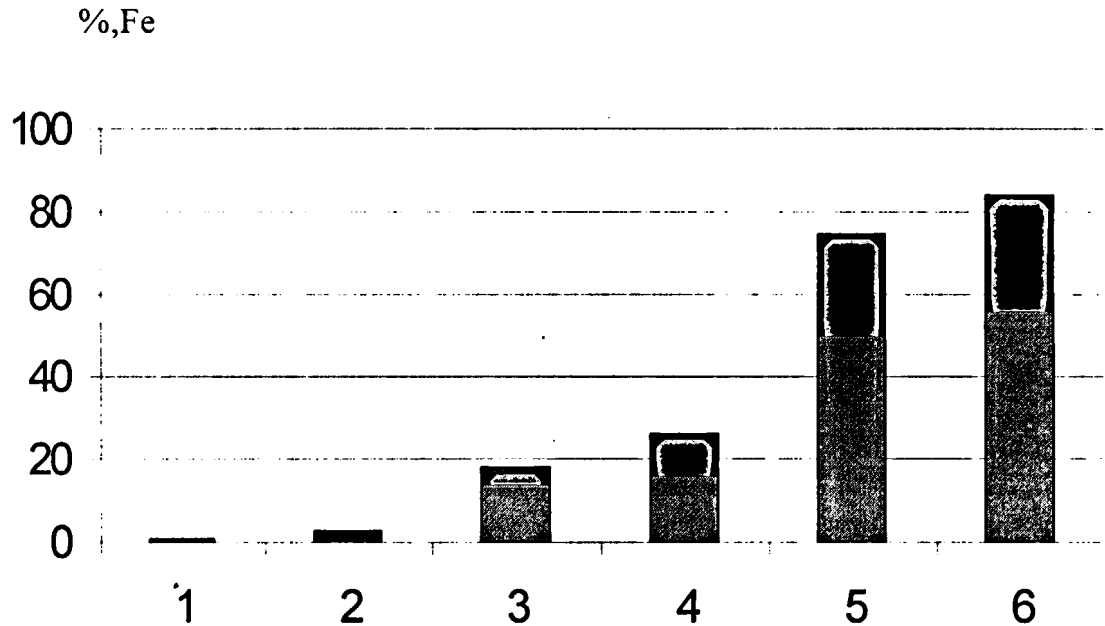


Рис.1.3. Сравнение различных способов наплавки:

- 1- наплавка плазменной струей с токоведущей присадочной проволокой;
- 2- комбинированная аргонодуговая наплавка;
- 3- автоматическая наплавка под слоем флюса ленточным электродом;
- 4- наплавка лежачим электродом под слоем флюса;
- 5- ручная дуговая наплавка;
- 6- автоматическая наплавка под слоем флюса электродной

Применение плазменной наплавки в данном случае экономически не целесообразно из-за высокой стоимости расходных материалов, большого расхода плазмообразующего газа и особенностей технологии. Получение требуемой толщины наплавленного слоя этим способом возможно при наплавке в два слоя. При этом повторный нагрев вызывает рост диффузионных

прослойка в зоне сплавления, что оказывает влияние на прочностные характеристики наплавленного слоя.

При использовании комбинированной аргодуговой наплавки возникает ряд трудностей в процессе отладки технологии, связанных с регулированием величины тепловложения в изделие и присадочную проволоку. Данный способ наплавки даёт возможность получить необходимую толщину наплавленного слоя за один проход.

На рис.1.4. представлена толщина диффузионной прослойки в зоне сплавления алюминиевой бронзы со сталью Ст.3. для комбинированную аргодугового способа наплавки.

Диффузионные прослойки, толщиной 8...20 мкм в зоне сплавления практически не оказывают влияния на прочностные свойства соединения [43].

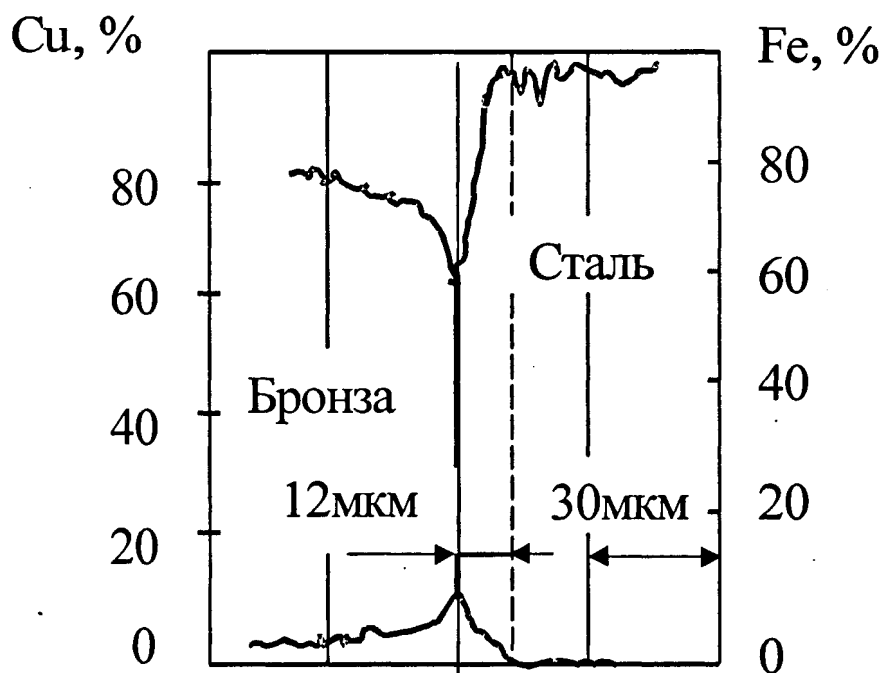


Рис.1.4. Толщина диффузионной прослойки в зоне сплавления алюминиевой бронзы со сталью Ст.3

Усталостная прочность биметаллического образца определяется усталостной прочностью либо стали, либо наплавленного металла. Усталостная прочность наплавленного металла зависит не только от исходной

характеристики, но и от возникших в наплавленном металле и в зоне сплавления, в процессе ее наплавки, концентраторов напряжений в виде включений, железистой составляющей, диффузионных и кристаллизационных прослоек, дефектов металлургического и технологического происхождения [17].

Зависимость эксплуатационных свойств от величины тепловложения для рассматриваемых способов наплавки представлено на рис.1.5.

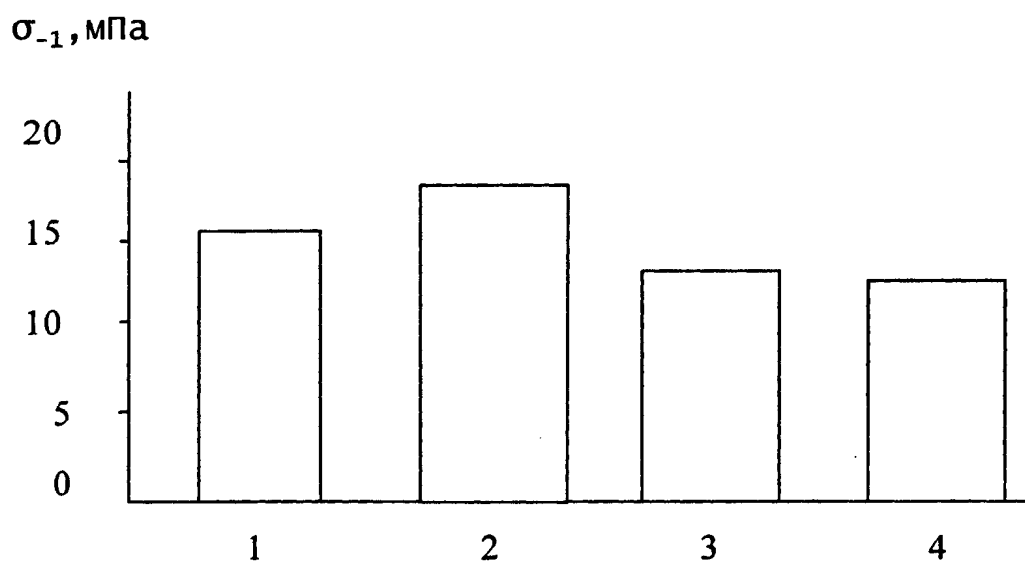


Рис.1.5. Усталостная прочность биметаллического соединения в зависимости от способа наплавки:

- 1- наплавка сжатой дугой;
- 2- комбинированная аргонодуговая наплавка;
- 3- аргонодуговая наплавка плавящимся электродом;
- 4- аргонодуговая наплавка неплавящимся электродом

При переходе от аргонодуговой наплавке плавящимся электродом к комбинированной аргонодуговой наплавке неплавящимся электродом повышается усталостная прочность на 30%.

Предлагается в качестве основного принять комбинированный аргонодуговой способ наплавки.

1. Антифрикционные покрытия наносимые на поверхности трения являются весьма ответственными элементами современных энергетических установок, т. е. их разрушение приводит не только к большому материальному ущербу, но и к потере работоспособности всей установки.

2. В процессе нанесения покрытия возможно образование ряда характерных дефектов, которые в значительной степени определяют антифрикционные свойства. В большей степени оказывают влияние трещины, образующиеся на границе сплавления «бронза - сталь», а исследование механизма межкристаллитного проникновения позволяет осуществить выбор способа нанесения покрытия, с учётом снижения вероятности трещинообразования.

3. Большое практическое значение для повышения качества наносимого покрытия имеют исследования по определению параметров режима комбинированного аргонодугового способа наплавки, позволяющего регулировать тепловложение в основной металл и присадочную проволоку.

## 1. 6. Цель и задачи работы

Цель - повышение качества наплавленного слоя путём использования комбинированного аргонодугового способа наплавки.

Исходя из поставленной цели в задачи работы входит:

1. Провести сравнительный анализ существующих методов нанесения антифрикционных бронзовых покрытий на поверхности тел вращения из низкоуглеродистых сталей.

2. Исследовать влияние основных параметров процесса наплавки комбинированным аргонодуговым способом на механизм формирования наплавленного слоя.

3. Определить область допустимого изменения технологических параметров процесса комбинированной аргонодуговой наплавки, обеспечивающую необходимое качество зоны сплавления.

4. Определить технические требования и выработать практические рекомендации при проектировании наплавочного оборудования, обеспечивающего необходимую степень защиты высокотемпературной зоны и минимальную степень неравномерности антифрикционного бронзового покрытия.

5. Разработать технологию обеспечивающую реализацию в промышленных условиях комбинированного аргонодугового способа наплавки алюминиевой бронзы на сталь.

## ГЛАВА 2. ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ФАКТОРОВ НА ПРОЦЕССЫ ПРОТЕКАЮЩИЕ В ЗОНЕ КОМБИНИРОВАННОЙ ДВУХДУГОВОЙ НАПЛАВКИ

### 2.1. Анализ схем аргонодуговой наплавки

Алюминиевые бронзы, в отличие от латунных, менее чувствительны к перегреву, что позволяет использовать концентрированные источники теплоты. Процесс наплавки можно вести как в аргоне, так и под слоем флюса. Однако последний способствует более глубокому проплавлению растворению стали. При наплавке на криволинейную поверхность требуется применение специальных флюсоудерживающих устройств, которые усложняют технологию наплавки. Поэтому более перспективным является способ наплавки с использованием газовой защиты (аргона).

При аргонодуговой наплавке алюминиевой бронзы на сталь, выбор электрической схемы подключения дуги и полярности тока оказывает влияние на следующие факторы: на растекаемость и смачиваемость бронзы по стали, на структурообразование в зоне сплавления и на глубину проплавления.

При выполнении наплавки следует учитывать физико-химические процессы, проходящие при контакте капель расплавленной бронзы со стальной поверхностью. В данном случае важную роль играют процессы растекания капли расплавленной бронзы по поверхности стали и смачивание, характеризующееся растеканием жидкости по поверхности твердого металла.

Смачивание и растекание – самопроизвольные процессы, происходящие за счет уменьшения поверхностной энергии Гиббса систем [26].

Характер смачивания зависит от следующих условий: наличие на металлической поверхности изделия оксидной пленки, сродства одного металла к другому, значение краевого угла смачивания, значение температуры нагрева поверхности твердого металла и температуры перегрева жидкого металла.

Для осуществления процесса смачивания необходимо затратить энергию. В общем случае эта энергия представляет собой [44] убыль свободной поверхностной энергии системы на границах раздела между твердым телом и газом, жидкостью и газом, твердым телом и жидкостью. Здесь рассматривается трехфазная система, так как третья (газовая) фаза всегда присутствует и оказывает значительное влияние на взаимодействие жидкой и твердой фаз [8].

Большое сродство к кислороду, даже при очень высоких температурах, приводят к образованию оксидной пленки на поверхности металла. Практически наличие оксидных пленок или адсорбционной пленки у металлов снижает прочность сцепления капель с поверхностью наплавляемого металла. Микрорельеф твердой стальной поверхности оказывает влияние на характер распределения жидкого металла по ней. При анализе поведения жидкости на твердой поверхности рассматривают соотношение между удельными свободными поверхностными энергиями твердого тела  $\sigma_t$  и жидкости  $\sigma_{ж}$ , и свободной энергией на межфазной границе  $\sigma_{жт}$ .

При этом предполагается, что если

$$\sigma_t > \sigma_{жт} + \sigma_{ж}, \quad (2.1.)$$

то имеет место полное смачивание, т.е. капля жидкости растекается по твердой поверхности в виде постоянно утончающегося фазового слоя.

В противном случае, т.е. при

$$\sigma_t < \sigma_{жт} + \sigma_{ж}, \quad (2.2.)$$

образуется капля с конечным краевым углом  $\theta$ . В этих условиях распространение жидкого металла может происходить лишь за счет поверхностной диффузии [45].

Наряду с поверхностной диффузией атомы расплавленного металла могут проникать в сталь за счет регулярной объемной диффузии, а так же диффузии по границам зерен и другим дефектам структуры.



Закономерности объемной диффузии в металлах подробно изложены в ряде работ [46, 47].

Анализ условий смачиваемости позволяет сделать вывод о принципиальной возможности существования двух качественных различных форм распределения жидкости по твердой поверхности: растекания (вязкого течения в сплошном фазовом слое) и поверхностной диффузии (миграции атомов).

Неравенства (2.1.) и (2.2.) справедливы лишь для идеально гладкой поверхности твердого тела. В реальных условиях каждая твердая поверхность обладает определенным свойственным ей микрорельефом. Отсюда следует, что для описания распространения жидкости по поверхности твердого тела необходимо наряду с физическими свойствами учитывать так же ее геометрические особенности.

Дополнительная сила трения, действующая по контуру, зависит от шероховатости поверхности. Эта сила тормозит продвижение фронта растекающейся капли и приводит к тому, что краевой угол при растекаемости возрастает (гистерезис смачиваемости). Теоретические исследования зависимости краевого угла смачиваемости ( $\theta$ ) от микрорельефа приводят к выводу, что при условии  $K \cos \theta \geq 1$  может происходить растекание жидкости по шероховатой поверхности вдоль микроуглублений и канавок ( $K$  — коэффициент шероховатости,  $\theta$  — краевой угол идеально гладкой поверхности).

Из условия  $K \cos \theta \geq 1$  следует, что при острых углах смачивания на идеально гладкой поверхности ( $\cos \theta > 0$ ) принципиально всегда можно создать такой микрорельеф, что жидкость будет растекаться.

Если на поверхности твердого тела имеется продольная канавка с поперечным сечением в виде равнобедренного треугольника с углом  $\varphi$  при вершине (рис.2.1.), а на гладкой поверхности этого же металла жидкость образует острый угол  $\theta$ . При отсутствии посторонних сил растекание

термодинамически возможно, когда оно сопровождается уменьшением свободной энергии системы.

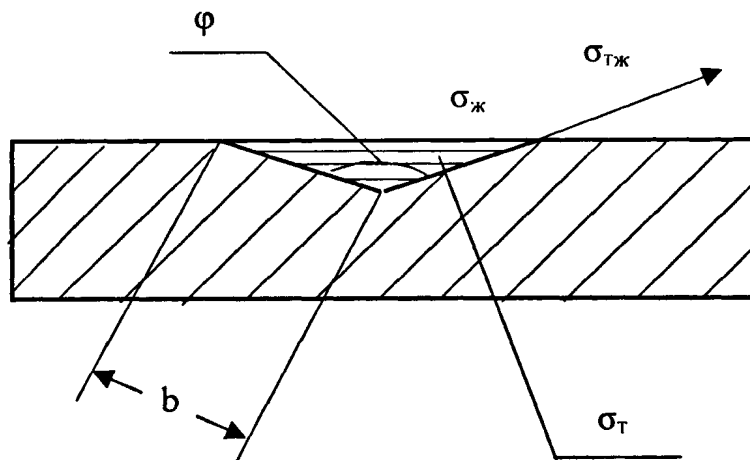


Рис.2.1. Схема к определению условия равновесия жидкости по канавке

Применительно к рассматриваемой геометрии канавки растекание бронзы вдоль нее будет иметь место, если

$$\sigma_{тв} > \sigma_{жт} + \sigma_{ж} \sin(\varphi/2), \quad (2.3.)$$

Поскольку для идеально гладкой поверхности

$$\sigma_{т} - \sigma_{жт} = \sigma_{ж} \cos \theta,$$

Получим следующие условия растекания жидкости вдоль канавки;

$$\varphi < 180 - 2\theta \quad (2.4.)$$

Соотношение (2.4.) определяет таким образом, критическое значение входящего угла  $\varphi$  при вершине микро углублений на поверхности твердого тела, при котором возможен переход от одной формы поверхностного распространения – диффузии, к другой форме – вязкому растеканию. Убыль поверхностной энергии при растекании  $\Delta\sigma$  можно оценить следующим образом.

С учетом микрорельефа твердой поверхности

$$\Delta\sigma = K\sigma_{т} - (K\sigma_{тж} + \sigma_{ж}) \quad (2.5.)$$

В статических условиях, когда неподвижная капля находится на гладкой поверхности  $\sigma_T - \sigma_{жт} = \sigma_{ж} \cos\theta$ .

Отсюда

$$\Delta\sigma = \sigma_{ж} (K \cos\theta - 1) \quad (2.6.)$$

Все величины, входящие в выше приведенное выражение могут быть определены экспериментально. Значение  $K$  определяются при исследовании микропрофилограмм твердой поверхности. Значение  $K$  для стали в зависимости от обработки наплавляемой поверхности представлены в таблице 2 [45].

Таблица 2.

Значения коэффициента шероховатости для стали в зависимости от обработки наплавляемой поверхности

Обработка поверхности Ст.3.	Значение коэффициента $K$ .
1. Состояние поставки.	2,95
2. Пескоструйная обработка	3,21
3. Шлифование	2,65
4. Обработка наждачным кругом	3,72

В настоящее время не существует единой теории кристаллической решетки, поэтому значения поверхностной энергии твердых тел, вычисленные разными авторами, сильно отличаются. Наиболее перспективным является термодинамический метод [48], основанный на анализе поверхностных и объемных свойств твердых тел. На этой основе выведены уравнения, связывающие поверхностное натяжение кристалла с поверхностным натяжением собственного расплава. Уравнение для определения коэффициента поверхностного натяжения твердых материалов на границе с собственным расплавом, выраженное через коэффициент поверхностного натяжения расплава, имеет вид:

$$\sigma_{жт} = \sigma_{\tau} \frac{L}{\lambda_c} = \sigma_{ж} \left( \frac{\rho_{\tau}}{\rho_{ж}} \right)^{\frac{2}{3}} \frac{L}{\lambda_u}, \quad (2.7.)$$

где  $\sigma_{\tau}$  - коэффициент поверхностного натяжения кристалла;

$L$  - теплота плавления;

$\lambda_c$  - теплота сублимации;

$\sigma_{ж}$  - коэффициент поверхностного натяжения расплава на границе с собственным паром;

$\rho_{\tau}$  и  $\rho_{ж}$  - плотность кристалла и расплава соответственно;

$\lambda_u$  - теплота испарения.

Коэффициент поверхностного натяжения твердых металлов на границе раздела с собственным паром

$$\sigma_{\tau} = \sigma_{ж} \left( \frac{\rho_{\tau}}{\rho_{ж}} \right)^{\frac{2}{3}} \frac{\lambda_c}{\lambda_u}. \quad (2.8.)$$

Коэффициенты поверхностного натяжения для стали определенные по этим уравнениями:  $\sigma_{\tau}=1582$  МДж/м<sup>2</sup>;  $\sigma_{ж}=1840$  МДж/м<sup>2</sup>;  $\sigma_{тж}=46$  МДж/м<sup>2</sup>.

Зная значение коэффициентов поверхностного натяжения и коэффициента  $K$ , можно вычислить краевой угол смачивания  $\theta$  капель расплавленного металла различных поверхностей наплавляемых изделий

$$\cos\theta = (\sigma_{\tau} - \sigma_{тж} / \sigma_{ж} + 1) / K \quad (2.9.)$$

Экспериментальные данные подтверждающие теоретические рассуждения для стали Ст.3 приведены на рис. 2.2. [45].

На величину краевого угла смачивания  $\theta$  оказывает влияние диаметр отпечатка капли  $d$ . С увеличением которого происходит незначительное уменьшение угла смачиваемости. Чем больше шероховатость поверхности, тем хуже ее смачиваемость и меньше сила сцепления капель с последней. Угол смачиваемости капли расплавленного металла для шлифованной поверхности – наименьшей 46 – 48°, а для обработанной наждачным кругом – наибольший

60-63°. Выбор обработки поверхности под наплавку определяет трудоемкость изготовления изделия [45].

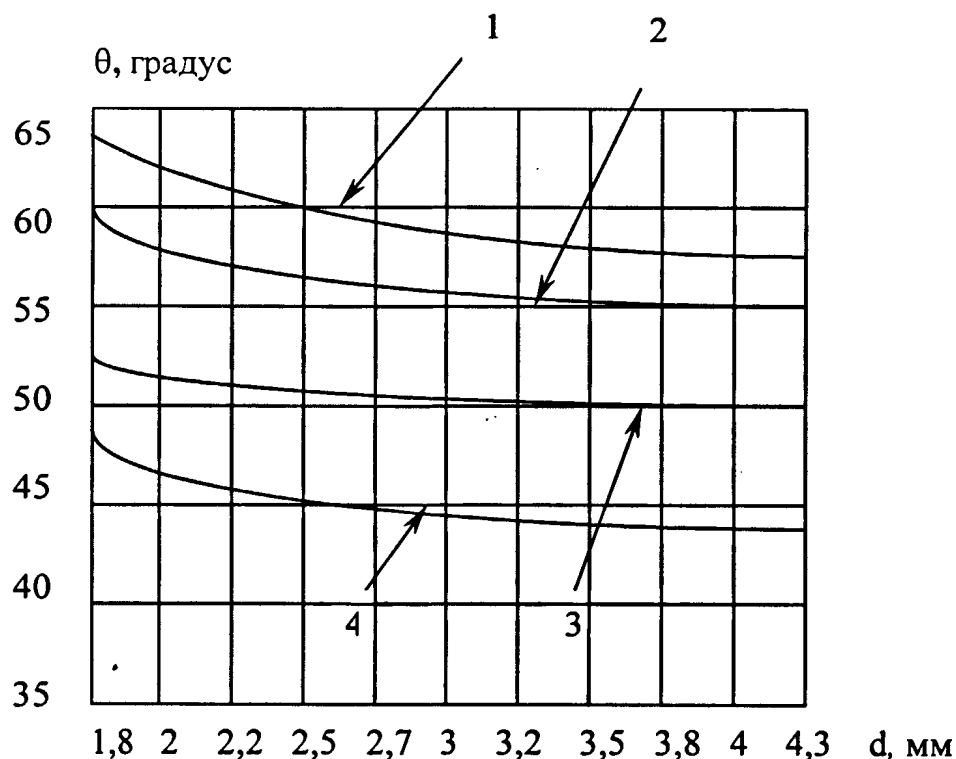


Рис.2.2. Аппроксимированная зависимость угла смачивания от диаметра отпечатка капли:

- 1 – обработана наждачным кругом,
- 2 – пескоструйная обработка,
- 3 – состояние поставки,
- 4 – шлифование

При одной и той же температуре расплава ( $1350^{\circ}\text{C}$ ) время начала растекания алюминиевой бронзы составляет 2 сек., а затвердевания 6–7 сек. Однако без применения тока, а так же при его обратной полярности (анод – расплав) не достигается полная растекаемость бронзы по поверхности стали. При токе прямой полярности (катод – расплав) растекаемость резко улучшается, и достигает максимального значения спустя 6 сек. Однако в этом случае и время начала растворения наступает раньше (рис.2.3.). Наличие тока

как прямой, так и обратной полярности практически в одинаковой степени влияет на скорость растворения стали в расплаве алюминиевой бронзы Бр АМц 9-2 [49].

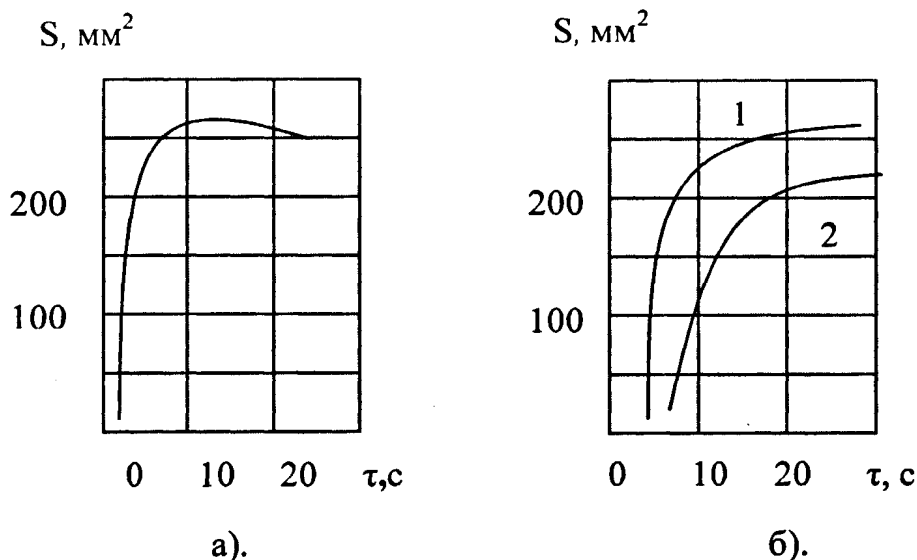


Рис.2.3. Кинетика растекаемости расплава бронзы Бр АМц 9-2 по поверхности стали (защитная среда – аргон):

а). – без тока,

б). – 1 и 2 – ток прямой и ток обратной полярности

При наплавке постоянным током плавление присадочной проволоки возможно по четырем схемам рис.2.4. [50].

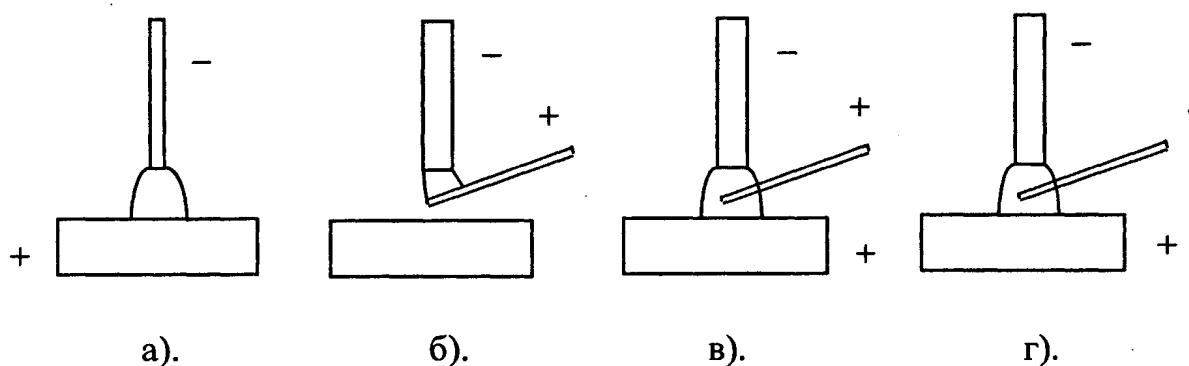


Рис.2.4. Схемы плавления присадочной проволоки при наплавке

Введение присадочного материала в дугу осуществлялось под углом  $60^\circ$  через медный мундштук, жестко закрепленной на корпусе защитного сопла. Длина дуги при этом поддерживалась постоянной.

При первой схеме (рис.2.4, а) дугу возбуждали между присадочной проволокой и изделием.

При второй (рис.2.4, б) – дугу возбуждали между неплавящимся вольфрамовым электродом и присадочной проволокой. В этом случае, электрически нейтрально изделие.

Третья схема (рис.2.4, в) – двухдуговая. При этом одну дугу возбуждали между сварочной головкой и изделием, вторую между сварочной головкой и плавящимся присадочным материалом. Данная схема является комбинацией двух предыдущих схем.

Четвертая схема (рис.2.4, г) так же двухдуговая; одну дугу возбуждали между неплавящимся электродом сварочной головки и изделием, вторую – между плавящимся присадочным материалом и изделием.

Присадочный материал плавил в разных точках поперечного сечения дуги, горящей между неплавящимся анодом и изделием (рис.2.5.) [50].

В первой, третьей и четвертой схемах – в двух противоположных точках дуги  $K_1$  и  $K_3$  при применении первой схемы, кроме того, оплавление осуществляли и в центре дуги (точка  $K_2$ ).

Производительность процесса плавления определяли массовой скоростью плавления присадочного материала, т.е. количеством присадочного материала, расплавленного в единицу времени:

$$G = v_{\text{под}} F_3 \gamma, \quad (2.10.)$$

где  $v_{\text{под}}$  - скорость подачи присадочного материала, см / с;

$F_3$  – площадь сечения присадочного материала, см<sup>2</sup>;

$\gamma$  - плотность присадочного материала, г/см<sup>3</sup>

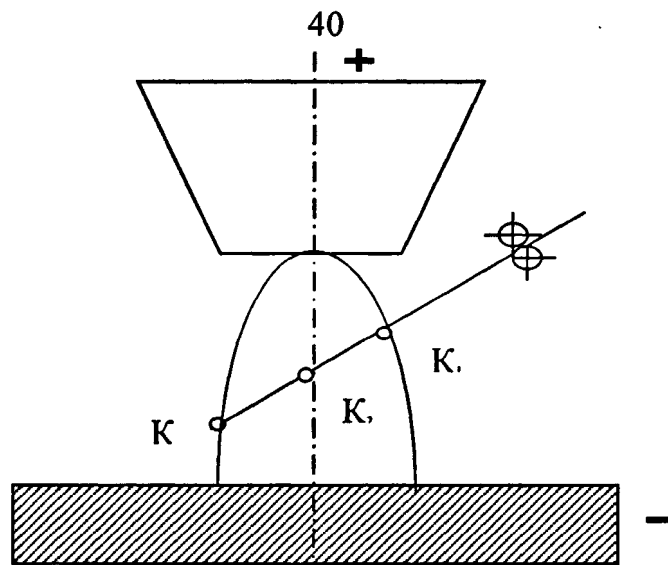


Рис.2.5. Схема ввода присадочного материала:

$K_1$  – точка плавления присадочного материала на входе в дугу;

$K_2$  – то же, в центре дуги;

$K_3$  – то же, на выходе из дуги

На рис.2.6. [50] представлена зависимость массовой скорости плавления по первой схеме. Плавление присадочного материала осуществлялось в точках  $K_1$  и  $K_3$  за счет тепла, получаемого материалом от столба дуги путем лучистого и конвективного теплообмена.

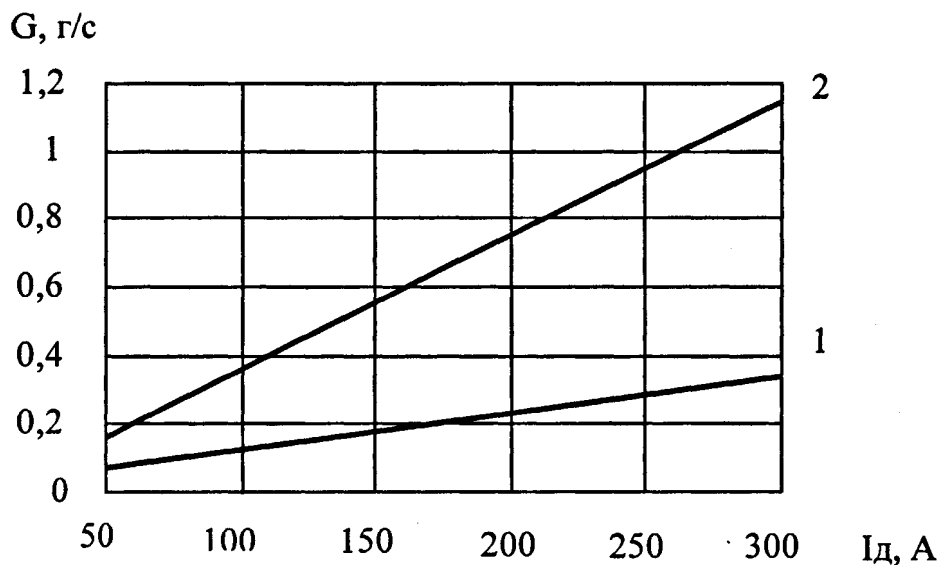


Рис.2.6. Зависимость массовой скорости плавления присадочного материала от тока дуги:

1,2-бронза Бр АМц 9-2 (диаметр 2мм) на входе и выходе дуги



Скорость плавления проволоки Бр АМц 9-2 диаметром 2 мм на выходе из дуги изменялось от 0,16 до 1,1 г/сек при увеличении тока дуги от 50 до 300 А, на входе в столб дуги от 0,03 до 0,3 г/см.

На рис.2.7. [50] представлена зависимость скорости плавления присадочной проволоки Бр МАц 9-2 диаметром 2 мм (по остальным трем схемам) от тока дуги.

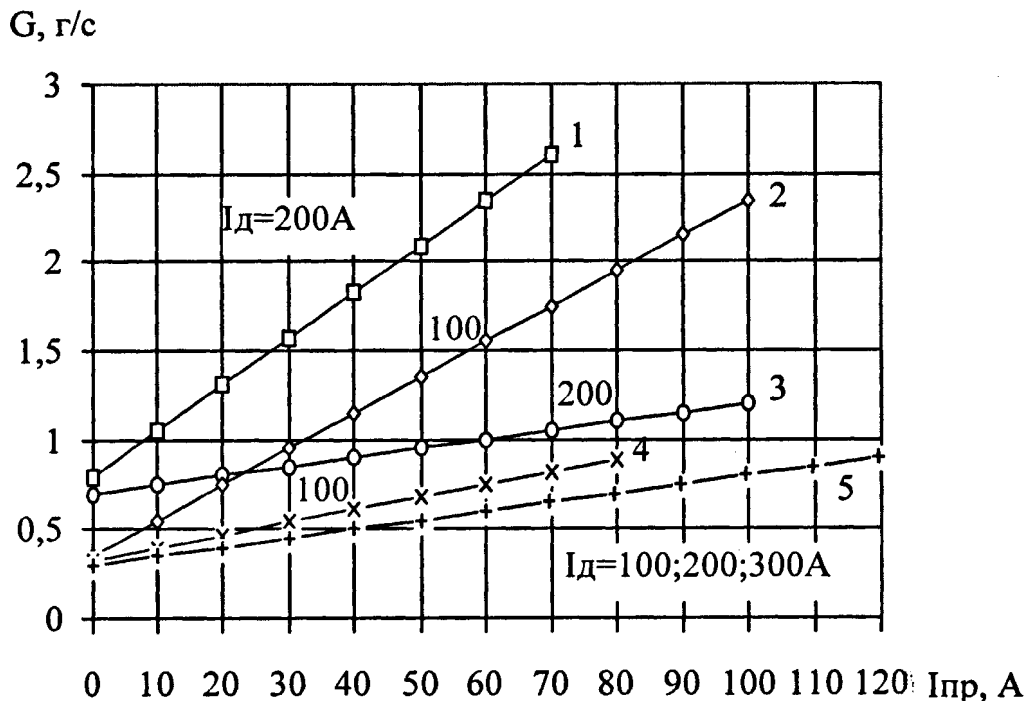


Рис. 2.7. Зависимость скорости плавления присадочной проволоки

Бр АМц 9-2 диаметром 2 мм (при двухдуговом процессе) от тока дуги:

1,2,3,4 - плавление проволоки на выходе из дуги;

5 - то же на входе в дугу и плавление проволоки при одно-дуговом процессе ( $I_d=0$ )

Среднее значение коэффициента расплавления для рассматриваемого диапазона токов составило 40,1 г/А ч. Это свидетельствует о довольно высокой производительности.

Установлено, что скорость плавления проволоки в точке  $K_1$  практически не зависит от тока дуги (неплавящийся электрод – изделие) и определяется только током, выделяющимся в активном пятне дуги на проволоке. Это

объясняется тем, что плавление происходит на самой границе дуги, горящей между неплавящимся электродом и изделием. В этом случае количество тепла, получаемого за счет теплообмена, очень незначительное. Скорость плавления проволоки в точке  $K_3$  определяется теплом, выделяющимся соответственно пятном дуги, и теплом, получаемым проволокой за счет теплообмена.

При соизмеримых токах двух дуг определяющим в процессе плавления присадочной проволоки является тепло, выделяющееся в активных пятнах дуги. При увеличении тока дуги, горящей между неплавящимся электродом и изделием, доля участия тепла этой дуги в расплавлении проволоки увеличивается.

Из анализа вышеизложенного следует, что скорость плавления при прямой полярности тока дуги зависит от применяемой схемы плавления. Для каждой схемы, скорость плавления, кроме того, зависит от геометрии присадочного материала и от места его плавления.

Максимальная скорость плавления получена при использовании двухдуговой схемы, в которой одна дуга (вспомогательная) возбуждается между неплавящимся вольфрамовым электродом и изделием, вторая (основная) — между тем же неплавящимся электродом и плавящимся присадочным материалом.

При выборе схемы наплавки необходимо учитывать стойкость неплавящихся вольфрамовых электродов в зависимости от полярности применяемого тока. Ток прямой полярности при прочих равных условиях увеличивает работоспособность неплавящегося электрода. Работоспособность характеризуется длительностью сохранения заданной формы рабочего участка электрода между очередными перезаточками. Необходимо так же учитывать влияние заданной формы, т.е. конструкции рабочего участка электрода, на тепловое и силовое воздействие дуги в процессе наплавки [51].

При использовании вольфрамового неплавящегося электрода традиционной конструкции (с конической заточкой рабочего участка) величина глубины проплавления зависит от угла заточки [52, 53].

В работе [54], установлено, что для получения достаточного сплавления слоев металла площадь проплавления должны быть выше  $10...20 \text{ мм}^2$ . При наплавке валика высотой до 4 мм, необходимая минимальная глубина проплавления должна быть не менее 0,3 мм., а достаточная должна быть не более 0,9 мм [55]. Поэтому основными трудностями при разработке технологии наплавки алюминиевой бронзы на сталь является: узкий диапазон оптимальных значений эффективной тепловой мощности источника нагрева и структурная неоднородность металла переходной зоны.

С одной стороны увеличение эффективной мощности приводит к увеличению глубины проплавления в процессе наплавки бронзы на сталь, что неблагоприятно влияет на свойства биметаллического соединения. С другой стороны повышается растекаемость бронзы по стали, что способствует получению качественного соединения. Следовательно, необходим компромисс при выборе интервала изменения эффективной мощности дуги.

Двухдуговая схема подключения, используемая при наплавке постоянным током прямой полярности позволяет более гибко подойти к решению компромисса в отношении определения изменения интервала эффективной тепловой мощности. Основная дуга возбуждается между неплавящимся вольфрамовым электродом и присадочной проволокой, а вспомогательная (низко амперная) - между тем же неплавящимся электродом и основным металлом. В данном случае появляется возможность регулировать процессы подогрева основного металла и плавления присадочной проволоки за счет соотношения эффективных мощностей двух дуг.

Для получения минимальной глубины проплавления при наплавке по образующей тела вращения, необходимо определять интервал эффективной тепловой мощности источника с учетом угла наклона сварочной головки и смещения ее относительно зенита [55]. В процессе наплавки жидкий металл

должен подтекать под дугу, а нагрев основного металла происходит через жидкую прослойку наплавляемого металла. При других условиях наплавки дуга начинает гореть по основному металлу.

## 2.2. Технологические и металлургические факторы определяющие свойства наплавленного слоя

К технологическим факторам, влияющим на глубину межкристаллитного проникновения бронзы в сталь следует отнести не один конкретный параметр или фактор, а ряд взаимосвязанных факторов, таких как: способ наплавки, параметры режима наплавки ( $I$ ,  $U$ ,  $V$ ,  $t$ ,  $Q_{\text{заш.г.}}$ , вылет электрода, форма рабочей поверхности электрода и др.) и напряжённо-деформационное состояние, возникающее в процессе наплавки.

Применение комбинированного аргонодугового способа наплавки с двухдуговой схемой подключения, позволяет отдельно регулировать процесс подогрева основного металла и плавления присадочной проволоки, что обеспечивает минимальную глубину проплавления основного металла. При этом необходимые состав и свойства наплавленного металла возможно получить уже в первом слое наплавки.

Электрическая дуга неплавящегося вольфрамового электрода имеет два режима горения: с сосредоточенным и рассредоточенным катодным пятном. Для обеспечения режима горения с рассредоточенным катодным пятном использовалась сварочная горелка с неплавящимся вольфрамовым электродом, диаметром 1,5 мм и плоско заточенной поверхностью рабочей части. Плоский торец электрода устраняет процесс блуждания дуги в рассматриваемом диапазоне токов. Происходит распределение силового воздействия анодного пятна по всей площади блуждания. Осуществляется рассредоточение теплового потока, что приводит к распределению мощности по всей площади [10].

Полярность в значительной степени влияет на растекаемость бронзы. При осуществлении процесса наплавки на токе прямой полярности резко возрастает

растекаемость бронзы, что ускоряет процесс растворения стали в расплаве бронзы [49].

При наплавке алюминиевых бронз на поверхности тел вращения глубина проплавления зависит от эффективной тепловой мощности источника питания, угла наклона сварочной горелки и смещения её относительно зенита. Установлено, что минимальная глубина проплавления достигается при вертикальном расположении сварочной горелки и смещении с зенита на расстояние до 20 мм в сторону противоположную вращению детали [21].

Скорость плавления присадочной проволоки определяется углом её ввода относительно положения сварочной головки [50].

Определённое соотношение значений токов в проволоке и детали оказывает влияние на глубину проплавления [55].

При варьировании параметрами режима наплавки, такими как: сила тока, напряжение и скорость наплавки, появляется возможность регулировать основные параметры наплавленного шва. К ним относятся: ширина шва, величина валика и глубина проплавления. С другой стороны параметры режима наплавки определяют изменения производительности процесса ( $G_n$ ), коэффициента расплавления ( $\alpha_p$ ) и коэффициента потерь присадочной проволоки ( $\Psi_n$ ). В таблице 3. представлен интервал изменения данных коэффициентов в зависимости от параметров режима наплавки при использовании присадочной проволоки Бр А Мц 9-2.

Таблица 3.

Влияние параметров режима наплавки на характеристики процесса

Параметры режима наплавки.	$G_n$ , кг/ч	$\alpha_p$ , г/(А ч)	$\Psi_n$ , %
$U_d=21-29В$ $I_{св}=270-290А$	3,5-5,03	17,06-21,7	5,1-9,45
$U_d=24-26В$ $I_{св}=160-290А$	2,06-5,14	16,26-20,54	3,83-9,08

Установлено, что при использовании проволоки Бр АМц 9-2 верхний предел коэффициента потерь присадочной проволоки выше, что обусловлено процессами происходящими на поверхности электродного материала (условия теплоотвода, интенсивность теплового потока и т.д.) [10].

Результаты, полученные согласно методике работы [56], позволяют определить температуру на различных участках расчётного вылета электродной проволоки при аргонодуговой наплавке на оптимальном режиме (табл.4).

Таблица 4.

Температура на участках расчётного вылета присадочной проволоки

Проволока	Температура, °С на расстоянии от торца, мм									Сопротивление мОМ
	0	0,25	0,5	1	2	3	8	18	28	
БрАМц9-2	1050	459	246	143	126	122	105	70	35	1,33

При увеличении расхода защитного газа изменяется давление газового потока на расплав сварочной ванны, что влияет на глубину проплавления. Недостаточная газовая защита приводит к увеличению образования оксидных включений, способствующих зарождению газовых пор.

Глубина межкристаллитного проникновения зависит от химического состава стали, уровня действующих в ней напряжений и параметров режима наплавки.

С увеличением содержания углерода в стали глубина проникновения бронзы в поверхностном слое возрастает.

По возможной глубина проникновения стали располагаются в следующем порядке [32]:

1. Ферритные стали (проникновение практически не происходит).
2. Стали ферритно-аустенитного класса (содержание ферритной фазы свыше 30%).
3. Стали перлитного класса.

4. Стали ферритно-мартенситного класса.

5. Стали аустенитного класса (глубина проникновения максимальна).

Присадочную проволоку необходимо выбирать исходя из условий эксплуатации изделия (на воздухе, в масле, в морской воде). Обычно, к поверхности изделия предъявляются высокие износостойкие и антифрикционные свойства.

При работе изделия в масле или на воздухе в парах скольжения бронзы по стали наплавку рабочих поверхностей осуществляют следующими бронзами: Бр АМц 9-2 и Бр КМц 3-1. Применение оловянных бронз целесообразно в парах трения при работе в морской воде. При высоких требованиях к стойкости против коррозии, наплавку выполняют легированными присадочными проволоками: МНЖКТ 5-1-0,2-0,2 и Бр АЖНМц 8,5-4-5-1,5 [57].

Алюминиевые бронзы постепенно вытесняют оловянные, так как не уступают им по многим показателям, а по ряду свойств даже превосходят их. При наплавке алюминиевых бронз в наплавленном металле и околошовной зоне могут происходить различные превращения, определяющие конечный фазовый состав, структуру и эксплуатационные свойства сплавов. [57]

В процессе наплавки бронзы на сталь необходимо, чтобы плавление присадочной проволоки происходило в центре столба дуги, а перенос капель металла был мелкокапельным, близким к струйному. При этом капли присадочного металла должны поступать в переднюю часть сварочной ванны на расстоянии 2 – 3 мм от ее края. Режим наплавки должен быть таким, чтобы под дугой была прослойка жидкого металла [57]. Применение комбинированной аргонодуговой наплавки позволяет получить необходимую глубину проплавления.

Присадочные материалы [32] располагаются в сторону увеличения глубины проплавления в следующем порядке:

1. Монель-металл НМЖМц 28-2.5-1.5 (нет проникновения).
2. Медноникелевые сплавы.

3. Кремнистые бронзы и латуни.

4. Алюминиевые бронзы.

5. Оловянные бронзы (проникновение максимально).

Введение легирующих элементов в состав присадочной проволоки позволяет влиять на ведение металлургических процессов при наплавке бронзы на сталь.

### 2.3. Исследование магнитных полей при двухдуговой наплавке

При использовании комбинированных схем наплавки необходимо учесть взаимное влияние друг на друга проводников с током, которое может привести к отклонению и формоизменению электрической дуги.

Для определения степени влияния магнитного потока тока при двух дуговой схеме наплавки на геометрические параметры наплавляемого валика были произведены следующие исследования. Результаты этих исследований должны быть учтены при выборе оптимальных параметров режима наплавки.

Вокруг электрической дуги всегда существует, как собственное магнитное поле, так и магнитное поле, создаваемое током, текущим по электродам [58].

Собственное магнитное поле прямолинейной дуги не является внешним по отношению к её столбу и поэтому не может вызвать его перемещения. В отличие от этого магнитное поле тока, текущего по электродам и электрическим контурам, будет внешним по отношению к столбу дуги. От взаимного расположения электродов и места токоподвода возможно смещение электрической дуги в определённом направлении под действием магнитного поля.

В работе [59] исследован характер распределения магнитного поля вокруг дуги горящей между вольфрамовым стержнем и плоским электродом (наплавляемое изделие). Расчётная схема показана на рис. 2.8.



Для построения распределения магнитного поля тока, протекающего по цилиндрическому стержневому электроду, предполагаем, что электрическая дуга является прямолинейной и горит строго по оси стержневого электрода. Токоподвод к плоскому электроду осуществляется так, что ток растекается равномерно по всему его сечению. В результате этого ток, текущий через плоский электрод, создаёт в районе горения дуги пренебрежимо малое магнитное поле.

Магнитное поле тока определяем через напряжённость этого поля  $H_1$ . Для этого воспользуемся законом Био-Савара [58, 60]. Если ток направлен по оси  $Z$  цилиндрической системы координат.

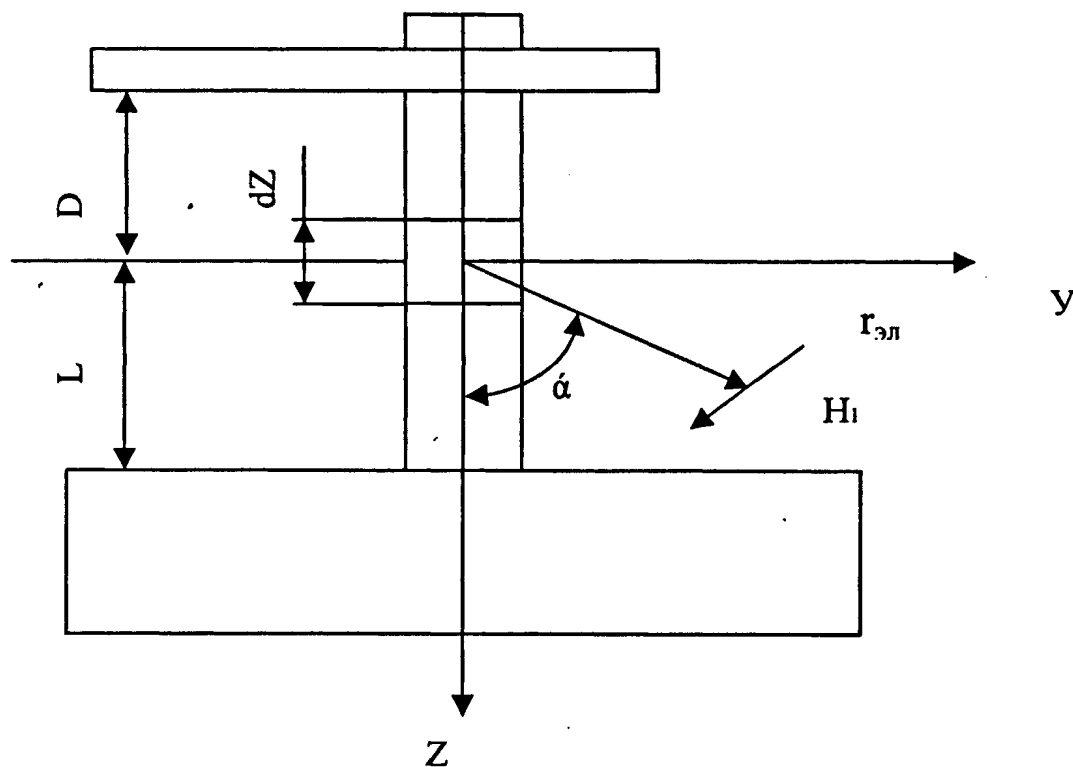


Рис.2.8. Расчётная схема:

$D$ - расстояние от торца электрода до точки токоподвода;

$L$ - расстояние между электродами;

$r_{эл}$ - радиус стержневого электрода

Тогда

$$H_1 = \frac{I}{4\pi} \int \frac{1}{r^3} [\vec{r} dZ], \quad (2.11.)$$

где  $r$ -расстояние от элемента тока  $IdZ$  до точки с текущими координатами  $Z, Y$ , которой определяется магнитное поле  $H_1$ ;  $S$ - путь линейного тока.

В данном случае

$$H_1 = \frac{I}{4\pi} \int_S \frac{1}{r^2} \sin \alpha dZ. \quad (2.12.)$$

Так как

$$\sin \alpha = \frac{Y}{r} \text{ и } r^2 = Y^2 + Z^2,$$

то

$$H_1 = \frac{I}{4\pi} \int_S \frac{Y}{(Z^2 + Y^2)^{\frac{3}{2}}} dZ \quad (2.13.)$$

Учитывая, что

$$\frac{Y}{(Z^2 + Y^2)^{\frac{3}{2}}} dZ = \frac{d}{dZ} \left( \frac{Z}{\sqrt{Z^2 + Y^2}} \right)$$

и при условии  $Y \geq r_{эл}$ , имеем

$$H_1 = \frac{I}{4\pi Y} \int_S \frac{d}{dZ} \left( \frac{Z}{\sqrt{Z^2 + Y^2}} \right) dZ. \quad (2.14.)$$

В случае, если  $Y < r_{эл}$ ;  $I' = I \left( \frac{Y}{r_{эл}} \right)^2$  и

$$H_1 = \frac{IY}{4\pi r_{эл}^2} \int_S \frac{d}{dZ} \left( \frac{Z}{\sqrt{Z^2 + Y^2}} \right) dZ. \quad (2.15.)$$

При  $Y = r_{эл}$  выражения (2.15.) и (2.14.) тождественны.

Таким образом, для расчета магнитного поля тока, текущего по стержневому электроду, получаем

$$H_1 = \frac{I}{4\pi Y} \int_z^{z+D} \frac{d}{dZ} \left( \frac{Z}{\sqrt{Z^2 + Y^2}} \right), \quad (2.16.)$$

Откуда

$$H_1 = \frac{I}{4\pi Y} \left[ \frac{Z + D}{\sqrt{(Z + D)^2 + Y^2}} - \frac{Z}{\sqrt{Z^2 + Y^2}} \right] \quad (2.17.)$$

и соответственно

$$H_1 = \frac{IY}{4\pi r_{эл}^2} \left[ \frac{Z + D}{\sqrt{(Z + D)^2 + Y^2}} - \frac{Z}{\sqrt{Z^2 + Y^2}} \right] \quad (2.18.)$$

На рис.2.9. показан характер распределения магнитного поля  $H_1$  вокруг дуги, построенный по выражению (2.17.), при условии, что

$$Z + D \gg Y; I = 130 \text{ A}; r_{эл} = 0,075 \text{ см}$$

Кривые  $\Phi(Z, Y) = \text{const}$ , приведенные на этом рисунке, получаются в результате пересечения поверхностей, имеющих одинаковое значение напряженности магнитного поля во всех точках, т.е. эквипотенциалей магнитного поля плоскостью, проходящей через ось стержневого электрода. Магнитные силовые линии поля  $H_1$  (представляющие собой концентрические окружности) перпендикулярны плоскости рисунка. Естественно, что магнитное поле стержневого электрода, так же как и собственное магнитное поле дуги, является причиной сжатия столба дуги, горящей по оси этого электрода, электромагнитными силами (пропорциональными в данном случае квадрату тока), направленными к ее центру [61].

Таким образом, во всех случаях, когда взаимное расположение электродов таково, что электрическая дуга горит по оси стержневого электрода, магнитное поле тока этого электрода будет препятствовать смещению дуги от его оси, т.е. будет способствовать стабилизации дуги. Собственное же

магнитное поле электрической дуги не стабилизирует ее положение относительно оси электрода.

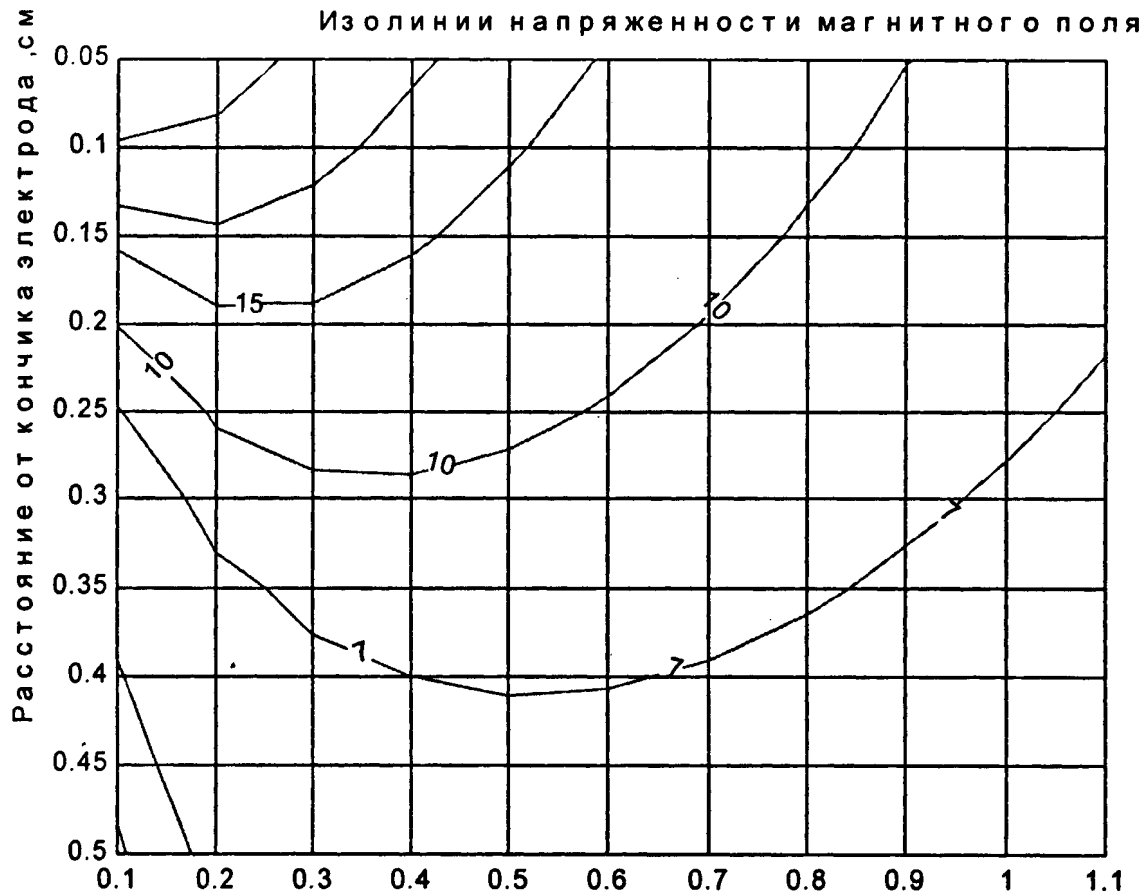


Рис.2.9. Характер распределения вокруг дуги магнитного поля тока, текущего по стержневому электроду и прямолинейному столбу дуги:  $I=130$  А;  $r_{эл}=0,075$  см

Отсюда ясно, почему при наклоне одного электрода относительно другого электрическая дуга стремится гореть вдоль оси стержневого электрода, а не по кратчайшему расстоянию.

Электрическая дуга будет занимать то положение в пространстве между электродами, в котором её ось будет повторять форму кривой  $\Phi(Z, Y)=const$ , построенной для  $H_1=0$ , т.е. форму нулевой эквипотенциальной линии. При этом, когда ось дуги совпадает с нулевой эквипотенциальной линией, её столб испытывает электромагнитное сжатие со стороны магнитного поля тока,

текущего по электродам. Характер распределения вокруг дуги магнитного поля  $H_1$  искажён собственным магнитным полем криволинейного столба дуги.

Из рассмотренного случая следует, что магнитное поле тока, текущего по электродам способствует изменению формы дуги [61, 62]. Это связано с наличием плазменных потоков с электродов.

В процессе горения дуги, между стержневым и плоским электродом, при наличии участка сужения дуги характер распределения магнитного поля тока, текущего по электродам или суженному участку, приводит к сжатию столба дуги. При этом формируется дуга переменного поперечного сечения, что приводит к стабилизации активного пятна и возникновению осевых потоков плазмы [61].

Характер распределения магнитного поля вокруг дуги способствует созданию конусообразной формы дуги, горящей между стержневым и плоским электродами, у стержневого электрода она сжата сильнее, чем у плоского.

Характер распределения магнитного поля  $H_1$  объясняет такое явление, как увеличение степени блуждания дуги с ростом её длины. С повышением длины дуги уменьшается напряжённость магнитного поля  $H_1$  у плоского электрода, а следовательно, эффект стабилизации дуги по оси стержневого электрода. Отсюда следует, чем выше ток дуги при постоянном вылете и длине дуги, тем больше сжатие и эффективнее стабилизация электрической дуги относительно оси стержневого электрода.

Для получения количественной оценки влияния магнитного поля на сварочную дугу проведём эксперименты по определению изменения потока магнитной индукции на различном расстоянии от проводника. Схема измерительной установки представлена на рис.2.10.

Для измерения потока магнитной индукции был использован комбинированный прибор Ш1-8 с зондом "С", позволяющем производить измерения с точностью 0,01 Тесла.

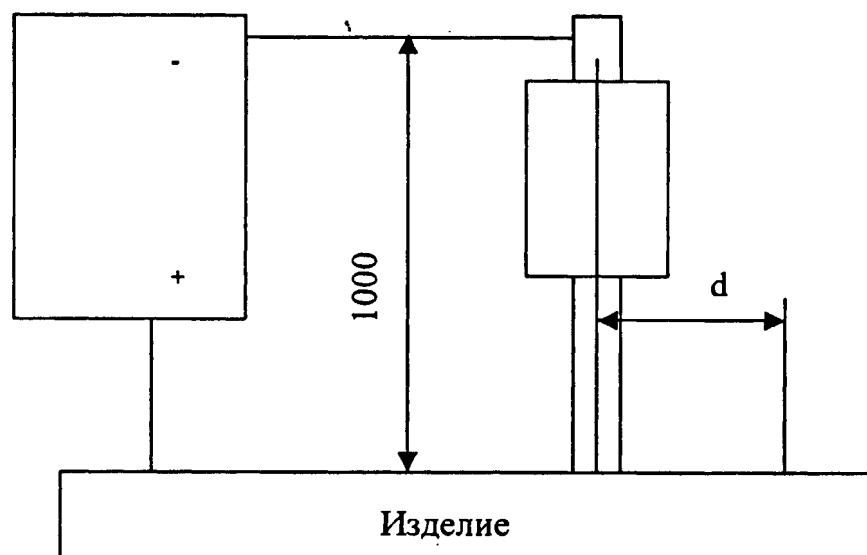


Рис.2.10. Схема установки для определения потока магнитной индукции

На рис.2.11. представлены экспериментальные данные определения потока магнитной индукции в зависимости от расстояния до проводника, при различных значениях тока в проводнике.

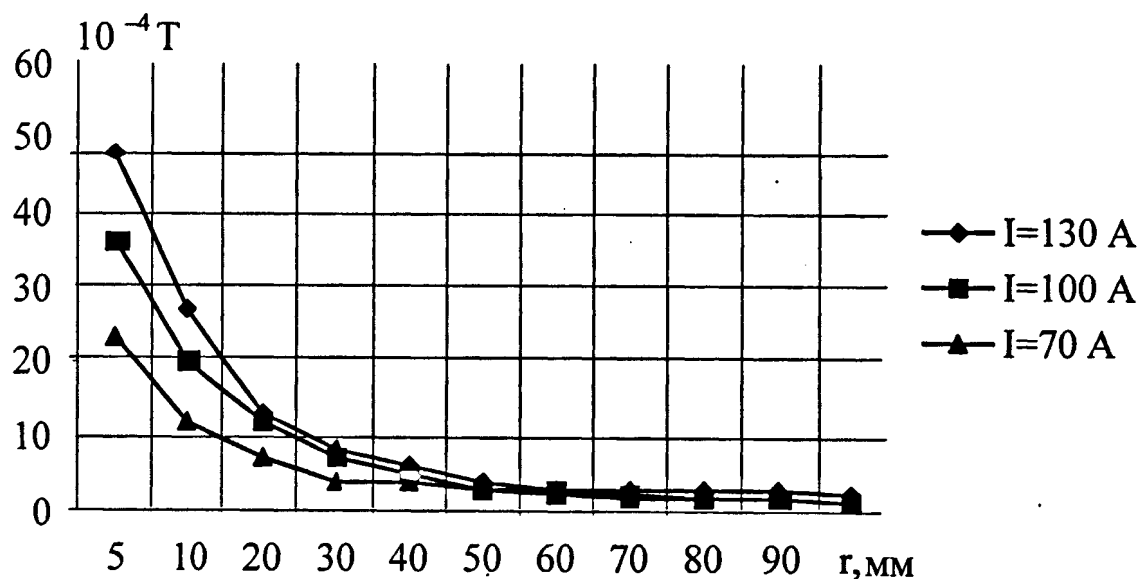


Рис.2.11. Экспериментальная зависимость распределения потока магнитной индукции в зависимости от расстояния до проводника

На рис.2.12. представлена экспериментальная зависимость изменения потока магнитной индукции от протекающего тока в проводнике.

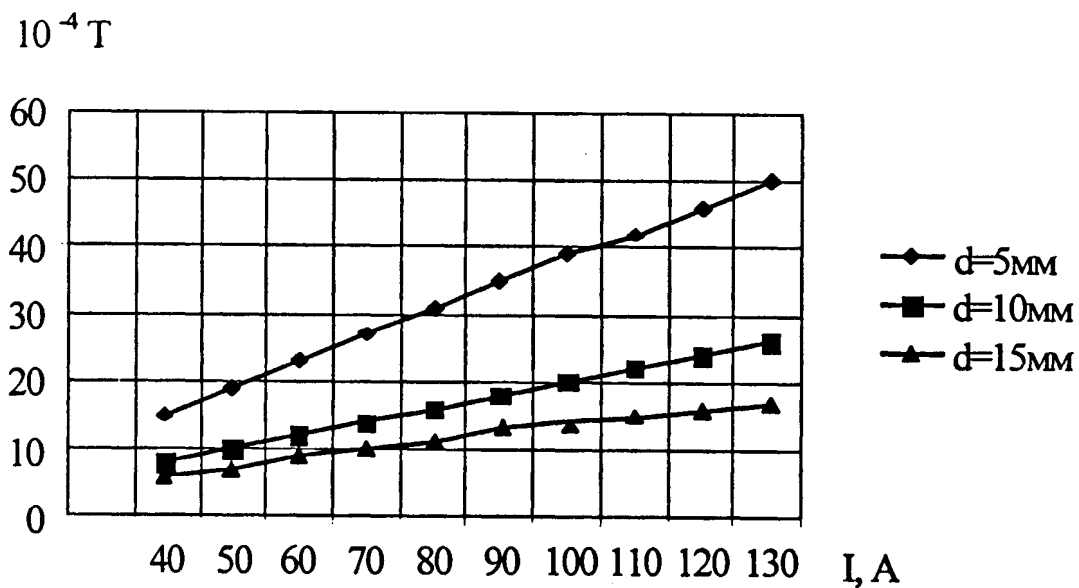


Рис.2.12. Экспериментальная зависимость изменения потока магнитной индукции от протекающего тока в проводнике

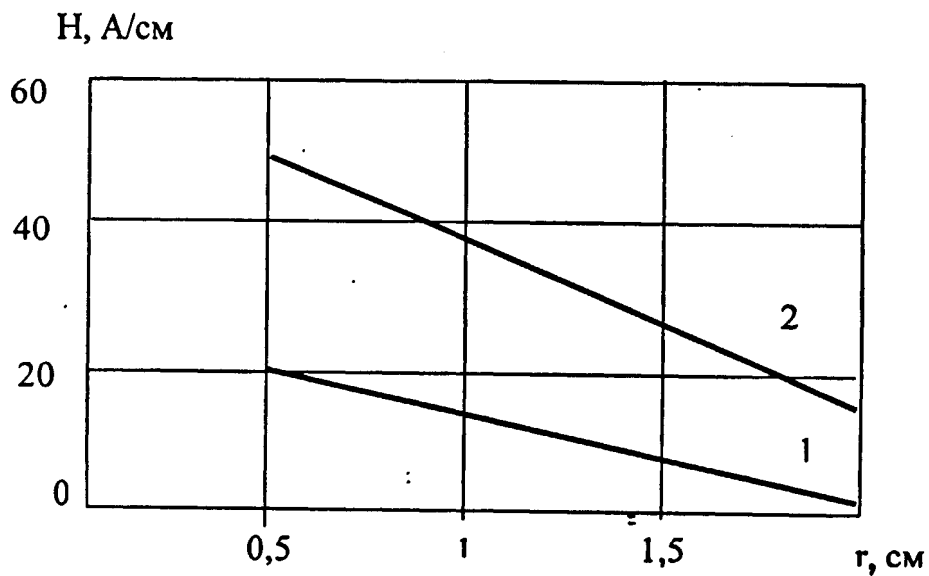


Рис.2.13. Сравнение теоретических (1) и экспериментальных (2) данных

Сравнение экспериментальных и теоретически рассчитанных, по уравнению Био-Савара, данных показывает плохую сходимость результатов (рис.2.13.). В связи с этим в дальнейших исследованиях целесообразно использование экспериментально полученных данных.

При использовании в процессе наплавки двухдуговой схемы подключения необходимо исследовать взаимодействие магнитных полей, как проводников с током, что приведёт к формоизменению и отклонению электрической дуги. Для определения угла отклонения дуги при вводе токопроводящей присадочной проволоки в зону наплавки были произведены следующие исследования. На рис.2.14. представлена схема процесса.

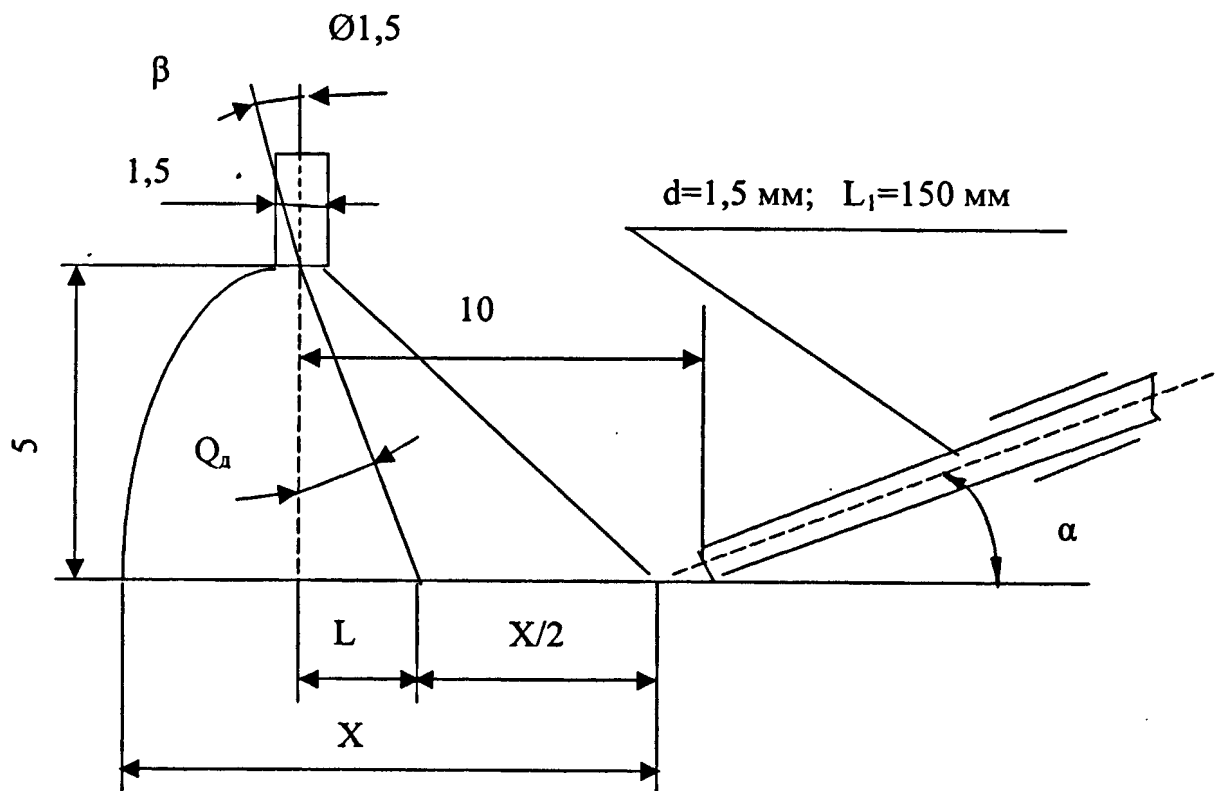


Рис.2.14. Схема формоизменения и отклонения дуги при двухдуговом способе наплавки

Для обеспечения максимального тепловложения в присадочную проволоку необходимо определить угол отклонения основной дуги, горящей между неплавящимся вольфрамовым электродом и изделием. На рис.2.15.



представлена зависимость изменения угла отклонения дуги  $Q_d$  от величины тока в присадочной проволоке.

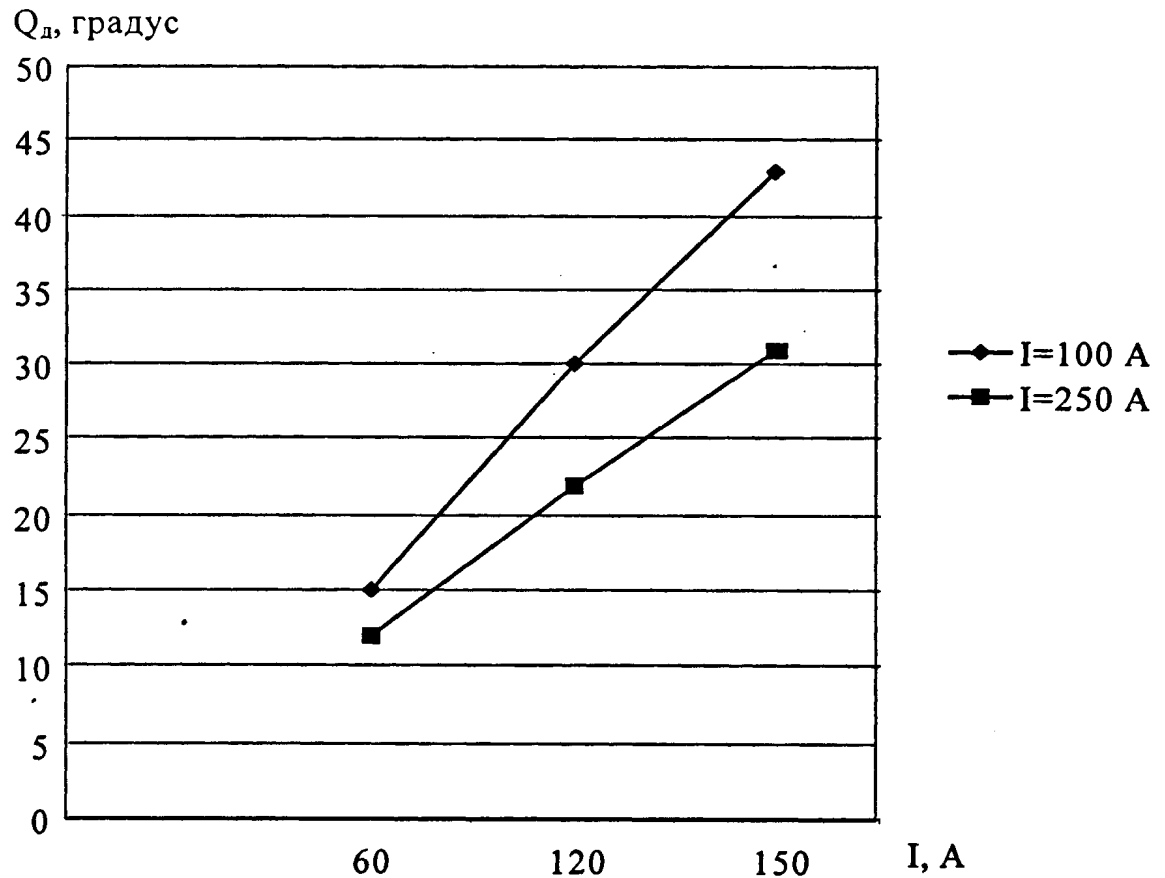


Рис.2.15. Зависимость изменения угла отклонения дуги от величины тока в присадочной проволоке

Из рис.2.15. следует, что угол отклонения дуги возрастает прямо пропорционально с увеличением тока в присадочной проволоке. Это объясняется тем, что при совпадении направления токов проводники стремятся приблизиться друг к другу. При выборе параметров режима наплавки следует использовать возможность перераспределения, части тепла на плавление присадочной проволоки, а не на перегрев наплавляемой поверхности. Для обеспечения максимального тепловложения в присадочную проволоку необходимо определить угол её ввода в область горения дуги. В данном случае

угол ввода присадочной проволоки принимаем  $\alpha = 15^\circ$ , что обеспечивает поддержание прямого между основной дугой и присадочной проволокой.

Из вышеизложенного следует, что отклонение дуги прямо пропорционально магнитному потоку.

#### 2.4. Экспериментальная установка для наплавки

Для осуществления процесса наплавки алюминиевой бронзы на сталь была создана установка на базе токарно-винторезного станка ТВ – 4 (рис.2.16.). Она предназначена для наплавки по образующей цилиндрической поверхности детали диаметром от 30 до 250 мм. С этой целью была произведена следующая модернизация станка. Вместо резцедержателя на суппорт токарно-винторезного станка была установлена опорная рама. На которой крепится механизм подачи присадочной проволоки с приводами корректировки. Они обеспечивают подачу присадочной проволоки в зону плавления на определенном расстоянии от торца неплавящегося вольфрамового электрода и от поверхности наплавляемой детали. Крепление механизма подачи присадочной проволоки позволяет изменять угол подачи присадочной проволоки в зону наплавки от 0 до  $75^\circ$ .

Сварочная головка, установленная на опорную раму имеет четыре степени свободы, что позволяет изменять угол наклона головки в продольном направлении по отношению к наплавляемому образцу в пределах  $\pm 30^\circ$ . Механизм вертикального перемещения сварочной головки также позволяет точно выставить расстояние от присадочной проволоки до торца неплавящегося электрода. Начальное положение сварочной головки и механизма подачи присадочной проволоки осуществляется вручную. Продольное перемещение опорной рамы в процессе наплавки осуществляется специально установленным электрическим приводом ПЯ 250 – Ф УХЛ4 с обратной связью по числу оборотов, на базе тахогенератора типа ТП 80-20-0,2 УХЛ4.

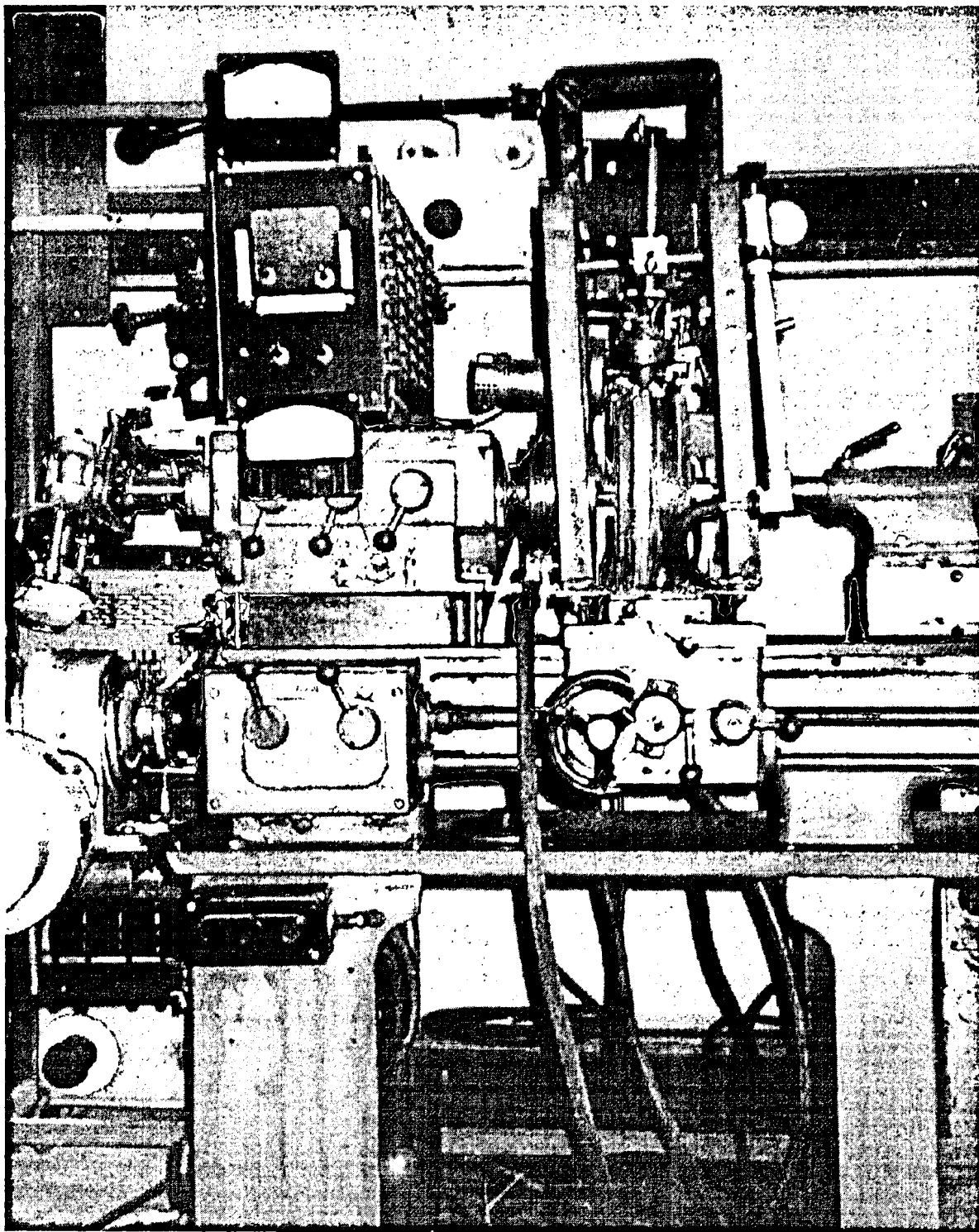


Рис.2.16. Общий вид установки для наплавки бронзы на сталь

Минимальная линейная скорость перемещения суппорта в продольном направлении достигается за счет установки между приводящим двигателем и

коробкой продольной подачи токарно-винторезного станка понижающего червячного редуктора (50:1). Зависимость линейной скорости перемещения сварочной головки в продольном направлении от числа оборотов приводящего двигателя представлена на рис.2.17.

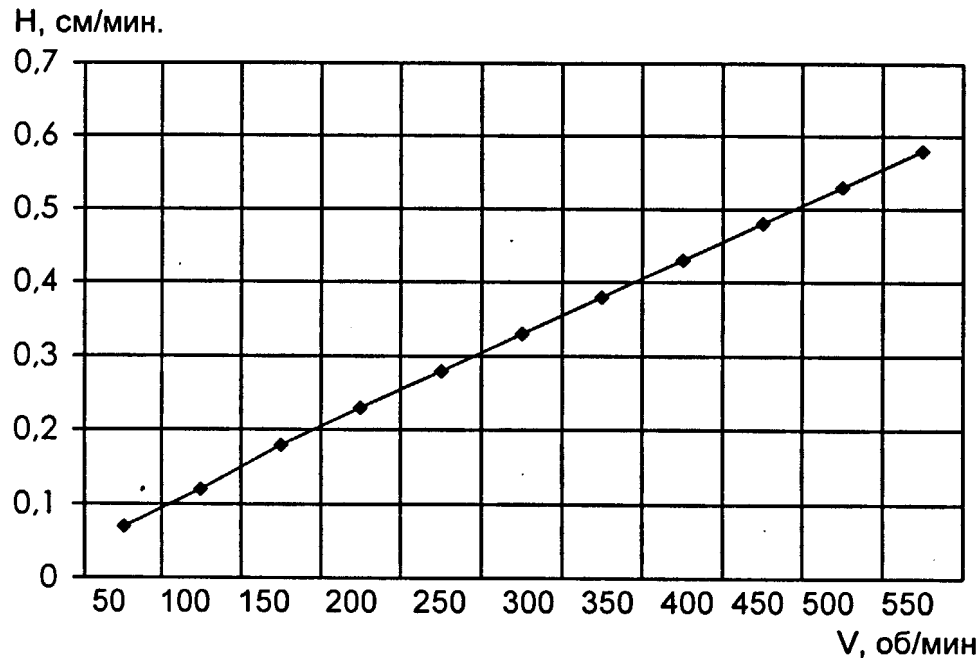


Рис.2.17. График зависимости перемещения сварочной головки от числа оборотов приводящего двигателя

В зависимости от типоразмера наплавляемой детали необходимо плавно регулировать чистоту вращения шпинделя в узком диапазоне. Коробка скоростей токарно-винторезного станка позволяет менять чистоту вращения шпинделя в интервале от 120 до 700 об/мин. Для ведения процесса наплавки необходимо изменить в меньшую сторону этот интервал. Для этого на приводной вал коробки скоростей устанавливается электродвигатель постоянного тока с встроенным червячным редуктором типа МЭ-14А и дополнительный понижающий червячный редуктор (30:1). Это позволяет плавно регулировать частоту вращения наплавляемой детали. Зависимость

частоты вращения шпинделя от подаваемого на электродвигатель напряжения представлена на рис.2.18.

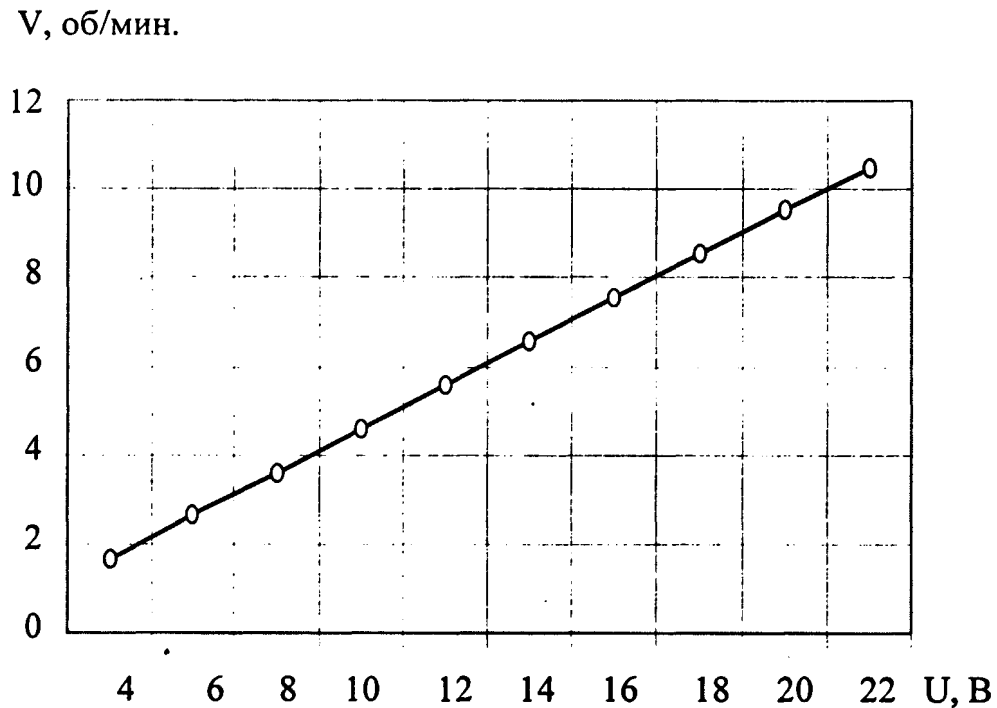


Рис 2.18. График зависимости частоты вращения шпинделя станка от напряжения на приводящем двигателе

Применение независимой схемы регулирования, частоты вращения наплавляемой детали и линейной скорости продольной подачи сварочной головки, относительно наплавляемой поверхности, позволяет вести процесс наплавки на детали различного диаметра.

Для увеличения диаметра наплавляемой детали между коробкой скоростей и станиной, а так же между задней бабкой и станиной были установлены проставки толщиной 60 мм.

Скорость подачи присадочной проволоки определяет производительность процесса наплавки бронзы на сталь и геометрические размеры наплавленного слоя. Зависимость скорости подачи сварочной проволоки от напряжения на приводящем двигателе показана на рис.2.19.

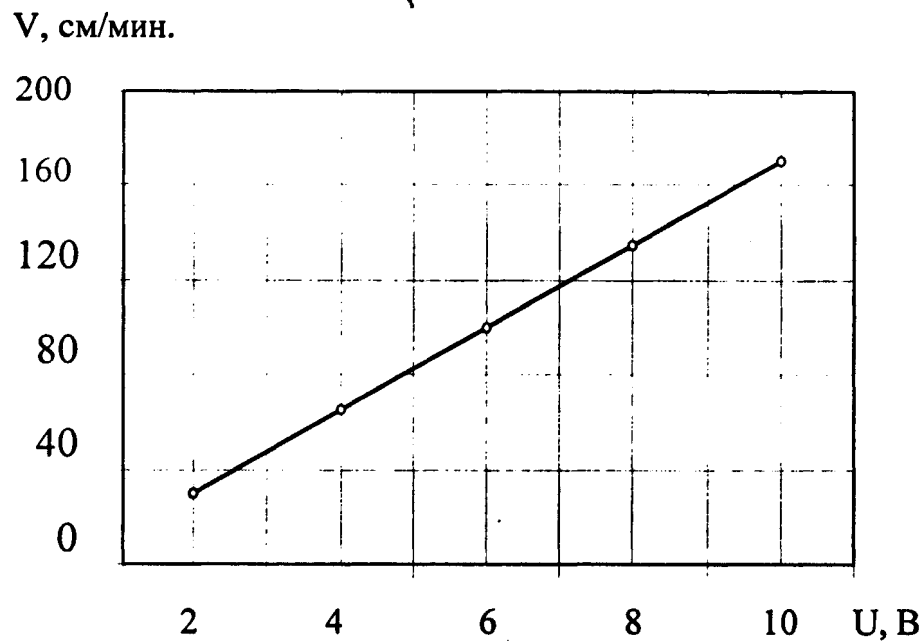


Рис.2.19. График зависимости скорости подачи сварочной проволоки от напряжения на приводящем двигателе

Для осуществления процесса наплавки алюминиевой бронзы на сталь была разработана сварочная головка. Общий вид сварочной головки представлен на рис.2.20.

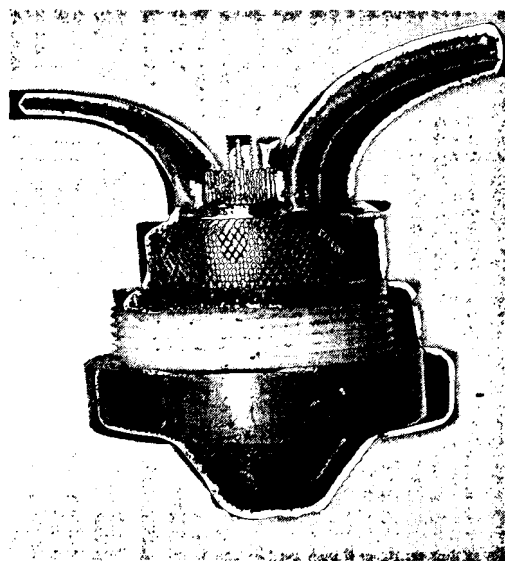


Рис.2.20. Общий вид сварочной головки

Особенностью сварочной головки является использование неплавящегося вольфрамового электрода диаметром 1,5 мм с плоско заточенным терцем.

Обычно для наплавки при токах от 20 до 300 А применяют лантанированные или итрированные неплавящиеся вольфрамовые электроды с заточкой рабочего участка на конус  $30 - 60^\circ$ . Данные электроды с содержанием 1-2% окиси лантана или итрия характеризуются большой стойкостью и наибольшей плотностью пропускаемого тока [8]. Однако угол заточки влияет на концентрацию энергии в пятне нагрева дуги и давление дуги на сварочную ванну, т.е. на глубину проплавления. В связи с этим необходим постоянный контроль угла заточки. Кроме того, из-за высокой плотности теплового потока от дуги в электрод вследствие его конической заточки исходная форма конического участка сравнительно быстро утрачивается, что требует частых перезаточек в ходе которых теряется до 80% вольфрама [63].

Для увеличения срока службы электрода между очередными перезаточками необходима тщательная его подготовка: шлифовка боковой поверхности; заточка рабочего участка с последующим шлифованием поверхности заточки на специальном оборудовании [64,65]. Для воспроизводимости результатов наплавки целесообразно придерживаться одного значения угла заточки.

При выборе диаметра вольфрамового электрода следует ориентироваться на максимально допустимую плотность тока. Значения максимальной плотности тока для неплавящегося электрода из вольфрама приведены на рис.2.21. [66].

Как видно, с увеличением диаметра электрода максимально допустимая плотность тока на нем уменьшается.

С учетом вышеизложенного предлагается использовать в качестве неплавящегося электрода прутки вольфрама диаметром 1,5 мм, рабочий участок которого имеет цилиндрическую форму. Концентрация энергии в пятне нагрева может быть увеличена за счет интенсивного охлаждения рабочего

участка электрода и повышения в нем плотности тока в два – три раза. Цилиндрическая форма рабочего участка неплавящегося электрода не вызывает проблем, обусловленных конической заточкой электрода [64,67]. Использование электродов данной конструкции целесообразно в тех случаях, когда качество наплавки в значительной мере определяется стабильностью их свойств во времени.

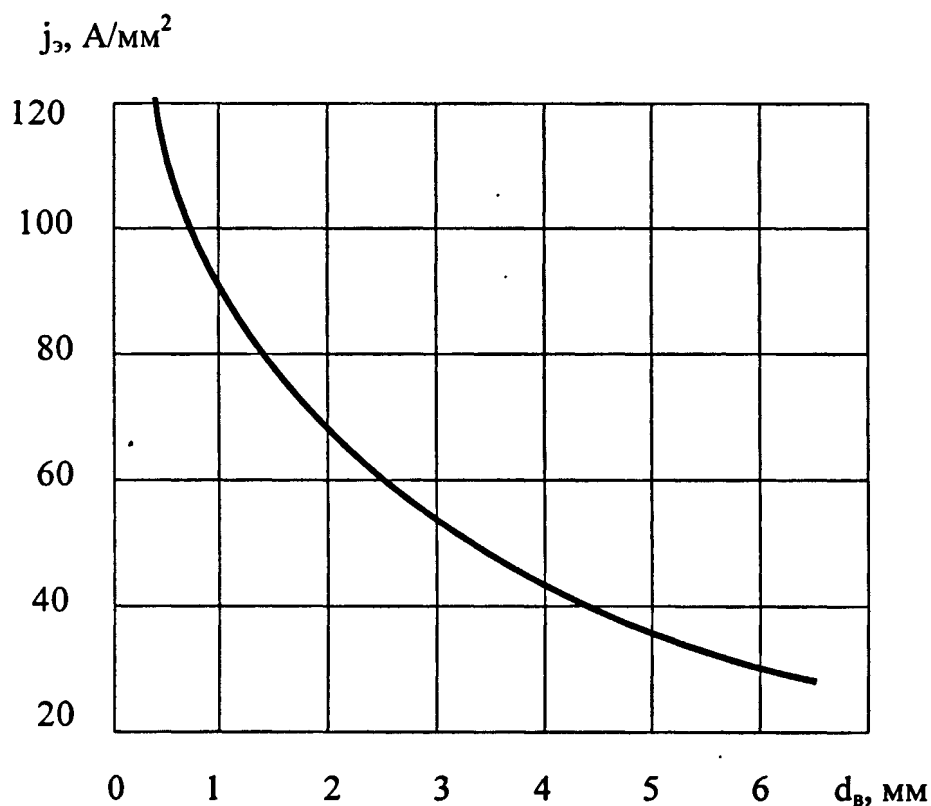


Рис.2.21. Зависимость максимальной допустимой плотности тока  $j_z$  на вольфрамовом электроде от его диаметра  $d_v$

Конструкция сопла сварочной головки позволяет при соответствующем расходе защитного газа стабилизировать процесс горения дуги.

Выбор защитного газа связан со степенью его воздействия на наплавляемый и основной металл, а также по экономическим соображениям. В качестве защитного газа применяется аргон. В таб.5. [68] представлены его физико-химические свойства.



Физико-химические характеристики защитного газа

Характеристики	Аргон
Атомный или молекулярный вес	39,94
Удельный вес при 0°С и 1,01 Па. (кг м <sup>-3</sup> )	1,783
Теплоёмкость при 20°С и 1,01 Па. (Дж·кг <sup>-1</sup> × град <sup>-1</sup> )	0,528
Вязкость при 20 °С и 1,01 Па. (мкпз)	221
Коэффициент теплопроводности при 20 °С и 1,01 Па. ·10 <sup>3</sup> (Дж·м <sup>-1</sup> × ч <sup>-1</sup> ·град <sup>-1</sup> )	58,7
Потенциал ионизации (В)	
однократный	15,7
двухкратный	27,5

Качество соединения наплавленного металла и его физико-механические свойства зависят от многих технологических факторов процесса наплавки. Одним из которых является эффективность защиты сварочной ванны от отрицательного воздействия окружающей среды.

В процессе выполнения наплавки в среде защитных газов вследствие воздействия электрической дуги неплавящийся электрод нагревается, вокруг него повышается температура газа и изменяются его теплофизические характеристики. Это может привести к существенному изменению картины образования пограничного слоя на электроде и в целом к изменению структуры всей защитной струи.

Под струйной газовой защитой понимается процесс, при котором струя защитного газа, истекающая из сопла горелки, при наплавке изолирует от

воздействия с воздушной средой неплавящийся электрод, электрическую дугу и сварочную ванну. Эффективность этого процесса зависит, с одной стороны, от физической природы струйного движения и, с другой стороны, от закономерностей деформации защитной струи при встрече с защищаемой поверхностью.

Ряд работ [69-.72] посвящены изучению этого вопроса. Результаты проведённых в них исследований широко применяются при разработке новых конструкций сварочных головок. Предлагаемые методики позволяют учесть влияние отдельных технологических факторов на эффективность газовой защиты сварочной ванны.

Количественные критерии эффективности струйной газовой защиты являются одними из основных элементов оценки технологических возможностей сварочных головок для наплавки в среде защитных газов. Технологическую эффективность струйной защиты принято характеризовать показателями, величины которых могут быть измерены в процессе наплавки или при постановке опытов, имитирующих этот процесс.

Критерии эффективности представляют в виде коэффициентов, характеризующих эффективность защиты относительно эталонной:

по пределу газовой защиты

$$K_1 = \frac{\left[ \frac{D_3}{D} \right]_n}{2,15}; \quad (2.19.)$$

где  $D_3$  – усреднённый по измерениям в двух нормальных друг к другу направлениях диаметр зоны газовой защиты,

$D$  – диаметр сопла,

$\left[ \frac{D_3}{D} \right]_n$  – предельная зона газовой защиты металла при наплавке.

по пределу эффективности

$$K_2 = \frac{\left[ \frac{H}{D} \right]_n}{4,5}; \quad (2.20.)$$

где  $H$  – расстояние между срезом сопла и изделием,

$\left[\frac{H}{D}\right]_n$  - предел эффективности.

по предельному числу Re

$$K_3 = \frac{[Re]_n}{7000}. \quad (2.21.)$$

где  $[Re]_n = 7000$  – предельное число Рейнольдса для аргонно-дуговой наплавки в цеховых условиях.

Общий коэффициент определяется как частное от деления суммы этих коэффициентов, каждый из которых может быть величиной порядка единицы или меньше, на предельную сумму этих коэффициентов, т.е. на 3:

$$K_{\text{эф}} = \frac{K_1 + K_2 + K_3}{3}. \quad (2.22.)$$

В качестве эталонной принимается горелка суммарный показатель всех критериев, у которой оказался наиболее высоким [69].

При разработке конструкции сварочной головки для наплавки принимался во внимание ряд общих показателей эффективной струйной защиты с различным конструктивным оформлением проточной части сопел и различными диаметрами выходного отверстия [69]. Анализ имеющихся данных показывает, что при идентичном конструктивном оформлении проточной части более высокие показатели эффективности имеют горелки с малыми диаметрами сопел, а по мере увеличения последних от 8 до 21 мм значение  $K_{\text{эф}}$  снижается с 0,79 до 0,33. Это показывает, что существующие конструктивные решения проточной части приемлемы только для сварочных головок с диаметрами сопел от 8 до 13 мм. Для горелок с большим диаметром сопел необходимо пересмотреть схему их проточной части.

Для используемой сварочной головки с диаметром проходного сечения сопла  $D=10$  мм, и отношения длины проточной части к диаметру сопла  $\frac{L}{D} = 2,5$  были найдены коэффициенты, определяющие общий коэффициент эффективности:

$$K_{\text{эф}} = \frac{K_1 + K_2 + K_3}{3} = \frac{0,94 + 0,46 + 1}{3} = 0,8$$

Полученное значение  $K_{зф}$  предполагает обеспечение хорошей газовой защиты для предлагаемой сварочной головки.

В процессе наплавки необходимо осуществлять последующую газовую защиту наплавленного слоя находящегося выше температуры  $200^{\circ}\text{C}$  для устранения процесса порообразования и его окисления.. Для этого применяются специальные приспособления («башмаки»), имеющие форму наплавляемой поверхности.

Линейные размеры приспособления определяется по термическим циклом. Для базовых параметров режима сварки, при расходе защитного газа 10 л/мин, дополнительный поддув имеет следующие габаритные размеры: длинна 250 мм, ширина 50 мм, радиус 110 мм. Приспособление для дополнительной защиты наплавленного металла представлено на рис.2.22.

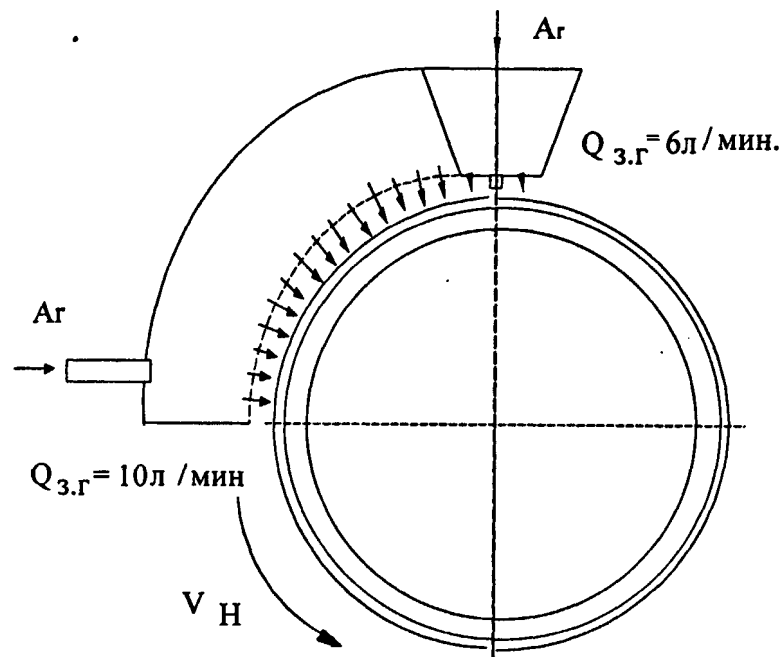


Рис.2.22. Приспособление для дополнительной защиты наплавленного металла

При необходимости регулирования температуры подогрева наплавляемой детали предусмотрено проточное водяное охлаждение.

На рис.2.23. представлена двухдуговая схема процесса наплавки бронзы на сталь на прямой полярности тока.

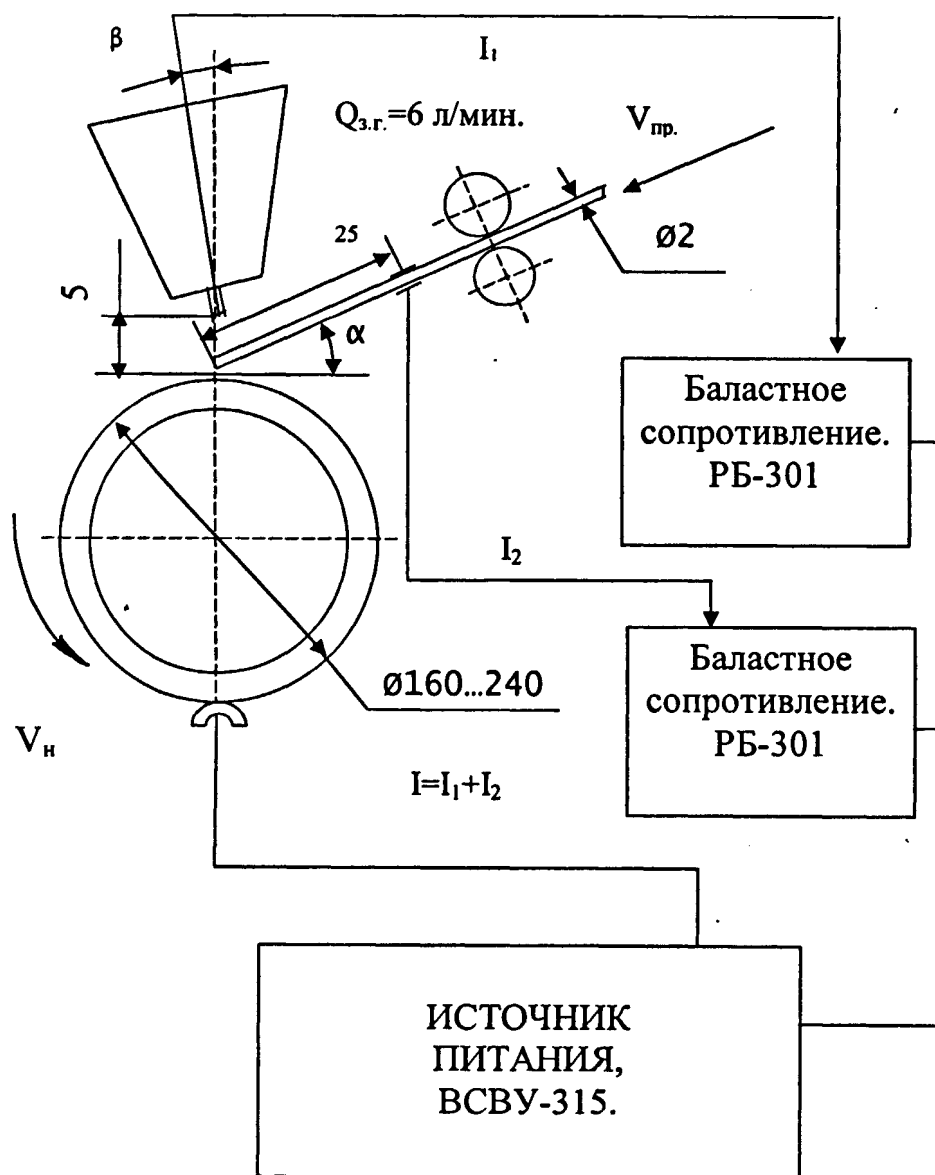


Рис.2.23. Принципиальная схема комбинированной аргодуговой наплавки

## 2.5. Температурные условия работы плоско заточенного вольфрамового электрода

В процессе аргонодуговой наплавки вольфрамовым электродом возможно плавление электрода в средней части, что приводит к необходимости частой смены электродов и их большому расходу. Это зависит от величины сварочного тока, диаметра и вылета электрода. В работе [73] производились замеры распределения температуры по длине электрода из торированного вольфрама оптическим пирометром. Опыты проводились при различных значениях сварочного тока. Оказалось, что при большом токе максимум температуры наблюдается не на конце электрода, а в некоторой средней точке.

В работе [74] построена математическая модель стационарного распределения температуры по длине неплавящегося электрода. Модель основана на конечно-разностной аппроксимации стационарного одномерного уравнения теплопроводности. Полученная система нелинейных алгебраических уравнений решается методом итераций. При определённых значениях тока максимум температуры наблюдается в средней части вольфрамового электрода. Это объясняется высоким удельным сопротивлением и низкой теплопроводностью вольфрама при высокой температуре.

С целью избежания перегрева вольфрамового электрода в средней части проводились численные эксперименты на модели [75]. Исследовалось влияние геометрических параметров, в частности вылет электрода на распределение температуры в нём

На базе предлагаемой методики [75] осуществим математическое моделирование распределения температуры  $T(z)$  и потенциала  $U(z)$  в вольфрамовом электроде для реальных условий наплавки.

На рис.2.24. представлена расчетная схема для вывода уравнения, описывающего распределение температуры и потенциала в неплавящемся электроде. Вольфрамовый электрод установлен в медную водоохлаждаемую оснастку.

На единице длины электрода выделяется мощность:

$$g_1 = I^2 R_1(z) = \frac{I^2}{S(z) \rho T(z)} \text{ (Вт)}, \quad (2.23.)$$

где  $R_1(z)$  – электрическое сопротивление единицы длины электрода (Ом·см);

$S(z)$  – площадь поперечного сечения (см<sup>2</sup>);

$T(z)$  – распределение температуры по длине (°C).

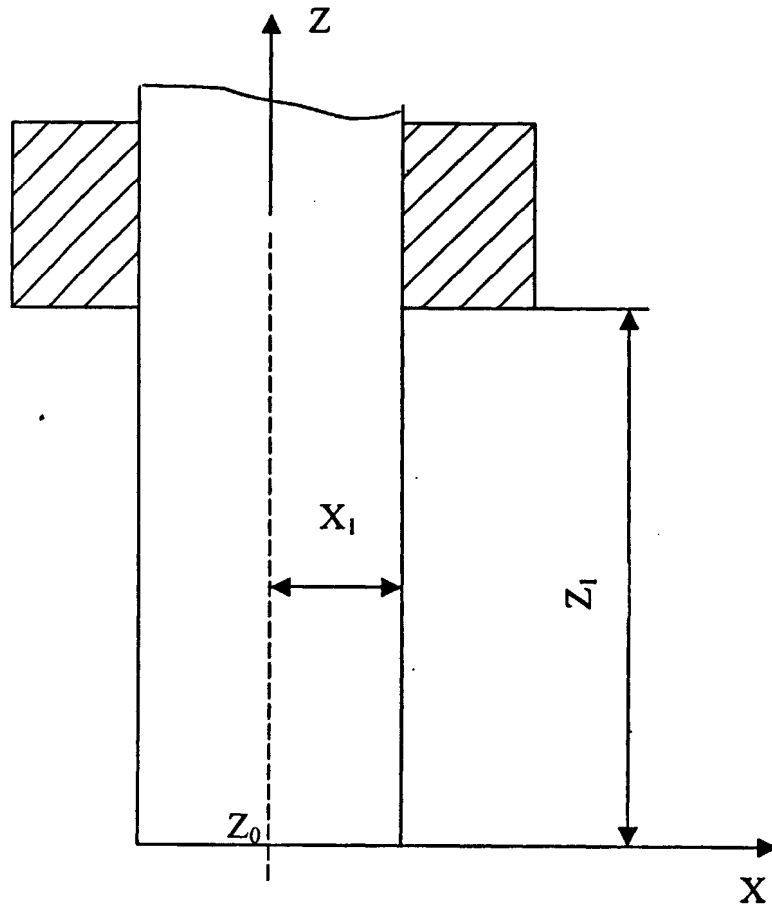


Рис.2.24. Расчётная схема вольфрамового неплавящегося электрода

Радиус электрода в различных сечениях  $X(z) = X_1$ .

В единице объема выделяется мощность:

$$P_0 = \frac{g_1}{S(z)} = \left[ \frac{I}{S(z)} \right]^2 \rho T(z). \quad (2.24)$$

Кроме того, электрод (катод) нагревается в результате бомбардировки ионами анода в области активного пятна дуги.

Охлаждение электрода в течении всего процесса связано с четырьмя физическими механизмами.

1. Теплота уходит в охлаждаемую оснастку за счёт теплопроводности. Коэффициент теплопроводности вольфрама  $\lambda(T)$  зависит от температуры. Температуру электрода в сечении  $Z_1$  будем считать заданной  $T_1$  (замеренной с помощью термопары).

2. Теплота излучается с боковой поверхности электрода в окружающее пространство, которое можно считать прозрачным для излучения. Согласно закону Стефана – Больцмана запишем уравнение теплового потока излучения:

$$G_2 = \varepsilon C_0 [T(z)]^4, \quad (2.25.)$$

где  $\varepsilon$  – степень черноты поверхности катода;

$$C_0 = 5,67 \cdot 10^{-8} \text{ Вт/(м}^2 \text{ С}^4\text{)}. \quad (2.26.)$$

Градиентом температуры по сечению электрода пренебрегаем вследствие его малой толщины, поэтому можно считать, что теплоту теряет весь его объем. Количество теплоты  $P_1$ , теряемое единицей объема электрода в единицу времени:

$$P_1 = \frac{2\varepsilon C_0 [T(z)]^4}{x}. \quad (2.27.)$$

3. Теплота уносится с боковой поверхности конвективными потоками защитного газа. Тепловой поток при конвекции определяется по закону Ньютона:

$$G_k = \alpha_k [T(z) - T_r], \quad (2.28.)$$

где  $\alpha_k$  – коэффициент конвективной поверхностной теплоотдачи;

$T_r$  – температура защитного газа.

Количество теплоты  $P_2$ , теряемое единицей объема электрода в единицу времени за счёт конвекции:



$$P_2 = 2 \alpha_x [T(z) - T_r] / x(z). \quad (2.29.)$$

4. Теплота теряется в области активного пятна дуги за счёт электронной эмиссии. Экспериментально установлено, что в широком диапазоне токов температура в области активного пятна составляет 2725...3100 °C.

Распределение температуры определяется решением уравнения:

$$\frac{d}{dz} \lambda(T) \frac{dT}{dz} = -P_0(T) + P_1(T) + P_2(T), \quad (2.30.)$$

граничные условия:  $T_0 = T_1$ ,  $T(z_1) = T_2$

Распределение потенциала определяется уравнением:

$$\frac{d}{dz} \frac{1}{\rho(T)} \frac{dU}{dz} = 0, \quad (2.31.)$$

граничные условия:  $U_0 = 0$ ,  $U(z_1) = U$ , где  $U$  - падение напряжения на катоде.

$$U = I \int_0^{z_1} \rho d(T) dz. \quad (2.32.)$$

Решая уравнение (2.26), получаем:

$$\frac{dU}{dz} = I \rho(T); \quad P_0(T) = I^2 \rho(T);$$

$$U(z) = I \int_0^z \rho(T) dz.$$

Решаем уравнение (2.30.) методом счёта на установление. Это решение является пределом при  $t \rightarrow \infty$  решения уравнения:

$$c\gamma \frac{dT}{dt} - \frac{d}{dz} \lambda(T) \frac{dT}{dz} = P_0(T) - P_1(T) - P_2(T), \quad (2.33.)$$

где  $c\gamma$  - объёмная теплоёмкость, Дж·м<sup>-3</sup>·C<sup>-1</sup>.

Для неустановившегося распределения температуры  $T(z, 0)$  с начальным условием, линейного распределения температуры по длине электрода:

$$T(z, 0) = T_1 - \frac{z}{z_2} (T_1 - T_2). \quad (2.34.)$$

Уравнение (2.33.) решается методом конечных разностей по неявной схеме с линеаризацией системы алгебраических уравнений.

Для расчёта распределения температуры по длине вольфрамового электрода используем следующие зависимости свойств вольфрама от температуры [75]:

для удельного сопротивления

$$\rho(T) = -1,0 \cdot 10^{-5} + 3,333 \cdot 10^{-8} T \text{ Ом} \cdot \text{м}; \quad (2.35.)$$

для коэффициента теплопроводности

$$\lambda(T) = 9,89 T^{0,303} \text{ Вт/м} \cdot \text{К}; \quad (2.36.)$$

для степени черноты

$$\varepsilon(T) = -2,686 \cdot 10^{-2} + 1,82 \cdot 10^{-4} T - 4T^{-2} 2,195 \cdot 10^{-8} T^2. \quad (2.37.)$$

Численное моделирование осуществлялось с использованием метода теплового баланса по неявной разностной схеме. Задача рассматривалась в одномерной квазистационарной постановке. Результаты представлены на рис.2.25.

Из анализа полученных данных следует, что при увеличении тока температура в середине электрода максимальна. Это может привести к его плавлению в этой части. Поэтому, при определении оптимальных параметров режима наплавки необходимо обеспечить соответствующие температурные условия работы неплавящегося вольфрамового электрода.

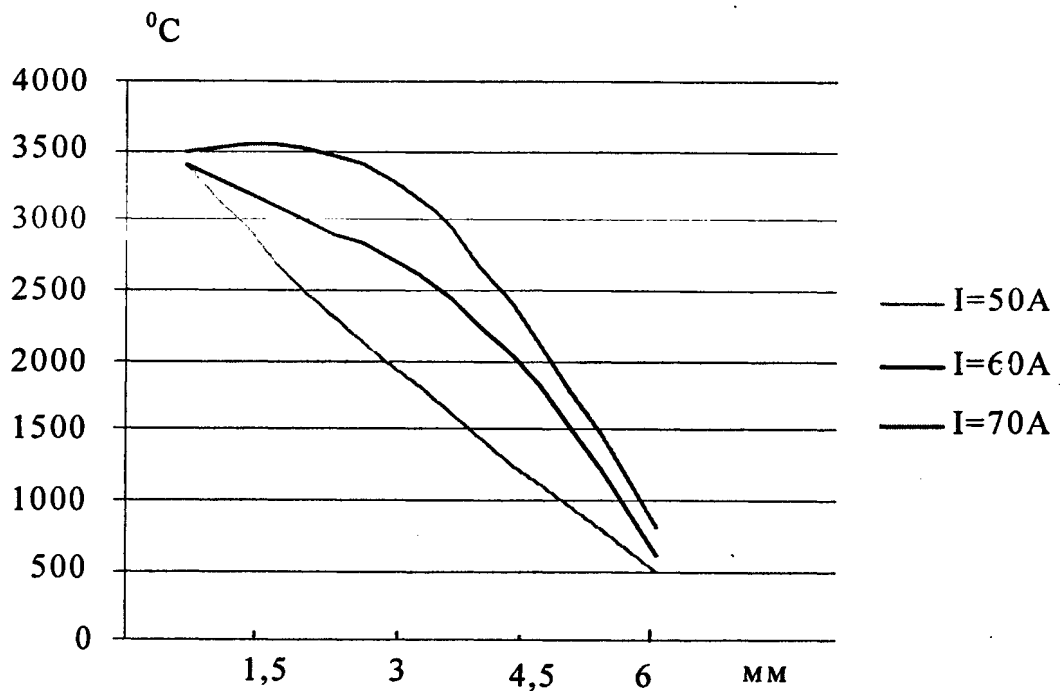


Рис. 2.25. График распределения температуры по длине вольфрамового электрода  $Z_1 = 6$  мм

#### Выводы по главе.

1. Установлена связь между технологическими и металлургическими факторами и качеством наплавки алюминиевой бронзы на низкоуглеродистую сталь. Увеличение содержания углерода в стали, величина сварочного тока - увеличивают глубину проникновения бронзы в сталь. Ориентация сварочной головки относительно наплавляемого изделия (угол наклона относительно вертикали и её положения относительно зенита), скорость плавления присадочной проволоки, полярность при двухдуговой схеме подключения позволяют уменьшить глубину проникновения. Качество наплавки определяется возможностью регулировки тепловложения в основной металл и присадочную проволоку. На основании проведенных исследований предлагается в качестве основного применять комбинированный аргонодуговой способ наплавки на прямой полярности.

2. Проведённый анализ показал необходимость учёта электромагнитного взаимодействия основной и вспомогательных дуг при использовании

двухдуговой схемы наплавки. Сравнение рассчитанных по уравнению Био-Савара и экспериментальных данных даёт плохую сходимость результатов, поэтому были проведены экспериментальные исследования магнитных полей для комбинированного способа наплавки. Установлено, что угол отклонения дуги возрастает прямо пропорционально с увеличением тока в присадочной проволоке. Для обеспечения максимального тепловложения в присадочную проволоку определён угол её ввода в область горения дуги  $\alpha=15^{\circ}$ .

3. Выполнены опыты и проведено численное моделирование для выяснения температурных условий реализации режима работы неплавящегося вольфрамового электрода с распределённым катодным пятном. Плотность тока при распределённом катодном пятне на рабочем участке электрода уменьшается в два три раза, что значительно повышает его стойкость и уменьшает число перезаточек. Основным фактором, сдерживающим широкое применение плоско заточенных катодов является узкий токовый диапазон горения дуги с распределённым катодным пятном ( $30\ldots 50 \text{ А/мм}^2$ ). Определена возможность его увеличения за счёт изменения величины вылета катода из медной цанги. Получены количественные зависимости распределения температур по длине катода в зависимости от основных технологических параметров.

4. Для реализации комбинированной аргонодуговой наплавки алюминиевой бронзы на низкоуглеродистую сталь с использованием неплавящегося плоско заточенного катода требуется применение специализированного оборудования. Для этого создана установка на базе токарно-винторезного станка и технологическая оснастка для обеспечения качественной защиты от вредного воздействия атмосферы. Разработана конструкция сварочной головки для наплавки плоско заточенным неплавящимся вольфрамовым электродом с распределённым катодным пятном.

### ГЛАВА 3. ОПРЕДЕЛЕНИЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ УСЛОВИЙ КОМБИНИРОВАННОЙ НАПЛАВКИ БИМЕТАЛЛИЧЕСКОЙ ПОВЕРХНОСТИ

#### 3.1. Расчёт оптимальных температурных условий наплавки короткого тонкостенного цилиндра

Обычно при наплавке полых цилиндров при большой погонной энергии дуги возможен перегрев в зоне конца наплавки, в следствие чего ухудшается формирование наплавляемого металла. Экспериментально установлено, что если температура нагрева детали смежными валиками не превышает 500 °С [76], то процесс наплавки не вызывает перегрева. Для обеспечения такого температурного режима необходимо выбрать соответствующую мощность дуги.

Качество наплавки по винтовой траектории в значительной мере зависит от параметров режима. Для определения оптимальных режимов наплавки, в частности температуры нагрева изделия, используют расчетные зависимости [77-79], но они содержат большое количество независимых переменных. Для инженерных расчётов используют упрощённые аналитические зависимости.

В работе [80] предложена методика получения упрощенных аналитических зависимостей для расчета нагрева полых цилиндров. Наиболее удобно для этой цели использовать расчетную зависимость, построенную с учетом упрощающих допущений по схеме мощного быстродвижущегося источника тепла.

Температурное поле в подвижной системе координат, определяется зависимостью [77]:

$$\vartheta_{\Sigma_{\text{нал}}} = \frac{1}{\sqrt{\pi\tau_{\text{ж}}}} \sum_{i=1}^N \frac{\Phi_i(R, \tau_i)}{\sqrt{i+\theta^*}} \exp\left[-\frac{\xi(i-\bar{v})^2}{i+\theta^*}\right], \quad (3.1.)$$

где  $\vartheta_{\Sigma_{\text{нал}}} = \frac{T_{\Sigma_{\text{нал}}}}{q_n / R^2 c \gamma}$  - относительная температура нагрева изделия смежными валиками;

$T_{\Sigma_{пл}}$  - размерная температура нагрева изделия;

$q_n$  - погонная энергия сварочной дуги;

$R$  - радиус изделия;

$c\gamma$  - объемная теплоёмкость материала;

$\Phi_i(R, \tau_i)$  - функция, учитывающая распространения тепла по радиусу цилиндра;

$\tau_i = \frac{at_i}{R^2}$  - безразмерный критерий времени;

$a$  - коэффициент температуропроводности;

$t_i$  - время действия источника тепла с момента начала наплавки;

$\tau_* = \frac{at_*}{R^2}$  - безразмерное время одного оборота источника;

$t_*$  - время одного оборота источника;

$\theta^* = \frac{-\theta}{2\pi}$  - относительная ордината, характеризующее положение источника;

$\xi = \frac{H}{R}$  - относительный шаг наплавки;

$H$  - размерный шаг наплавки;

$i$  - количество наплавленных витков;

$\nu$  - количество витков от начала координат до исследуемой точки.

Для ограниченного по длине полого цилиндра относительные температуры согласно работе [80] соответственно вычисляют:

$$\vartheta_{\Sigma_{огр}} = \vartheta^*_{\Sigma_{пл}} \beta, \quad (3.2.)$$

где  $\vartheta^*_{\Sigma_{пл}}$  - относительная температура нагрева полого цилиндра смежными валиками;

$\beta$  - коэффициент, учитывающий влияние ограниченности цилиндра по длине, всегда больше единицы

Вводим безразмерный критерий скорости осевого перемещения источника тепла:

$$\nu = H / \sqrt{2at_*}.$$

Приведенная толщина полого цилиндра:

$$\delta_{np} = \frac{R^2 - r_1^2}{2R},$$

После соответствующих преобразований уравнения (3.1.), принимая  $\theta^* = 1$  и  $\nu = 0$ , получим расчётную зависимость для определения температуры нагрева полых цилиндрических деталей смежными валиками:

$$\vartheta^*_{\Sigma_{nax}} = \sum_{i=0}^N \frac{\exp(-\nu^2 i)}{\sqrt{\pi i}}, \quad (3.3.)$$

где  $\vartheta^*_{\Sigma_{nax}} = \frac{T_{\Sigma_{nax}}}{q_n / 2\delta_{np} c \gamma \sqrt{at_*}}$  - относительная температура нагрева полого цилиндра смежными валиками.

При выполнении расчетов преобразуем уравнение (3.3.), заменив согласно работе [76] суммирование кольцевых источников интегрированием.

Произведём замену переменных:

$$\nu^2 x = u^2,$$

$$du = \nu dx / 2\sqrt{x}.$$

Изменяем пределы интегрирования:

$$\text{при } x_1 = \nu / \sqrt{2} \rightarrow u = \nu / \sqrt{2},$$

$$\text{при } x_2 = N + 1/2 \rightarrow u = \nu \sqrt{2N + 1}.$$

Тогда

$$\vartheta^*_{\Sigma_{nax}} = \frac{1}{\nu} \left[ \operatorname{erf} \left( \frac{\nu}{\sqrt{2}} \sqrt{2N + 1} \right) - \operatorname{erf} \left( \frac{\nu}{\sqrt{2}} \right) \right], \quad (3.4.)$$

где  $\operatorname{erf}(x) = \frac{2}{\pi} \int_0^x e^{-u^2} du$  - функция интеграла вероятности Гаусса.

Полученное выражение позволяет рассчитать относительные температуры  $\vartheta^*_{\Sigma_{нал}}$ , не прибегая к суммированию. Значение функции  $\text{erf}(x)$  табулированы и легко определяются в зависимости от аргумента  $x$ .

Для определения относительных температур предельного состояния можно использовать уравнение (3.3.), заменив  $\text{erf}(x) = 1$ .

Тогда

$$\vartheta_{\Sigma_{np}} = \frac{1}{\nu} [1 - \text{erf}(\nu/\sqrt{2})]. \quad (3.5.)$$

Из уравнений видно, что значения  $\vartheta_{\Sigma_{np}}$  являются функцией только одной переменной  $\nu$ .

Исходные данные для расчёта температуры нагрева смежными валиками в процессе наплавки алюминиевой бронзы Бр Амц 9-2 на Ст3 [81]:

$R=10,85$  см – наружный радиус цилиндра,

$r=10,45$  см – внутренний радиус цилиндра,

$b=6$  см – ширина наплавляемого цилиндра,

$a=0,08$  см<sup>2</sup>/°С - коэффициент температуропроводности Ст3,

$c\gamma=4,9$  Дж/см<sup>3</sup>·°С- объёмная теплоёмкость Ст3.

Задаём размерный шаг наплавки  $H=0,4$  см, с учётом перекрытия наплавляемых валиков. Время одного оборота источника  $t_{\text{в}}=120$  сек выбирается по рекомендациям таб.1 [78] в зависимости от диаметра присадочной проволоки.

Находим значения безразмерных коэффициентов:

$$\nu = H/\sqrt{2at_{\text{в}}} = 0,06455,$$

$$\delta_{np} = \frac{R^2 - r_1^2}{2R} = 0,39.$$

По выражению (3.3.) рассчитываем относительную температуру нагрева полого цилиндра  $\vartheta^*_{\Sigma_{нал}}$  в зависимости от коэффициента  $\nu$  и количества



направляемых валиков  $i$ . В данном случае  $i=13$  при средней ширине направляемого валика  $B=0,63\text{см}$  и шаге  $H=0,4\text{см}$ . На рис.3.1. представлена зависимость относительной температуры нагрева полого цилиндра смежными валиками.

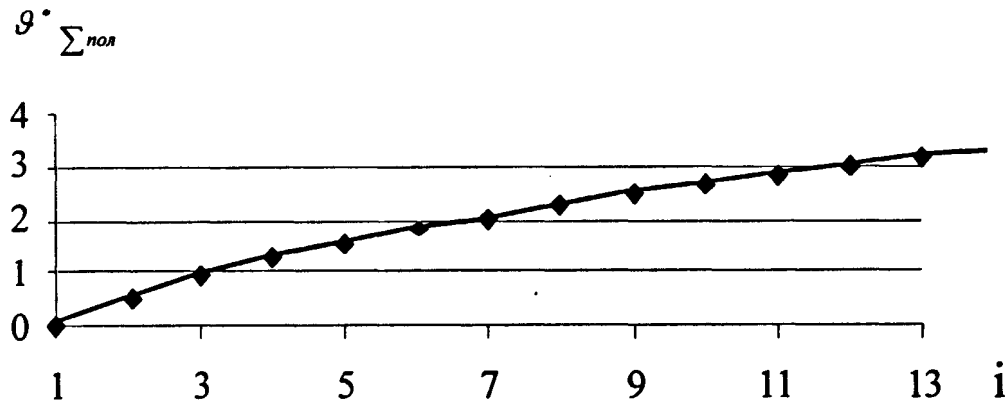


Рис.3.1. Зависимость относительной температуры нагрева полого цилиндра смежными валиками

Расчетную зависимость для определения коэффициента  $\beta$  получаем из выражения (65) работы [80] после соответствующего преобразования. Тогда для точек, расположенных по оси направляемого валика, коэффициент  $\beta$  определяется зависимостью:

$$\beta = 1 + \frac{\sum_{i=1}^N \exp\left[\frac{\nu^2(2l^* + i)^2}{i}\right]}{\sum_{i=1}^N \frac{\exp(-\nu^2 i)}{\sqrt{i}}}, \quad (3.6.)$$

где  $\nu = H/2\sqrt{at_*}$  - количество витков от начала координат до исследуемой точки;

$l^* = \frac{1}{H}$  - относительное расстояние по оси от основного источника до торца цилиндра.

Если нагрев ведётся от торца, то принимают  $l^* < 0$  и наоборот  $l^* > 0$ . При выполнении наплавки на поверхность полого цилиндра, шириной 60 мм, необходимо учитывать влияние краёв.

Зависимость суммарного коэффициента  $\beta$ , вычисленная по выражению (3.6.) с учётом краевых условий для предлагаемого режима наплавки представлена на рис.3.2.

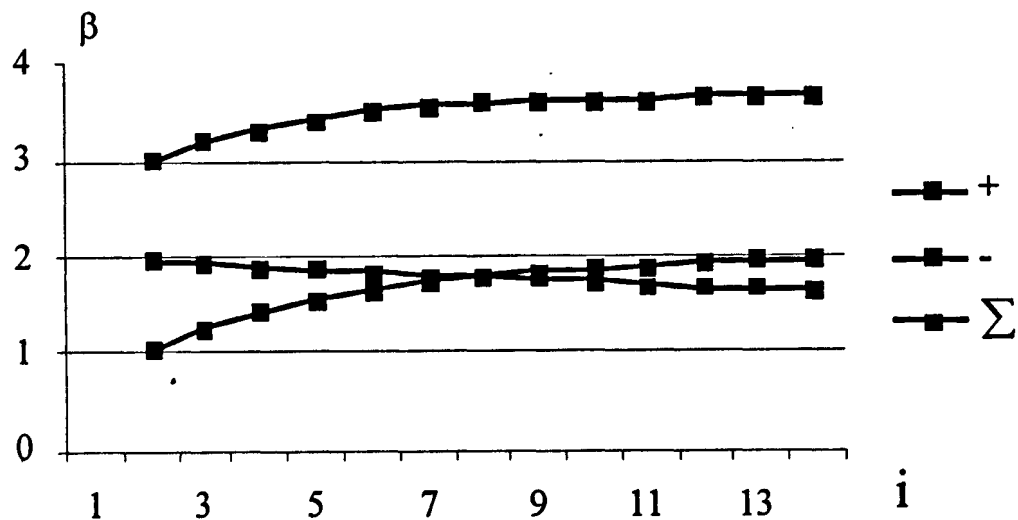


Рис.3.2. Зависимость суммарного коэффициента  $\beta$ , с учётом краевых условий, от количества наплавленных валиков

Подставив значения выражения (3.3.) и (3.6.) в уравнение (3.2.) определим относительную суммарную температуру нагрева ограниченного полого цилиндра изделия  $\vartheta_{\Sigma_{огр}}$  смежными валиками (рис.3.3.).

Для перехода к размерным величинам при выполнении аналитического расчёта термических циклов точное определение значения отношения  $\frac{q_n}{c\gamma\sqrt{a}}$  не представляется возможным. Это обусловлено тем, что теплофизические коэффициенты являются функциями температуры и коэффициента полезного действия для данного способа сварки, определяемого типом сварочной головки.

Для изменения температуры в точке расположенной на оси наплавляемого валика производилась запись термических циклов.

После перехода к размерным величинам, температура нагрева изделия смежными валиками определяется зависимостью:

$$T_{\Sigma_{\text{пол}}} = \vartheta \cdot \Sigma_{\text{пол}} \frac{nq_n}{2\delta_{\text{пр}} c \gamma \sqrt{a t_*}}, \quad (3.7)$$

где  $n$  – поправочный коэффициент, определяемый экспериментально.

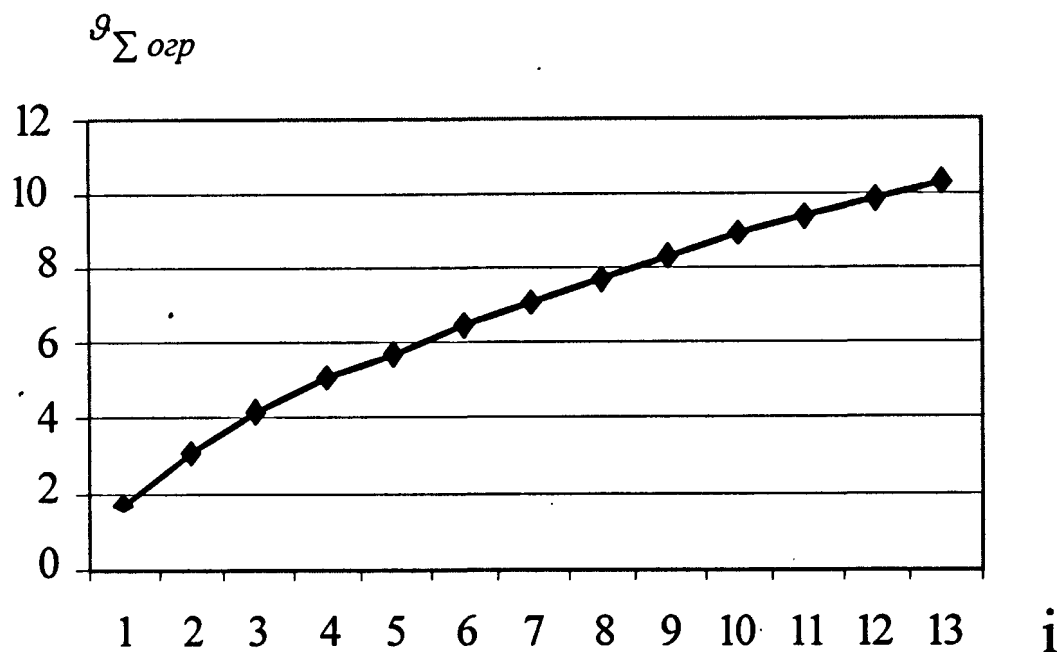


Рис.3.3. Зависимость относительной температуры нагрева изделия  $\vartheta_{\Sigma_{огр}}$  смежными валиками с учётом краевых условий

Наплавку бронзы производили на образцы изготовленные из стали Ст.3. со следующими габаритными размерами: диаметр 217 мм, ширина 60 мм и толщина 4 мм. В качестве присадочного материала использовали проволоку Бр АМц 9-2 диаметром 2 мм. Наплавку производили при следующих параметрах режима:  $I_{\text{общ.}} = 130\text{А}$ ;  $I_{\text{пр.п.}} = 60\text{А}$ ;  $U = 18\text{В}$ ;  $V_{\text{н}} = 0,34\text{ м/мин}$ ;  $V_{\text{пр.п.}} = 0,63\text{ м/мин}$ ;  $Q_{\text{з.г.}} = 6\text{ л/мин}$ .



преобразователь АЦП, позволяющий преобразовывать аналоговые сигналы от термопар.

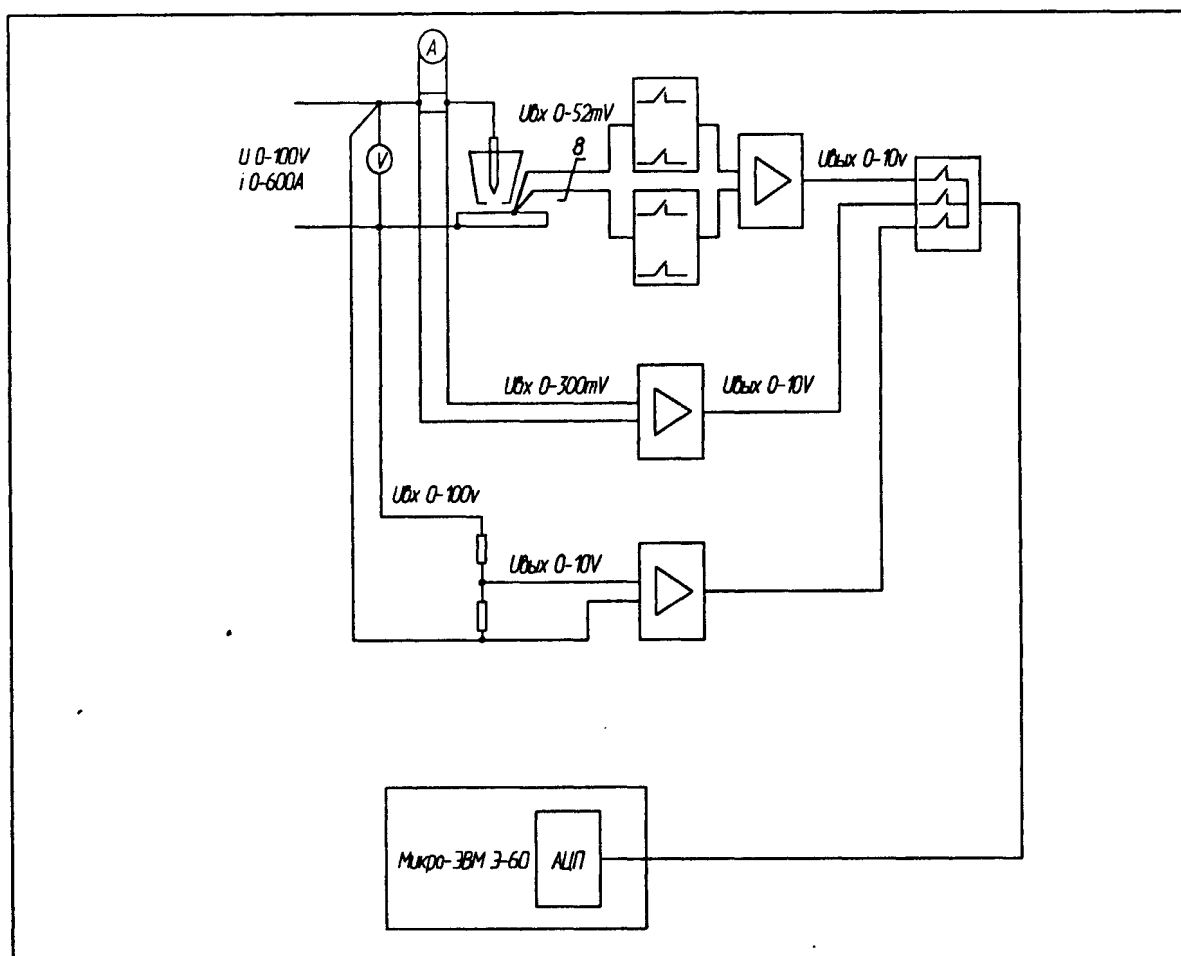


Рис.3.5. Блок-схема измерительного комплекса

Выбор ПК "Электроника 60" объясняется исключительной надежностью машин данного класса при работе в условиях сварочной лаборатории. Комплекс производит одновременную запись сигналов по 10-ти каналам (мгновенные значения тока и напряжения дуги и восемь сигналов от термопар). Повторная запись по каждому каналу производится с частотой 40 Гц. Общее время записи температурного поля составляет 22,5 сек., что позволяет обращаться к каждому датчику 850 раз.

После проведения измерений данные из винчестера ПК "Электроника 60" преобразовывались в память ПК типа Пентиум и обрабатывались с помощью электронных таблиц EXCEL.

Для устранения случайных погрешностей термограммы подвергали тщательному визуальному и численному анализу: учитывая наличие обрывов, провалов и отклонений кривых от плавного очертания; взаимное расположение максимумов температуры на кривых температуры для различных точек. Если отклонения не находили удовлетворительного объяснения, то соответствующие кривые исключали из дальнейшей обработки.

На рис.3.6. представлены экспериментальный и аналитически рассчитанные термические циклы.

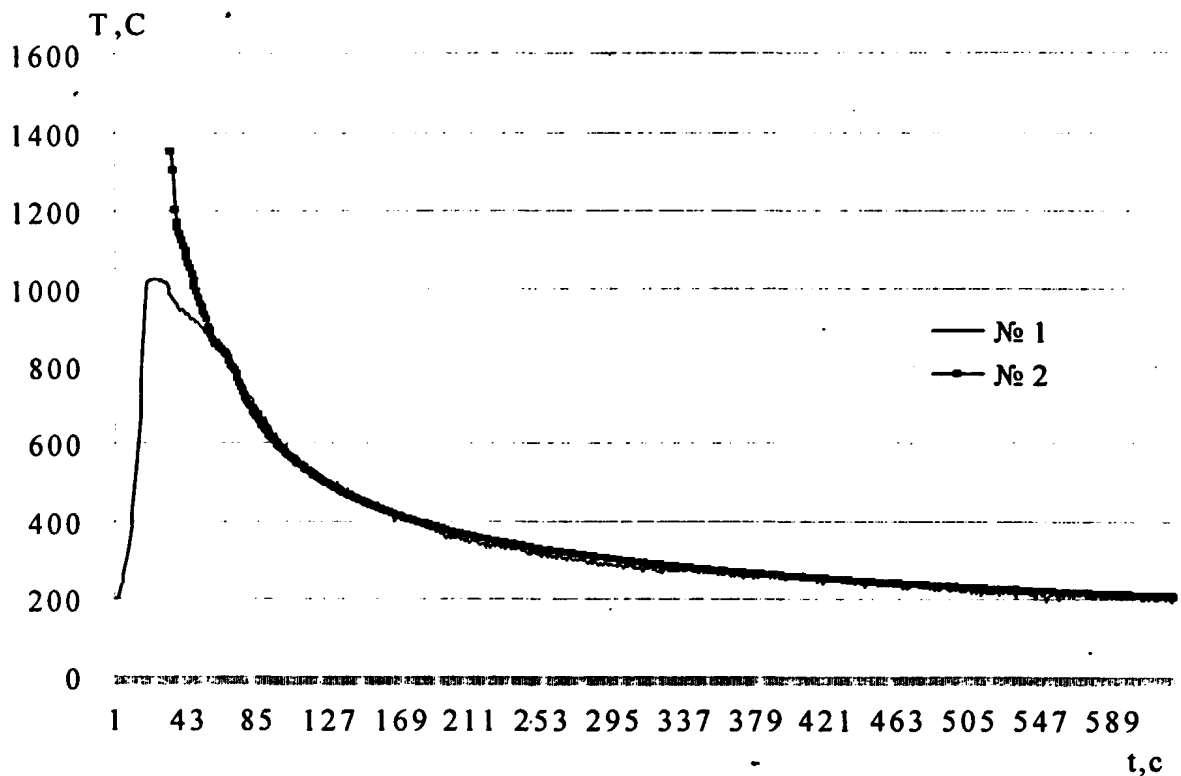


Рис.6. Термические циклы:

№ 1 - экспериментальные данные;

№ 2 - аналитически полученная зависимость

Сравнение экспериментальных и аналитически полученных термических циклов свидетельствует о хорошей сходимости результатов.

Для данных параметров режима наплавки определяем температуру нагрева смежными валиками рис.3.7.

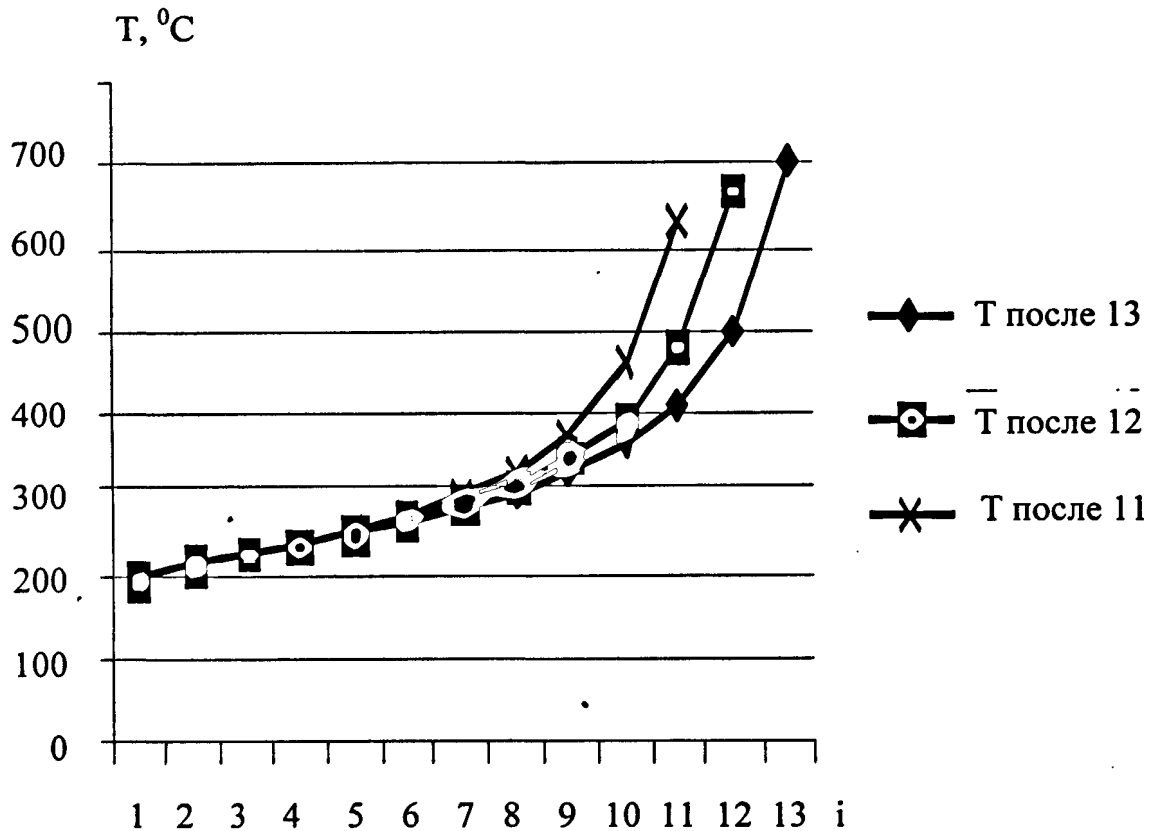


Рис.3.7. Распределение температуры по образующей полого цилиндра после наплавки  $i$ -го валика

Анализ полученных данных показывает, что температура нагрева наплавляемой детали смежными валиками в конце наплавки не превышает  $500\text{ }^\circ\text{C}$ . это не оказывает влияния на формирование наплавляемого слоя для рассматриваемых параметров режима наплавки.

### 3.2. Оценка вероятности порообразования в наплавленном слое

В процессе наплавки происходит плавление присадочной проволоки, что приводит к образованию пузырьков газа. Часть их может остаться в наплавленном металле, ухудшая качество наплавки (рис.3.8.). Пористость зависит от времени существования жидкой фазы. Минимально допустимое время существования жидкой фазы – это время, за которое все поры успеют выйти на поверхность расплавленного металла.

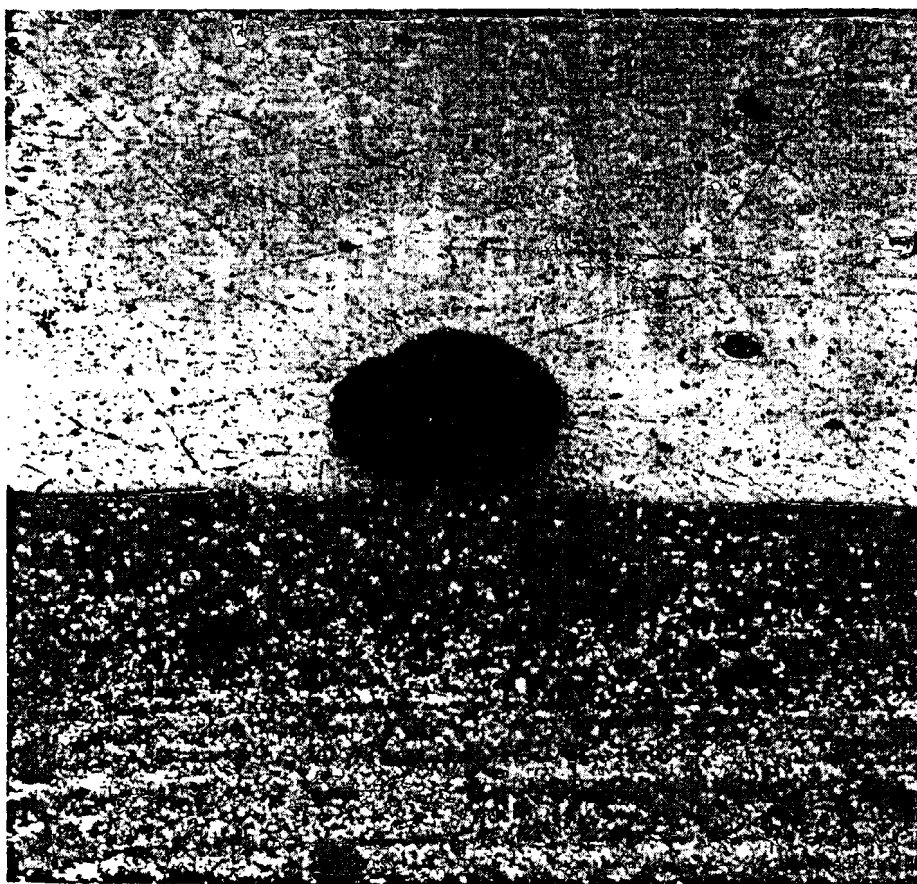


Рис.3.8. Макрошлиф наплавленного слоя с дефектом

Определим минимально необходимое время существования жидкой фазы наплавляемого металла [82]. Для этого рассмотрим силы действующие напор в вязком металле рис.3.9.



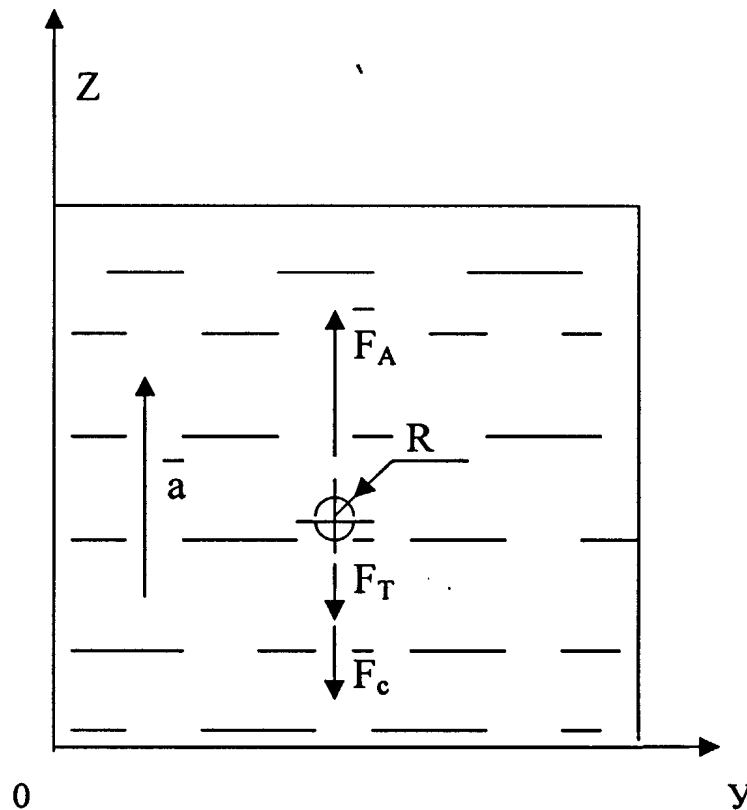


Рис.3.9. Силы, действующие на пору в вязком металле

Форму поры условно принимаем шарообразной. Составим уравнение движения поры в вязком металле:

$$\bar{F} = m \bar{a}, \quad (3.8.)$$

где  $F$  – сила, вызывающая движение поры.

$m$  – масса поры, т.е. масса насыщенного пара расплава в объеме поры,

$a$  – ускорение движения поры.

Сила вызывающая движение поры:

$$\bar{F} = \bar{F}_a - \bar{F}_T - \bar{F}_c, \quad (3.9.)$$

Выталкивающая Архимедова сила:

$$\bar{F}_a = \rho_m g V = \frac{4}{3} \rho_m g \pi R^3, \quad (3.10.)$$

где  $\rho_m$  – плотность жидкого наплавляемого металла, г/см<sup>3</sup>;

$V$  – объём поры, см<sup>3</sup>;

$R$  – радиус поры, см.

Объем поры во время движения поры будем считать постоянным, так как глубина жидкого наплавленного слоя металла мала.

Гидростатическим давлением, влияющим на изменение объема поры в зависимости от глубины, можно пренебречь.

Сила тяжести  $F_T = m g$  очень мала и ею тоже можно пренебречь.

Силу сопротивления жидкости определяем из уравнения, эмпирически установленного Стоксом для шарика:

$$F_c = 6\pi R \eta v, \quad (3.11)$$

где  $\eta$  — динамическая вязкость жидкого металла, г/см с;

$v$  — скорость движения поры, см/с.

Подставим значения  $F_a$  и  $F_c$  в уравнение движения поры (3.8.):

$$m a = \frac{4}{3} \rho_m g \pi R^3 - 6 \pi R \eta v. \quad (3.12.)$$

Представим это выражение в дифференциальной форме:

$$m \dot{z} = \frac{4}{3} \rho_m g \pi R^3 - 6 \pi R \eta \dot{z}. \quad (3.13.)$$

Решением этого неоднородного уравнения второго порядка является зависимость координаты  $z$ , определяющей расстояние от поры до самой глубокой точки дефекта (начало координат), от времени  $t$ :

$$z = \frac{4/3 g \rho_m \pi R^3 t + e^{-6\pi R \eta t} - 1}{8\pi^2 R^4 \eta \rho_n}, \quad (3.14.)$$

где  $t$  — время жидкой фазы наплавленного металла, сек;

$\rho_n$  — плотность поры, г/см<sup>3</sup>.

Для определения времени из предыдущего уравнения произведём разложение в ряд Тейлора  $e^{-6\pi R \eta t}$ , где примем:

$$\lambda = 6 \pi R \eta$$

$$e^{-\lambda t} = 1 - \frac{\lambda t}{1!} + \frac{(\lambda t)^2}{2!} - \dots + (-1)^n \frac{(\lambda t)^n}{n!}. \quad (3.15)$$

В силу малого значения коэффициента  $\lambda \ll 1$  ограничимся первым членом разложения:

$$e^{-\lambda t} = 1 - \lambda t.$$

Заменяем подстановку и получаем:

$$e^{-6\pi\eta t} = 1 - 6\pi R\eta t. \quad (3.16.)$$

Преобразуем уравнение (3.12) с учётом выражения (3.13.):

$$z = \frac{n}{k} (tk + e^{-k} - 1), \quad (3.17).$$

$$n = \frac{1,3 p g \pi R^3}{m}, \quad k = \frac{6\pi R \eta}{m}.$$

На рис.3.10. представлено решение уравнения 3.17. в графическом виде.

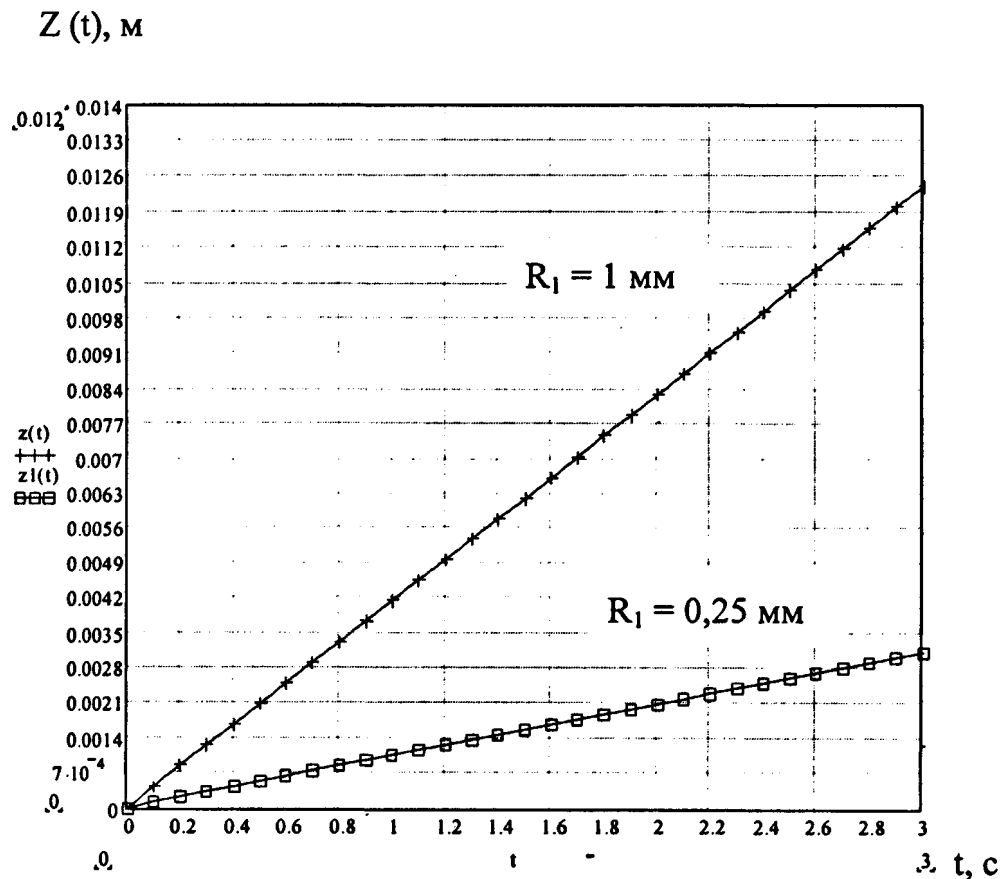


Рис.3.10. Зависимость времени всплытия поры от глубины залегания

Из графика следует, что минимальное время всплытия поры в зависимости от её радиуса составляет  $t_{\min} = 0,4 \dots 2$  сек.

По термическому циклу, замеренному для точки в центре наплавляемого валика рис.3.11., определяем реальное время существования жидкой фазы наплавляемого металла.

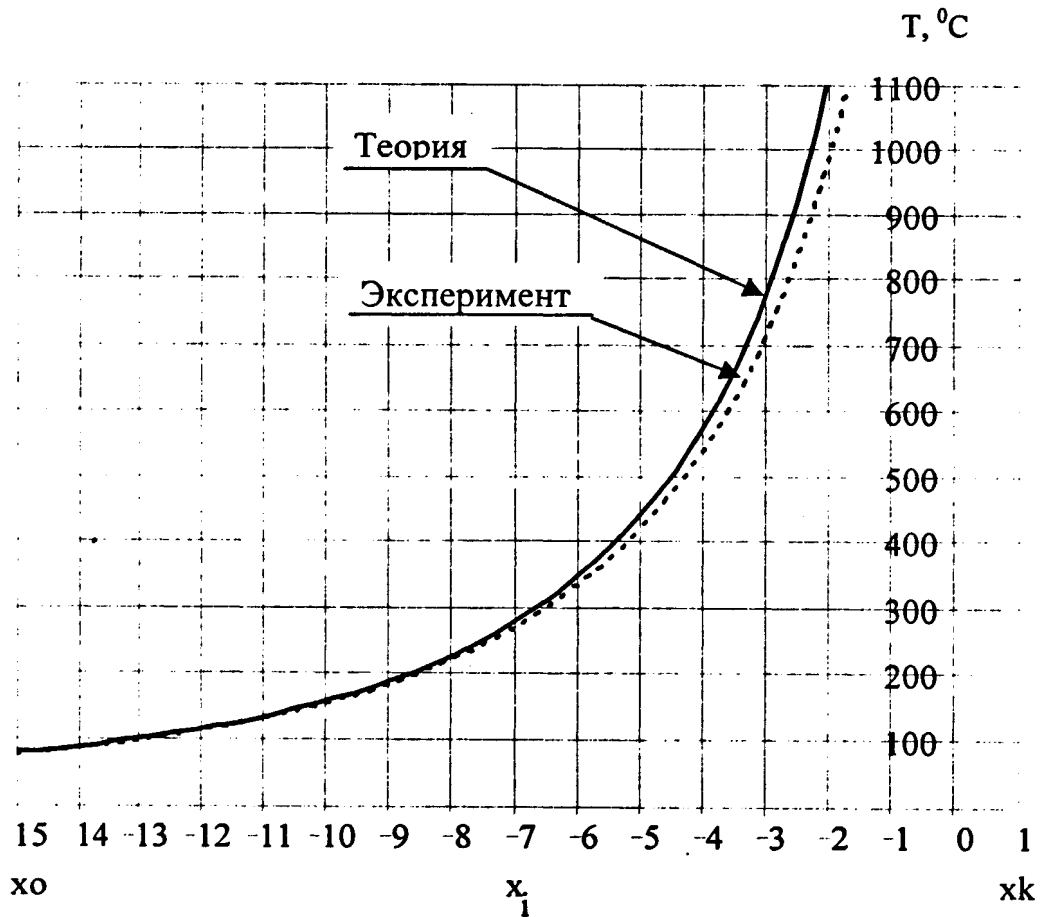


Рис.3.11. Термический цикл для точки в центре наплавляемого валика

Реальное время существования жидкой фазы наплавляемого металла определяем по экспериментально полученным термическим циклам, для точки находящейся в центре наплавляемого валика, для температуры плавления алюминиевой бронзы равно  $t_{\text{жс}} = 2,6$  сек.

Сравнив расчетное и экспериментальное время существования жидкой фазы, можно судить о качестве наплавки. В данном случае  $t_{\text{жс}} > t_{\min}$ , что свидетельствует о возможности получения бездефектного, с точки зрения порообразования, наплавленного слоя.

### 3.3. Определение оптимальных параметров режима наплавки методом планирования эксперимента.

При исследовании технологических процессов широко применяется метод [83,84,88], предусматривающий проведение опытов небольшими сериями. В каждой серии одновременно варьируются факторы по определённым правилам. Опыты проводят так, чтобы после математической обработки результатов предыдущей серии спланировать следующую серию опытов.

Перед началом исследования были выбраны факторы, определяющие процесс наплавки. К ним следует отнести: скорость наплавки ( $v_n$ ), общий сварочный ток ( $I_{\text{общ.}}$ ), отношение тока в присадочной проволоке к общему значению сварочного тока ( $f = I_{\text{пр}} / I_{\text{общ.}}$ ) и расход защитного газа через сопло сварочной головки ( $Q_{\text{з.г.}}$ ). Данные факторы являются независимыми переменными (факторами), изменение которых приводит к изменению совокупности параметров, определяющих качество наплавленного слоя.

При проведении серии опытов часть факторов таб.6., влияющих на процесс наплавки, оставались неизменными.

Таблица 6.

Значения неизменных факторов

Параметры	Значения
1. Диаметр неплавящегося электрода.	1,5 мм
2. Вылет неплавящегося электрода из цанги.	6 мм
3. Длина дуги.	5 мм
4. Диаметр присадочной проволоки.	2 мм
5. Вылет присадочной проволоки из мундштука.	24 мм
6. Угол подачи присадочной проволоки.	15° (к горизонтали)
7. Диаметр сопла сварочной горелки.	10,5 мм

Априорный анализ возможного диапазона изменений исследуемых факторов, определяемый существующими представлениями о процессе наплавки и опытом исследователя, позволил определить интервал их изменения таб.7.

Таблица 7.

Диапазоны изменения исследуемых факторов

Факторы	Интервал изменения
1. Скорость наплавки $v_n$ .	0,2-0,6 м/мин.
2. Ток присадочной проволоки $I_{пр.}$ .	0-70 А
3. Общий ток $I_{общ.}$ .	0-300 А
4. Расход защитного газа $Q_{з.г.}$ .	3-12 л/мин.

В качестве функции отклика принимаем ширину наплавленного валика (В), при условии отсутствия явных дефектов в наплавленном металле. На рис.3.12. представлена схема поперечного сечения наплавленного слоя.

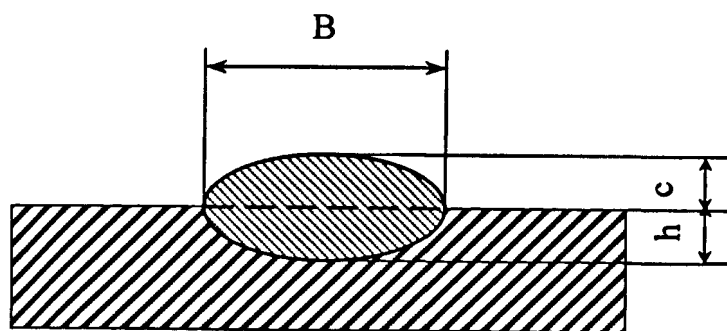


Рис.3.12. Схема поперечного сечения наплавленного слоя:

В – ширина наплавляемого валика;

с – высота валика;

h – глубина проплавления

Построение матрицы планирования начинаем с выбора линейной модели типа:

$$Y = b_0 + b_1x_1 + b_2x_2 + b_3x_3 + b_4x_4 + b_{12}x_1x_2 + b_{13}x_1x_3 + b_{14}x_1x_4 + b_{23}x_2x_3 + b_{24}x_2x_4 + b_{34}x_3x_4 \quad (3.18.)$$

где  $x_1$ -скорость наплавки;

$x_2$ -соотношение тока присадочной проволоки к общему току ( $f$ );

$x_3$ -сварочный ток;

$x_4$ -расход защитного газа;

$b_0$ -коэффициент регрессии фиктивной переменной  $x_0 = +1$ ;

$b_1$ - $b_4$ -коэффициенты регрессии характеризующие влияние каждого фактора;

$b_{ij}$ - коэффициенты регрессии характеризующие влияние двух факторов.

Логический анализ сочетания факторов данной математической модели показал, что из всех эффектов взаимного влияния двух факторов при планировании эксперимента необходимо учитывать значимые. К ним относим следующие произведения факторов:  $X_1X_3$ ,  $X_2X_3$  и  $X_3X_4$ .

Поэтому математическая модель примет вид:

$$Y = b_0 + b_1x_1 + b_2x_2 + b_3x_3 + b_4x_4 + b_{13}x_1x_3 + b_{23}x_2x_3 + b_{34}x_3x_4. \quad (3.19.)$$

В качестве плана эксперимента выбираем полу реплику от полного факторного эксперимента  $2^4$ . За параметр оптимизации принимаем ширину наплавляемого валика ( $Y$ ). Основной задачей составления матрицы планирования эксперимента таб.8. является определение количественного влияния каждого из принятых факторов и эффектов их взаимодействия на критерий оптимизации.

Матрица планирования эксперимента

№	$x_0$	$x_1$	$x_2$	$x_3$	$x_4$	$x_1x_3$	$x_2x_3$	$x_3x_4$
1	+	+	+	+	+	+	+	+
2	+	-	+	+	-	+	-	-
3	+	+	-	+	-	+	-	-
4	+	-	-	+	+	-	-	+
5	+	+	+	-	+	-	-	-
6	+	-	+	-	-	+	-	+
7	+	+	-	-	-	-	+	+
8	+	-	-	-	+	+	+	-

При выборе такого типа планирования получаем следующую систему смешивания эффектов:

$$b_1 \rightarrow \beta_1 + \beta_{24}$$

$$b_3 \rightarrow \beta_3 + \beta_{1234}$$

$$b_{13} \rightarrow \beta_{13} + \beta_{234}$$

$$b_{34} \rightarrow \beta_{34} + \beta_{123}$$

$$b_2 \rightarrow \beta_2 + \beta_{14}$$

$$b_4 \rightarrow \beta_4 + \beta_{12}$$

$$b_{23} \rightarrow \beta_{23} + \beta_{134}$$

Первый этап планирования эксперимента таб.9, проходит при постоянной скорости подачи присадочной проволоки ( $V_{пр.п.}=0,63$  м/мин). Уровни факторов и интервалы их варьирования выбраны на основе существующих в настоящее время представлений о данном процессе.



## Первый этап планирования эксперимента

№	Изучаемый фактор	$v_n$ , м/мин.	$I_{пр.п.}$ , А	$I_{общ.}$ , А	$Q_{з.г.}$ , л/мин.	$B$ , мм
1	Основной уровень ( $x_i$ )	0,38	60	120	5,2	
2	Интервал варьирования( $\Delta x_i$ )	0,038	5	10	0,8	
3	Верхний уровень (+1).	0,42	65	130	6	
4	Нижний уровень (-1).	0,34	55	110	4,4	
	Код	$x_1$	$x_2$	$x_3$	$x_4$	$y'$
1		0,42	65	130	6	5,6
2		0,34	65	130	4,4	5,8
3		0,42	60	130	4,4	6,0
4		0,34	60	130	6	6,4
5		0,42	60	110	6	5,3
6		0,34	60	110	4,4	5,5
7		0,42	55	110	4,4	5,2
8		0,34	55	110	6	5,6

В таб.9. указаны уровни варьирования факторов. Основной уровень (центр эксперимента) является средним арифметическим. Интервал варьирования  $\Delta X_i$  – разница между основным и нижним (верхним) значениями каждого фактора. Верхний и нижний уровни факторов закодированы «+1» и «-1». Эти значения получают из уравнения:

$$x_i = \frac{X_i - X_0}{\Delta X_i}, \quad (3.20.)$$

где  $x_i$  -значение фактора в кодовом масштабе;  
 $X_i$  и  $X_0$ -значения фактора соответственно в натуральном масштабе для  $i$ -го и основного уровня.

Все опыты по наплавке алюминиевой бронзы на сталь проводились в лабораторных условиях на специализированной установке, созданной на базе токарно-винторезного станка ТВ-4. Наплавку производили присадочной проволокой Бр АМц 9-2 на цилиндрические образцы: диаметром 217 мм, шириной 60 мм и толщиной стенки 4 мм, изготовленные из стали Ст.3.

Из условия установления температурного поля в пластине определяем длину шва, на которой будем производить замер ширины наплавленного слоя. Минимальная длина шва составляет 90-100 мм, а замеры ширины шва производим на последних 50-60 мм. Результаты замера ширины швов в опытах согласно матрице планирования представлены в таб.10.

Коэффициенты регрессии, характеризующие линейные эффекты, определяем по формуле:

$$b_i = \frac{\sum X_{ij} Y_i}{N}, \quad (3.21.)$$

где  $i$ -номер столбца матрицы;  
 $j$ -номер опыта по матрице, проведённого в независимых условиях, т.е. номер строки,  
 $N$ -общее количество опытов.

Результаты замера ширины швов согласно матрице планирования

№ опыта.	№ замера ширины шва, мм.			Среднее значение $Y'$ , мм
	$Y_1$	$Y_2$	$Y_3$	
1	5,55	5,6	5,7	5,6
2	5,65	6,0	5,6	5,8
3	5,7	6,15	6,15	6,0
4	6,4	6,5	6,2	6,4
5	5,1	5,2	5,55	5,3
6	5,45	5,8	5,4	5,48
7	5,5	5,0	5,1	5,2
8	5,65	5,4	5,75	5,6
9 (основной уровень)	5,2	5,25	5,3	5,25

Коэффициенты регрессии характеризующие влияние каждого фактора:

$$b_0 = \frac{5,6 + 5,8 + 6,0 + 6,4 + 5,3 + 5,48 + 5,2 + 5,6}{8} = 5,67$$

$$b_1 = \frac{5,6 - 5,8 + 6,0 - 6,4 + 5,3 - 5,48 + 5,2 - 5,6}{8} = -0,155$$

$$b_2 = \frac{5,6 + 5,8 - 6,0 - 6,4 + 5,3 + 5,48 - 5,2 - 5,6}{8} = -0,13$$

$$b_3 = \frac{5,6 + 5,8 + 6,0 + 6,4 - 5,3 - 5,48 - 5,2 - 5,6}{8} = 0,28$$

$$b_4 = \frac{5,6 - 5,8 - 6,0 + 6,4 + 5,3 - 5,48 - 5,2 + 5,6}{8} = 0,05$$

Рассчитываем коэффициенты регрессии оценивающие эффект взаимодействия двух факторов:

$$b_{13} = \frac{5,6 - 5,8 + 6,0 - 6,4 - 5,3 + 5,48 - 5,2 + 5,6}{8} = -0,0085$$

$$b_{23} = \frac{5,6 + 5,8 - 6,0 - 6,4 - 5,3 - 5,48 + 5,2 + 5,6}{8} = -0,12$$

$$b_{34} = \frac{5,6 - 5,8 - 6,0 + 6,4 - 5,3 + 5,48 + 5,2 - 5,6}{8} = -0,0025$$

Результаты проведённых опытов представлены математической моделью в виде уравнения регрессии, имеющего вид:

$$Y = 5,67 - 0,155x_1 - 0,13x_2 + 0,28x_3 + 0,05x_4 - 0,0025x_1x_3 - 0,12x_2x_3 - 0,0025x_3x_4. \quad (3.22.)$$

Производим статистический анализ, чтобы определить воспроизводимость экспериментальных данных, характеризующих качество опытов, поставленных в одинаковых условиях, оценить значимость  $b$ -коэффициентов и адекватность линейной модели.

Результаты опытов проведённых в одних и тех же условиях, как правило, бывают различны. Это можно объяснить тем, что всегда могут иметь место факторы, не поддающиеся учёту. Поскольку наибольшую случайную погрешность в результате опытов (субъективную) может внести неточность переустановки  $I_{\text{общ.}}$ , то опыты проводились с минимальным количеством переустановок, т.е. так, чтобы  $I_{\text{общ.}}$  (фактор  $x_3$ ) изменять один раз.

Оценку дисперсии воспроизводимости опыта определяем по формуле:

$$S_y^2 = \frac{\sum_{i=1}^m (y - y')^2}{(n-1)}, \quad (3.23.)$$

где  $n$ -количество параллельных опытов.

$$S_y^2 = \frac{(5,25 - 5,2)^2 + (5,25 - 5,25)^2 + (5,3 - 5,25)^2}{2} = 0,025$$

Средняя квадратичная ошибка:

$$S = \pm \sqrt{S_y^2} = \pm 0,16 \text{ мм} \quad (3.24.)$$

Погрешность в 0,16 мм при средней ширине наплавляемого валика 5,25 мм составляет 3%, что является приемлемой результатом.

Статистическую значимость коэффициента регрессии производим путём сравнения его с величиной изменения доверительного интервала  $\Delta b_i$ .

Квадратичная ошибка в определении коэффициентов  $b_i$  равна:

$$S_{bi} = \sqrt{\frac{S_y^2}{N}} = \sqrt{\frac{0,025}{8}} = 0,056 \quad (3.25.)$$

Доверительный интервал для коэффициентов регрессии  $b_i$  рассчитываем по формуле:

$$\Delta b_i = \pm t S_{bi}, \quad (3.26.)$$

где  $t$ -табличное значение критерия Стьюдента,

$S_{bi}$ -квадратичная ошибка в определении коэффициента регрессии  $b_i$ .

Для выбранного интервала значимости  $\alpha=0,05$  и числа степеней свободы  $f=N(n-1)=16$  критерий Стьюдента равен  $t=2,12$  [85]. Критерий Стьюдента используется для уточнения квадратичной ошибки, поскольку она в технологических исследованиях определяется из малого числа параллельных опытов.

Для базового варианта доверительный интервал изменения коэффициентов регрессии математической модели находится в интервале изменения  $\Delta b = \pm 0,118$ .

Значения всех  $b_i$ -коэффициентов больше величины  $\Delta b$ , следует считать статистически значимыми. Тогда уравнение регрессии математической модели примет вид:

$$Y = 5,67 - 0,155x_1 - 0,13x_2 + 0,28x_3 - 0,12x_2x_3. \quad (3.27.)$$

Дисперсионный анализ полученных данных показывает, что 57,4% дисперсии функции отклика ( $Y$ ) вызвано изменением значения общего сварочного тока ( $I_{\text{общ.}}$ ), 17%- скорости наплавки ( $V_{\text{н.}}$ ), 12%-отношением тока в

присадочной проволоке к общему значению сварочного тока ( $f$ ), 14%-эффектом взаимодействия, всех рассматриваемых факторов.

Вклад каждого фактора на ширину наплавляемого валика представлен на рис.3.13. .

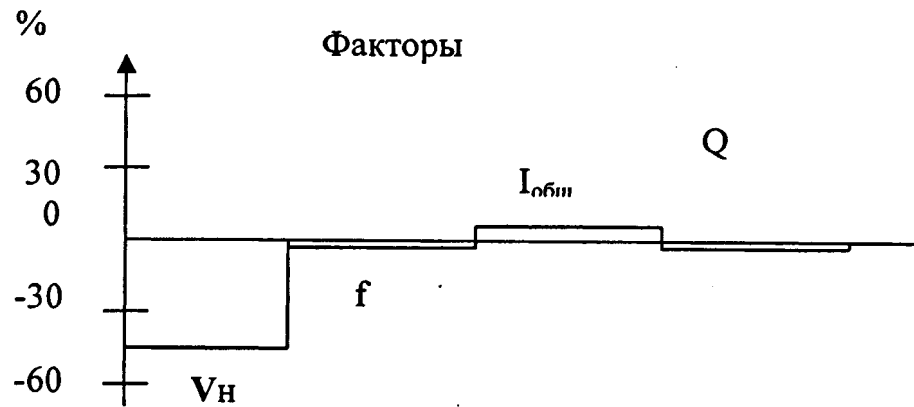


Рис.3.13. Вклад факторов, влияющих на ширину наплавляемого валика

Анализ диаграммы показывает величину значимости каждого фактора и направление, в котором его следует изменять. Значение общего сварочного тока ( $b_1=0,28$ ) оказывает наибольшее влияние на ширину наплавляемого валика ( $V$ ), поэтому согласно знаку перед коэффициентом: фактор ( $x_3$ ) необходимо увеличивать, соотношение тока в присадочной проволоке ( $b_2=-0,13$ ) и скорость наплавки ( $b_3=0,28$ ) необходимо уменьшать. Расход защитного газа (фактор  $x_4$ ) принимаем 6 л/мин.

Для проверки соответствия линейной модели реальному процессу, оцениваем её адекватность по критерию Фишера [85].

Определяем дисперсию адекватности:

$$S_a^2 = \frac{n \sum \Delta y^2}{N - \lambda} = \frac{0,315}{4} = 0,08; \quad (3.28.)$$

где  $\lambda = 4$  - число значимых  $b$ -коэффициентов, при расчете ширины наплавляемого валика.

Определяем экспериментальное значение критерия Фишера:

$$F_{\text{экс}} = \frac{S_o^2}{S_y^2} = \frac{0,08}{0,0525} = 1,52 \quad (3.29.)$$

Для  $f=16$  и  $f_a=N-1=4$  находим табличное значение коэффициента Фишера  $F_{\text{таб}}=5,77$  [88].

Линейная модель является адекватной для 5%-ного уровня значимости, так как  $F_{\text{экс}} < F_{\text{таб}}$ .

В соответствии с данными полученными в первой серии опытов принимаем для базового режима наплавки при проведении следующего эксперимента:

$$V_n = 0,34 \text{ м/мин}; I_{\text{пр.п.}} = 60 \text{ А}; I_{\text{общ.}} = 130 \text{ А}; Q_{\text{з.г.}} = 6 \text{ л/мин.}$$

Второй этап планирования эксперимента таб.11., проходит при постоянной скорости подачи присадочной проволоки ( $V_{\text{пр.п.}} = 0,63 \text{ м/мин}$ ) и расходе защитного газа ( $Q_{\text{з.г.}} = 6 \text{ л/мин.}$ ).

Таблица 11.

Второй этап планирования эксперимента

№	Изучаемый фактор.	$V_n$ , м/мин	$I_{\text{пр.п.}}$ , А	$I_{\text{общ.}}$ , А	В, мм
1	Основной уровень ( $x_{oj}$ )	0,34	60	130	
2	Интервал варьирования ( $\Delta x_j$ )	0,5	10	10	
3	Верхний уровень (+1).	9,5	70	140	
4	Нижний уровень (-1).	8,5	50	120	
.	Код	$X_1$	$X_2$	$X_3$	$y'$
1		0,36	70	140	6,56
2		0,32	60	120	6,1
3		0,36	50	120	5,68
4		0,32	60	140	7,88

Матрица планирования представлена в таб.12.

Таблица 12.

Матрица планирования второго этапа

№	$X_1$	$X_2$	$X_3=X_1X_2$
1	+	+	+
2	-	+	-
3	+	-	-
4	-	-	+

Результаты замера ширины швов в проводимых опытах согласно матрицы планирования представлены в таб.13.

Таблица 13.

Результаты замера ширины швов согласно матрице планирования

№ опыта.	№ замера ширины шва, мм.			Среднее значение В, мм
	1	2	3	
1	6,2	6,7	6,8	6,56
2	6,1	5,9	6,2	6,1
3	5,8	5,75	5,5	5,68
4	8,0	7,8	7,8	7,88
5 базовый вариант.	5,8	6,9	6,2	6,3



Вычисляем коэффициенты регрессии:

$$b_0 = \frac{6,56 + 6,1 + 5,68 + 7,88}{4} = 6,555$$

$$b_1 = \frac{6,56 - 6,1 + 5,68 - 7,88}{4} = -0,435$$

$$b_2 = \frac{6,56 + 6,1 - 5,68 - 7,88}{4} = -0,225$$

$$b_3 = \frac{6,56 + 6,1 - 5,68 - 7,88}{4} = 0,665$$

Получаем уравнение регрессии:

$$Y = 6,555 - 0,435x_1 - 0,225x_2 + 0,665x_3. \quad (3.30)$$

Дисперсия воспроизводимости базового опыта:

$$S_y^2 = \frac{\sum_{i=1}^n (y - y')^2}{(n-1)} = \frac{(6,3 - 5,8)^2 + (6,9 - 6,3)^2 + (6,3 - 6,2)^2}{2} = 0,31$$

Средняя квадратичная ошибка:

$$S = \pm \sqrt{S_y^2} = \pm 0,55 \text{ мм}$$

Погрешность в 0,55мм при средней ширине наплавляемого валика 6,3мм составляет 8,7%, что является приемлемой результатом.

Статистическую значимость коэффициента регрессии производим путём сравнения его с величиной изменения доверительного интервала  $\Delta b_i$ .

Квадратичная ошибка в определении коэффициента регрессии равна:

$$S_{bi} = \sqrt{\frac{S_y^2}{N}} = \sqrt{\frac{0,31}{4}} = 0,29 \quad (3.31.)$$

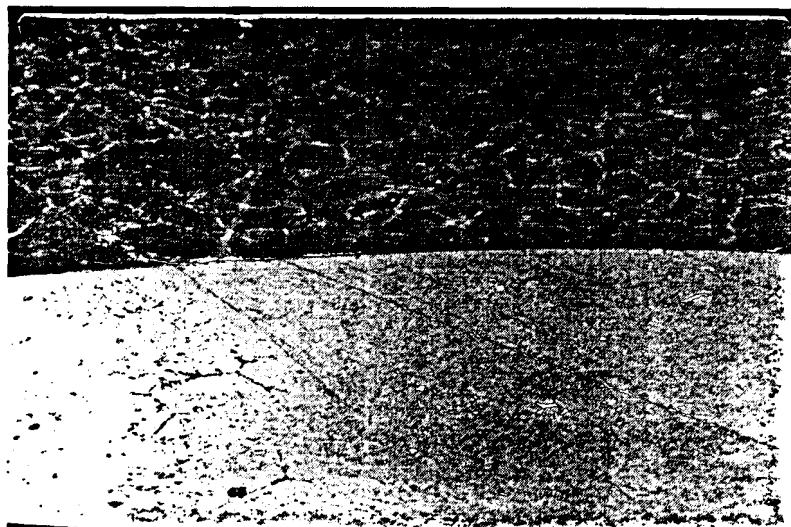
Для выбранного интервала значимости  $\alpha=0,05$  и числа степеней свободы  $f=N(n-1)=8$  критерий Стьюдента равен  $t=2,3[85]$ .

Определяем доверительный интервал для коэффициента регрессии базового опыта:

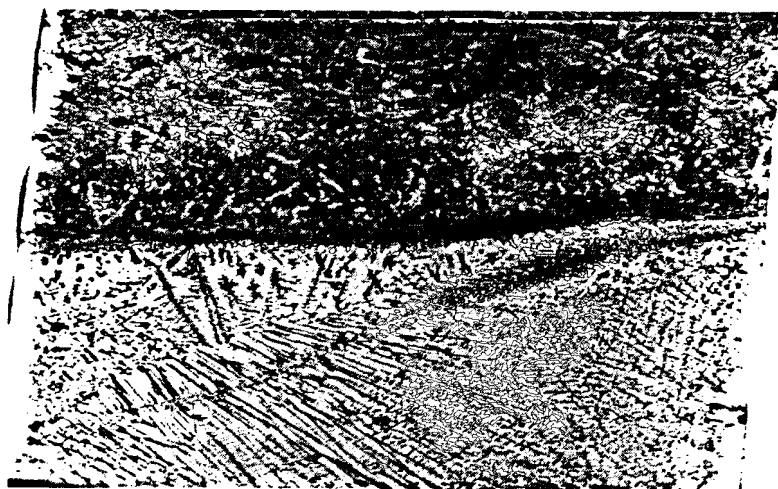
$$\Delta b_i = \pm t S_{bi} = \pm 0,67 \quad (3.32.)$$

Значения всех  $b_i$ -коэффициентов регрессии оказались меньше величины доверительного интервала, т.е. не являются статистически значимыми.

На втором этапе оптимизация проводилась в узком интервале варьирования. В качестве функции отклика принята глубина проплавления. Замеры глубины проплавления и ширины наплавляемого валика, производили на макрошлифах (рис.2.14.). Темплеты для изготовления которых вырезали из образцов наплавленных при различных значениях параметров режима наплавки.



а).



б).

Рис. 2.14. Влияние параметров режима наплавки на глубину проплавления при наплавке бронзы Бр Амц 9-2 на Ст.3:

а) -  $I_{\text{общ.}} = 100 \text{ A}$ ,  $I_{\text{пр.п.}} = 40 \text{ A}$  (X100);

б) -  $I_{\text{общ.}} = 130 \text{ A}$ ,  $I_{\text{пр.п.}} = 60 \text{ A}$  (X100)

Зависимость глубины проплавления от величины изменения тока в присадочной проволоке  $I_{пр. п.}$ , замеренная при постоянных значениях общего сварочного тока  $I_{общ.}$  и скорости наплавки, представлены на рис.2.15. и рис.2.16.

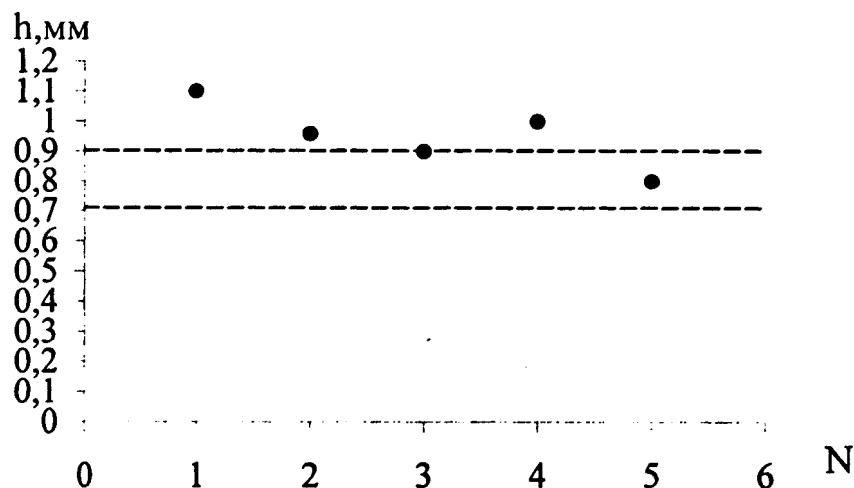


Рис.2.15. Зависимость глубины проплавления от величины тока в присадочной проволоке

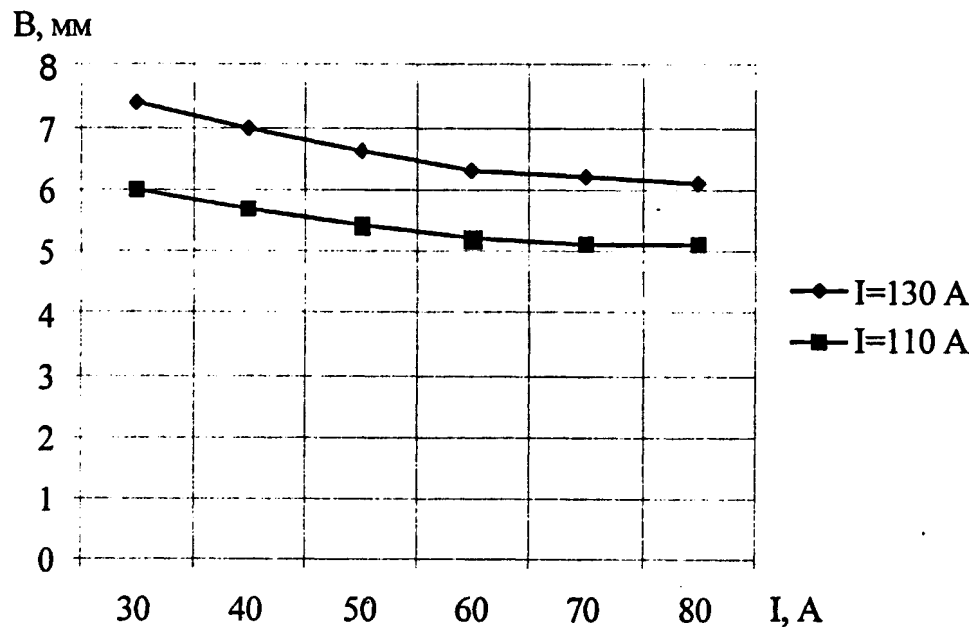


Рис.2.16. Зависимость ширины наплавляемого валика от величины тока в присадочной проволоке

Ток в присадочной проволоке влияет на ширину дуги через магнитное поле. Чем больше ток в присадочной проволоке, тем меньше ширина наплавляемого валика.

Была произведена проверка устойчивости решения уравнения регрессии (3.30.) относительно области качества и осуществлена корректировка параметров режима наплавки.

Применение математического моделирования при планировании эксперимента позволило путём проведения незначительного числа опытов, поставленных в независимых условиях, параметры режима наплавки алюминиевой бронзы на сталь (таб.14).

Таблица 14.

## Параметры режима наплавки

	Параметры режима наплавки.	Значения.
1.	Скорость наплавки $V_n$ .	0,34 м/мин.
2.	Скорость подачи проволоки $V_{пр.п.}$	0,63 м/мин.
3.	Общий ток $I_{общ.}$	130А
4.	Ток присадочной проволоки $I_{пр.п.}$	60А
5.	Расход защитного газа $Q_{з.г.}$	6 л/мин.

Для выбранных оптимальных параметров режима наплавки определяем форму сечения шва. Глубина проплавления ( $h$ ), высота валика ( $c$ ) и ширина наплавленного валика ( $B$ ) определяют форму сечения шва (рис.3.12.). По соотношению этих величин определяем коэффициенты глубины провара  $\Psi_{np} = \frac{B}{h}$

и высоты валика  $\Psi_s = \frac{B}{c}$  [86].

Исследования макрошлифов наплавленных образцов [87] в зависимости от условий наплавки позволили выделить следующие формы сечения наплавленного валика:

1.Проплавление, имеющее форму треугольника, характерно для больших токов наплавки при сравнительно малых скоростях наложения шва.

2.Проплавление, имеющее форму полукруга или сегмента, характерно для наплавки при средних величинах тока и при умеренных скоростях наплавки.

3.Проплавление, имеющее форму полуэллипса с вертикальной малой полуосью, характерно для наплавки на небольших токах при умеренных скоростях.

Для базового режима наплавки определяем коэффициент глубины провара  $\Psi_{np}=7,9$  и коэффициент высоты валика  $\Psi_v=2,8$ . По данным значениям коэффициентов находим геометрические параметры формы сечения шва и площадь поперечного сечения [87].

Площадь проплавления основного металла в процессе наплавки, имеет форму полуэллипса с вертикальной малой полуосью:

$$F_{np} = \frac{\pi}{4} \Psi_{np} h^2 = 3,96 \text{ мм}^2. \quad (3.32)$$

Граница наплавленного валика описывается гиперболой, ось симметрии которой совпадает с осью шва. Определяем площадь сечения наплавляемого валика:

$$F_v = \frac{2}{3} \Psi_v c^2 = 9,8 \text{ мм}^2. \quad (3.33)$$

Величина поперечного сечения наплавленного валика

$$F = F_{np} + F_v = 3,96 + 9,8 = 13,76 \text{ мм}^2. \quad (3.34.)$$

Анализ соответствия полученных результатов производим на макрошлифах. Среднее значение площади поперечного сечения наплавленного валика, определённое по экспериментальным данным, равно  $F_{\phi} = 13,1 \text{ мм}^2$ .

Теоретически рассчитанная площадь поперечного сечения валика соответствует реальному значению с погрешностью 5%, что является приемлемым результатом.

1. Определён диапазон изменения параметров режима комбинированной аргонодуговой наплавки, при которых температура нагрева изделия смежными валиками не превышает критической величины  $500^{\circ}\text{C}$ . Сравнение аналитически полученных и экспериментальных данных показало реалистичность аналитической модели.

2. Определено время всплытия пузырька, прообраза поры для рассматриваемых параметров режима наплавки. Сравнение расчётных данных с реально определённым временем существования жидкой фазы позволяет получить бездефектный наплавленный слой, соответствующий технологическим требованиям.

3. Выполненный регрессионный анализ линейной математической модели процесса комбинированной наплавки показал адекватность последней. Произведённый на основании уравнения регрессии анализ показал, что наибольшее влияние на качество наплавки оказывает сварочный ток, причём он оказывает противоположное действие скорости наплавки и значению тока в присадочной проволоки. Из всех смешанных эффектов взаимодействия значимым является отношение тока в присадочной проволоке к общему сварочному току.

4. На основании проведённых исследований определены оптимальные параметры режима комбинированной аргонодуговой наплавки:  $I_{\text{общ.}} = 130\text{A}$ ;  $I_{\text{пр.п.}} = 60\text{A}$ ;  $U = 18\text{B}$ ;  $V_{\text{н}} = 0,34\text{ м/мин}$ ;  $V_{\text{пр.п.}} = 0,63\text{ м/мин}$ ;  $Q_{\text{з.г.}} = 6\text{ л/мин}$ .

## ГЛАВА 4. ИССЛЕДОВАНИЕ ПУТЕЙ ПОВЫШЕНИЯ КАЧЕСТВА НАПЛАВЛЯЕМОГО БРОНЗОВОГО ПОКРЫТИЯ

### 4.1. Разработка дополнительных технологических приёмов повышения качества наплавленной поверхности

В ходе проводимых наплавов изучалось влияние формы рабочего участка неплавящегося электрода на формирование геометрии наплавленного слоя. В частности производилось измерение профилей, полученных на оптимальных режимах наплавки с помощью стандартного и плоско заточенного катода. На рис.4.1. представлена схема замера профилограмм наплавленного слоя. Измерения производились, профилографом-профилометром модели 201, по образующей в четырёх сечениях каждого исследуемого образца (см. приложение).

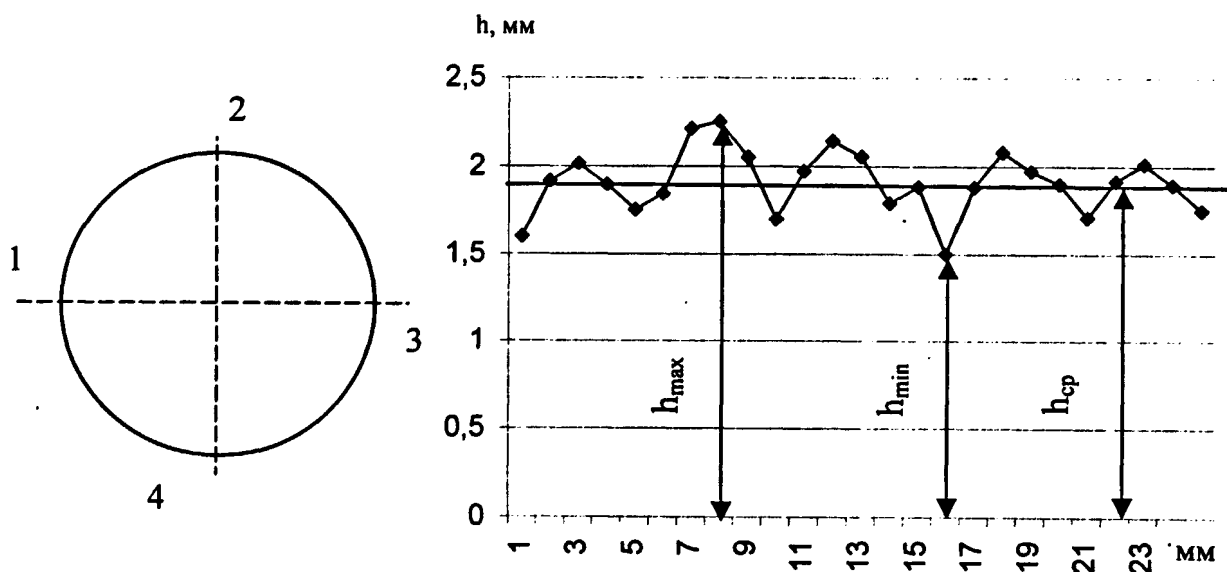


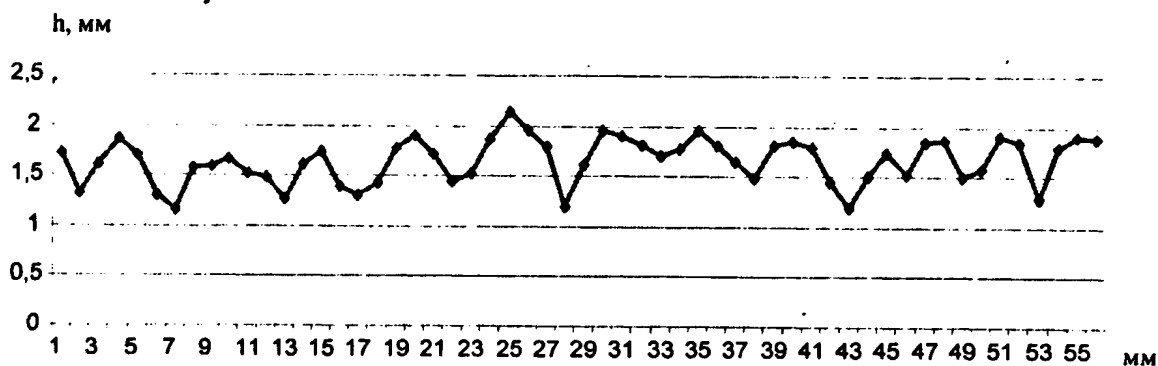
Рис.4.1. Схема замера профилограммы наплавленного слоя

Результаты замера максимального ( $h_{\max}$ ) и минимального ( $h_{\min}$ ) отклонения профиля наплавленного слоя представлены в табл. 14.

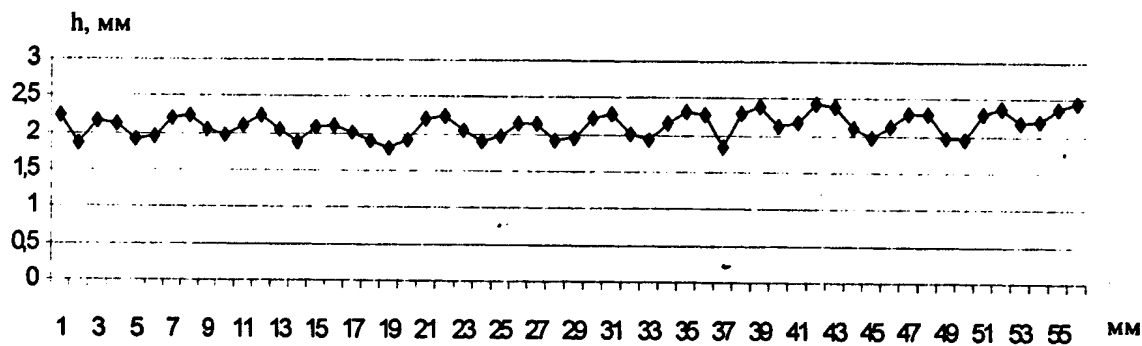
Результаты замера отклонений профиля наплавленного слоя

Катод	Величина отклонения, мм	Сечение			
		1	2	3	4
Стандартный	$h_{\max}$	2,1	2,15	2,3	2,05
	$h_{\min}$	1,25	1,2	1,1	1,13
Плоско заточенный	$h_{\max}$	2,4	2,35	2,3	2,3
	$h_{\min}$	1,6	1,8	1,75	1,8

На рис.4.2. представлены профилограммы средних значений (четырёх измерений) отклонений профиля для стандартного и плоско заточенного катода.



а).



б).

Рис.4.2. Профилограмма наплавленного слоя стандартным (а) и плоско заточенным (б) катодом



Электрическая дуга неплавящегося электрода имеет два режима горения: с сосредоточенным и рассредоточенным катодным пятном. Плотность тока при этом на рабочем участке электрода уменьшается в два три раза, что значительно повышает его стойкость. В случае наплавки плоско заточенным катодом характер профилограммы наплавленного слоя более плавный, чем при использовании стандартного (остро заточенного) катода. Это объясняется тем, что с увеличением угла при вершине рабочей части неплавящегося электрода изменяется характер распределения давления дуги рис.4.3.. Поэтому случайные колебания анодного пятна не вызывают таких значительных отклонений положения наплавляемого валика от оси шва, как в случае с остро заточенным электродом.

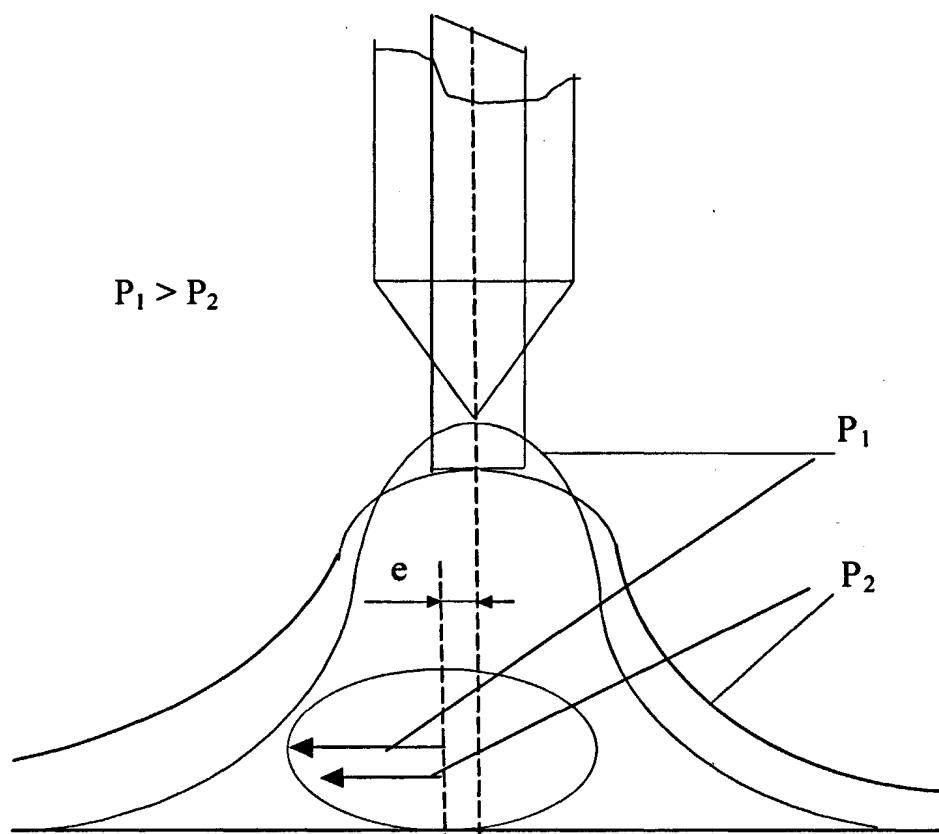


Рис.4.3. Характер изменения дуги при наплавке стандартным (1) и плоско заточенным электродом (2)

Повторная дуговая обработка в режиме оплавления приводит к дальнейшему сглаживанию профиля наплавки и устранению (завариванию) поверхностных дефектов. Дуговая обработка наплавленного слоя выполняется без подачи присадочной проволоки. Параметры режима дуговой обработки выбираются так, чтобы глубина подплавления наплавленного слоя не превышала 0,5 мм (1/3 от толщины наплавленного слоя), что не оказывает влияния на формоизменение и свойства наплавленного слоя [89].

Результаты замера максимального ( $h_{\max}$ ) и минимального ( $h_{\min}$ ) отклонения профиля наплавленного слоя при повторной дуговой обработке на следующих параметрах режима:  $I = 60$  А;  $U = 18$  В;  $V_n = 0,34$  м/мин, представлены в табл. 15.

Таблица 15.

Результаты замера отклонений профиля наплавленного слоя

Вид обработки	Величина отклонения, мм	Сечение			
		1	2	3	4
Дуговая	$h_{\max}$	2,2	2,25	2,2	2,15
	$h_{\min}$	1,8	1,7	1,65	1,75

На рис.4.4. представлена профилограмма средних значений отклонений профиля для повторной дуговой обработки.

Анализ полученных экспериментальных данных показывает, что повторная дуговая обработка способствует стабилизации геометрических параметров наплавленного слоя, т.е. уменьшению неровностей поверхности.

Количественно это характеризуется двумя параметрами рис.4.5.: во-первых максимальной разностью высот между наиболее высокой и низкой точкой наплавленного слоя  $\Delta h = h_{\max} - h_{\min}$ , и во-вторых, площадью которую

следует снять механической обработкой для получения плоской поверхности [90].

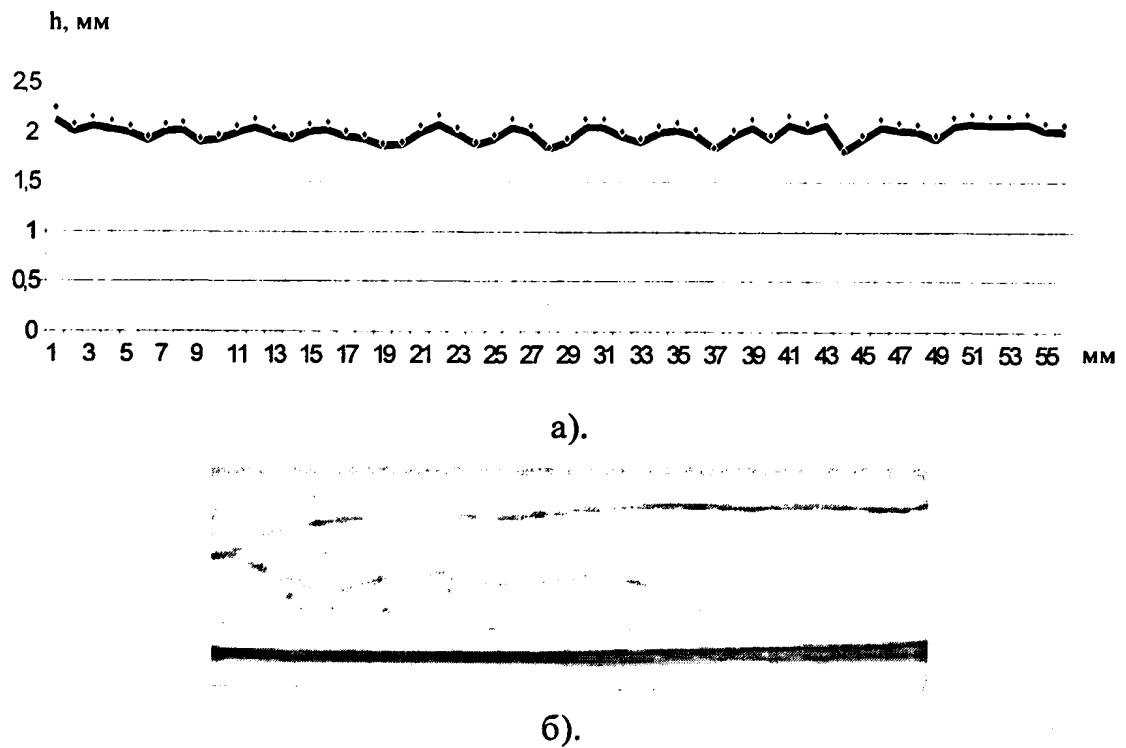


Рис.4.4. Профилограмма наплавленного слоя после дуговой обработки (а) и макрошлиф обработанной поверхности (б)

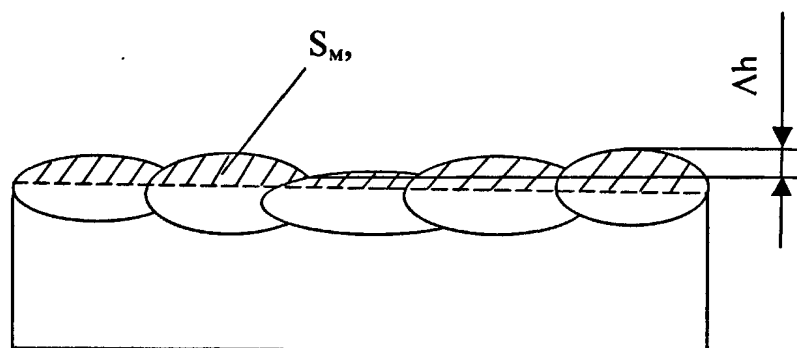


Рис.4.5. Параметры  $\Delta h$  и  $S_m$ , характеризующие неровность наплавленного слоя

Количественные характеристики наплавленных поверхностей, полученные для стандартного и плоско заточенного неплавящегося

вольфрамового электрода и после повторной дуговой обработки наплавленного слоя представлены в таб. 16.

Таблица 16.

Количественные характеристики наплавленных поверхностей

Технологическая операция	$\Delta h$ , мм	$S$ , мм <sup>2</sup>
1. Наплавка стандартным электродом.	0,98	58
2. Наплавка плоско заточенным электродом.	0,64	38
3. Дуговая обработка	0,44	26

Анализ полученных данных показывает, что при наплавке плоско заточенным электродом с последующей дуговой обработкой возможно получение антифрикционного слоя более 1,5 мм с минимальными потерями алюминиевой бронзы на механическую обработку для получения требуемой формы поверхности.

#### 4.2. Методы определения сварочных напряжений и деформаций

Развитие техники, сопровождавшееся внедрение сварки в промышленность, обусловило необходимость изучения сварочных напряжений и деформаций.

Возникновение сварочных деформация и напряжений непрерывным нагревом свариваемого металла и его пластическим деформированием в процессе сварки, поэтому задача определения напряженно-деформированного

состояния сварных соединений является задачей термопластичности. Несмотря на то, что основное уравнение теории упругости для класса температурных задач были сформулированы более 100 лет назад Дюгамелем и Нейманом, а основные положения теории пластичности более 50 лет назад, решение задач определения сварочных напряжений и деформаций в общем виде связано с большими математическими трудностями. В первую очередь с выбором математической модели.

Процесс формирования сварочных деформаций и напряжений характеризуется рядом особенностей:

- высокой концентрацией нагрева;
- широким интервалом изменения температур;
- изменением физико-химических свойств свариваемого металла;
- возникновением пластических деформаций.

Характер сварочных напряжений в значительной степени определяется геометрическими размерами свариваемой конструкции.

Отсюда следует, что построить математическую модель, которая в должной степени отражала бы перечисленные особенности сварочных напряжений и деформаций и в то же время позволяла бы довести решение задачи в общем случае до конкретного количественного результата возможно лишь с привлечением мощных вычислительных средств. Поэтому в ряде случаев бывает достаточно воспользоваться приближенными методами расчета, т.к. точные решения требуют больших затрат времени и средств для определения сварочных напряжений и деформаций используются расчетные схемы, в основе которых в той или иной степени находится ряд допущений.

В ряде приближенных методов расчетного определения сварочных напряжений и деформаций использовано допущение об одноосности сварочных напряжений. Во внимание принимают только напряжения  $\sigma_x$ , действующие в направлении, параллельном оси шва. Другие напряжения  $\sigma_y$  и  $\sigma_z$  считаются достаточно малыми.

Гипотеза плоских сечений предполагает отсутствие сдвига, т.е.  $\gamma_{xy}=0$ .

При укладке шва сечения могут перемещаться, поворачиваться на некоторый угол, но не могут искривляться.

Гипотеза об одновременности укладки шва позволяет не рассматривать движение температурного поля вдоль оси Ох. Считается, что теплоту при сварке вводят сразу по всей длине шва, и в дальнейшем теплота распространяется только в направлении Оу, а если речь идет о круговом шве, то только в направлении оси г.

В некоторых случаях температурное поле вообще не рассматривается [69], а предполагается, что полоска металла, которая при сварке нагревалась до высоких температур, при остывании сокращается, встречая сопротивление усадки со стороны остального холодного металла. Принимают допущения о характере зависимости механических свойств металла от температуры. При расчётах используют схематизированные диаграммы зависимости предела текучести от температуры, а так же предположения о поведении металла как упругопластического тела. Нередко считают, что модуль упругости  $E$  и коэффициент  $\alpha$  не зависят от температуры.

Для решения конкретных практических задач применяются следующие приближённые методы определения сварочных напряжений и деформаций:

- графоаналитические методы;
- методы, использующие аппарат теории упругости;
- методы, использующие аппарат теории пластичности.

К графоаналитическим относятся методы, разработанные Г.А. Николаевым, Н.О. Окербломом и К.М. Гатовским.

Наиболее ранними исследованиями сварочных напряжений и деформаций были работы Г.А.Николаева [91-94], в которых четко представлен механизм образования продольных деформаций и напряжений при наплавке валика на кромку полосы и при сварке пластин в стык. В данном методе приняты следующие допущения: имеются только одноосные продольные напряжения; поперечные сечения плоские; зависимость предела текучести от

температуры схематизирована; материал идеально упругопластический; модуль упругости  $E$  и коэффициент  $\alpha$  во всем диапазоне температур приняты постоянными.

Решение задачи сводится к рассмотрению напряжений и деформаций только в двух сечениях пластины: в сечении, соответствующем наибольшей ширине изотермы  $1150^\circ\text{C}$  при квазистационарном температурном поле, и в сечении после полного остывания пластины.

Собственные деформации  $(\varepsilon_{уп} + \varepsilon_{пл})$  определяются как разность наблюдаемых  $\varepsilon_n$  и температурных  $\varepsilon_a$  деформаций:

$$\varepsilon_{уп} + \varepsilon_{пл} = \varepsilon_n - \varepsilon_a = \varepsilon_n - \alpha \Delta T. \quad (4.1.)$$

В методе Н.О. Окерблома [95] приняты те же допущения, что и в методе Г.А. Николаева. Однако в отличие от последнего распределение упругих и пластических деформаций рассматривается не в двух, а во многих поперечных сечениях пластины на стадиях нагрева и охлаждения. В первом сечении начальные  $\varepsilon_{нач}$  деформации равны нулю. Так как, считают, что до этого момента пластические деформации не происходили. Во всех последующих сечениях в качестве так называемой начальной деформации в уравнении (4.11.) в расчет вводят пластические деформации, которые имелись в предыдущем расчетном сечении. Тогда уравнение (4.1.) для сечения с номером  $n$  преобразуется к следующему виду:

$$\Delta \varepsilon_{пл}^n + \varepsilon_{уп}^n = \varepsilon_n^n - \varepsilon_a^n - \varepsilon_{пл}^{n-1}, \quad (4.2.)$$

где  $\Delta \varepsilon_{пл}^n$  - приращение пластических деформаций при переходе от сечения  $n-1$  к  $n$ ;

$\varepsilon_{уп}^n$  - упругие деформации в сечении  $n$ ;

$\varepsilon_n^n$  - наблюдаемые деформации в сечении  $n$ ;

$\varepsilon_a^n$  - температурные деформации в сечении  $n$ ;

$\varepsilon_{пл}^{n-1}$  - пластические деформации в сечении  $n-1$ .

Существует разновидность данного метода, предназначенная для расчета деформаций напряжений в очень широких пластинах, для которых при

$2B \rightarrow \infty$  можно принять  $\varepsilon_n = 0$ . Если нужно определить только остаточные пластические деформации, то для пластин нет необходимости последовательно рассматривать  $n$ -ое количество сечений для определения временных деформаций. Достаточно определить упругие и пластические деформации для момента времени  $\Delta T = \Delta T_{\max}$ , когда пластические деформации максимальны, а затем решить задачу для полного остывания, используя пластические деформации при  $\Delta T = \Delta T_{\max}$  как начальные пластические.

При расчете напряжений и деформаций в случае быстродвижущихся источников теплоты используется гипотеза об одновременности укладки шва по всей длине.

Ширина зоны пластических деформаций  $2b_n$  вычисленная по методу Н.О. Окерблома, получается больше, чем по методу Г.А.Николаева. Максимальные растягивающие остаточные напряжения в низкоуглеродистых сталях равны  $\sigma_T$  в обоих методах.

Метод К.М. Гатовского [96] отличается от предыдущего тем, что в нем вместо диаграммы идеально пластического тела используют диаграмму зависимости с упрочнением, полученные при разных температурах. Гипотезы об одноосности напряжений и плоских сечений сохраняются. Так же рассматривают ряд поперечных сечений на стадии нагрева и остывания пластины. Для определения упругих и пластических деформаций в каждом случае используют уравнение (4.2.) и метод последовательных приближений для отыскания правильного значения. Разделение собственных деформаций на упругие и пластические проводят с использованием действительных диаграмм и с учетом зависимости модуля упругости  $E$  от температуры. Неопределенным в данном методе представляется определение напряжений на стадии высокотемпературной деформации. Предполагается, что возникает такое же упрочнение металла, как и упрочнение от деформаций при более низких температурах. При таком допущении металл должен последовательно проходить через состояние, характеризуемое точками 1-4 рис.4.6., хотя



фактическое поведение металла будет иным. Оно может быть определено путем получения термодетормограммы.

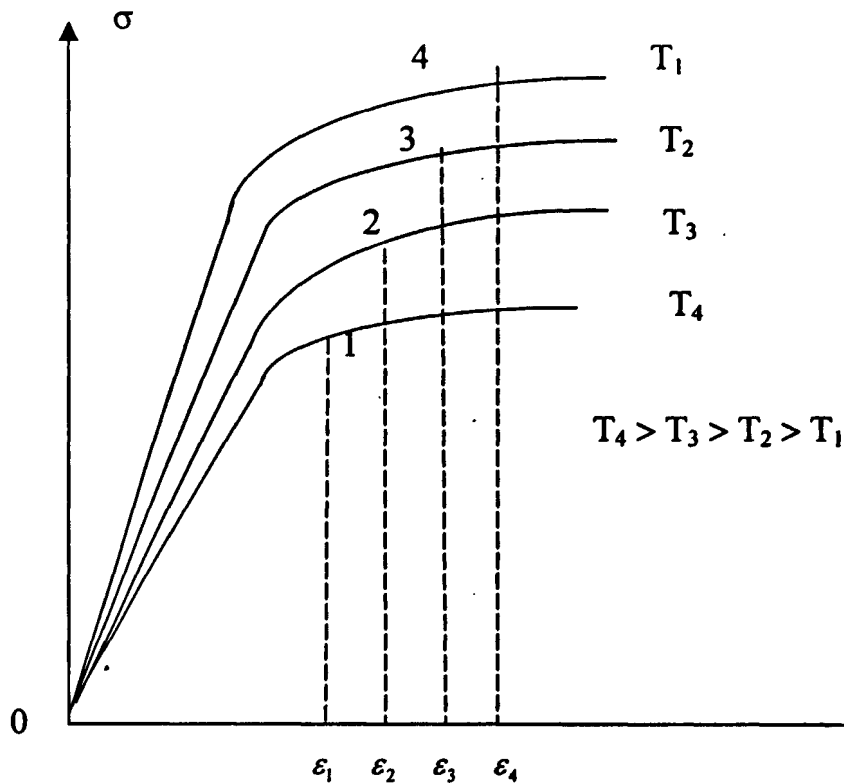


Рис.4.6. Опеделение напряжений в стержне, металл которого упрочняется при пластической деформации при изменении температуры

Сравнение результатов расчета по различным графорасчетным методам между собой, а так же с результатами, полученными экспериментально или точными методами показывают следующее:

Графоаналитические методы предназначены в основном для определения продольных остаточных деформаций напряжения в протяженных элементах типа длинных пластин или балок. Они передают общую тенденцию развития деформаций в элементах конструкции.

Иногда их применение возможно для изучения временных продольных напряжений и деформаций [97], но следует иметь в виду, что они лишь передают общую тенденцию развития деформаций в элементе конструкции,

т. е. фон, на котором происходят в области высоких температур значительно более сложные процессы деформаций, выходящие за пределы одноосной задачи. Эти методы не предназначены для определения поперечных деформаций.

Значительное место в исследовании сварочных напряжений и деформаций в тонкостенных оболочках принадлежит упругим решениям. Они являются первым приближением точного упругопластического решения.

В основе метода «упругих решений» лежат исследования академика А.А. Ильюшина. Упругое решение в деформациях и перемещениях нередко оказывается достаточным для определения перемещений при сварке.

Упругое решение, найденное для случая остывания неравномерно нагретого тела, когда начальное состояние тела перед остыванием можно рассматривать как не напряженное, дает качественную картину распределения остаточных напряжений, в некоторых случаях достаточную для правильных суждений о характере поля напряжений.

Упругие решения, конечно, не дают совершенно полного и правильного отображения картины распределения напряжений деформаций при сварке, если в действительности протекают пластические деформации. Степень неточности в каждом конкретном случае различна. Но она допустима для решения ряда практических задач [98].

Многие задачи определения напряженного состояния решаются с помощью методов, разработанных в теории упругости.

В работах К.П. Большакова выполнено приближенное упругое решение для подвижного температурного поля. Получение решения в общем, виде для перемещающегося температурного поля в процессе сварки весьма затруднительно в следствие сложных очертаний зон нагрева. Поэтому автором принято допущение, что форма изотерм температурного поля, возникающего при сварке тонкой пластины принимается в виде овала. Далее используется конформное отображение изотермы на внешнюю сторону окружности единичного радиуса. И, применяя математический аппарат плоской

температурной задачи, определяются компоненты временных напряжений. Такой подход к решению задач с движущимся температурным полем обусловлен определенной схематизацией температурных процессов при сварке.

Одним из приближенных приемов описания остаточных напряжений в сварном соединении состоит в использовании аппарата теории упругости и привлечения экспериментальных данных, найденных для отдельных точек полученного соединения [99]. Применяя определенные аппроксимирующие зависимости, условия совместимости деформаций и дифференциальные уравнения равновесия, можно определить остаточные напряжения. Следует отметить, что точность вычисляемых остаточных напряжений в первую очередь зависит от соответствия принятых в качестве функций распределения деформаций истинному характеру их распределения в рассматриваемом случае сварки.

К рассматриваемой группе относятся методы, предназначенные для решения неодномерных задач. Приближенными их называют вследствие необходимости принятия допущений либо в отношении температурного поля, либо модели тела и многомерности поля напряжений. Точность получаемых результатов может быть различной, начиная от сугубо качественных до количественных, которые можно использовать в нормативных расчётах.

Метод В.С. Игнатовной [100] предполагает мгновенную укладку шва по всей длине. Расчету остаточных напряжений и деформаций предшествует определение временных деформаций и напряжений на стадии нагрева. В качестве момента времени  $t_p$  для их расчета принимается такой, когда наибольшая температура в какой-либо точке шва равна  $T_p$ . Температура  $T_p$  — это температура перехода из состояния, когда металл имел весьма низкий предел текучести и не способен сопротивляться пластической деформации, в состояние резкого возрастания предела текучести. Следовательно, температура  $T_p$  совпадает с температурой  $T_k$  рассматриваемой в предыдущем методе.

При распределении температур, соответствующем методу времени  $t_p$ , методами теории упругости определяются временные условные напряжения.

По величине интенсивности вычисленных напряжений  $\sigma$ , определяется граница области развития пластических деформаций с учетом зависимости предела текучести металла от температуры. Вычисляются сами компоненты пластических деформаций на основе теории упругопластических деформаций. Поле, найденных пластических деформаций, в момент времени  $t_p$  является полем начальных пластических деформаций, по которым затем для нормальной температуры тела определяются остаточные деформации и напряжения.

В основе метода Г.Б. Талыпова [101] лежит допущение, что «каждый металл резко теряет свою способность сопротивляться пластическим деформациям в определенном для него достаточно узком интервале температур». Считается, что это происходит при определенной средней в этом интервале температуре  $T_k$ . Т.е.  $\sigma_r = 0$ , при температурах  $T \geq T_k$ . Границы зоны, где металл нагрелся до  $T = T_k$ , определяется по расчету температурного поля от движущегося источника теплоты при выбранном способе сварки.

Второе допущение заключается в том, что расчет проводится для стадии остывания, а процессы образования деформаций и напряжений на стадии нагрева не рассматриваются. Процессы перераспределения теплоты и изменения температур в этот период не учитываются; считается, что области, в которых температура ниже  $T_k$  имеют все время начальную нормальную температуру  $T_0$ . И перед началом остывания свободны от каких-либо напряжений.

Таким образом, причиной образования остаточных напряжений и деформаций является температурное сокращение зоны, где температура выше  $T_k$ . Температурное сокращение этой зоны принимается равной  $\alpha (T_k - T_0)$ . Автором данного метода [101] предлагается так же другой подход, который состоит в следующем. Считается, что указанная зона приобрела начальные пластические деформации укорочения  $\alpha (T_k - T_0)$  в тех направлениях, где при нагреве было стеснено температурное расширение. Следовательно, по границам этой зоны и к остальным частям тела нужно приложить силы  $q$  противоположного знака, чтобы ликвидировать имеющиеся зазоры между

рассматриваемыми зонами. Образующиеся при этом деформации и напряжения считаются остаточными.

Различие двух рассматриваемых подходов, по существу, заключается только в том, что в первом случае происходит равномерное сокращение металла зоны во всех направлениях, в то время как во втором случае сокращение может быть только в направлениях, по которым было стеснение при нагреве.

Для получения более точной сходимости экспериментальных и теоретически рассчитанных результатов, автор предлагает следующее: ввести упрочнение металла, а не принимать его идеальным упругопластическим; увеличить размеры рассматриваемой температурной зоны, где протекали пластические деформации, за пределы изотермы  $T = T_k$ .

В работах В.А. Винокурова и Л.Г. Григорьянца [102, 103] разработан способ с использованием основных положений теорий упругости и пластичности, который определяет остаточные напряжения с учетом подвижности источника тепла и зависимости свойств металла от температуры.

Исследованию кинетики сварочных напряжений и деформаций посвящены работы В.И. Махненко [77,79]. Автор сформулировал задачу кинетики сварных напряжений и деформаций при сварочном нагреве на основе теории неизотермического пластического течения. Для этого использовался метод последовательного отслеживания развития упругопластических деформаций на всем интервале нагрева – остывания конструкции. На каждом этапе решения находится с учетом истории нагружения методом «упругих решений», который позволяет свести нелинейную задачу к совокупности линейных. Однако сложность математического описания реальных процессов и необходимость большого количества экспериментальных данных затрудняет применение данного метода в инженерной практике.

На основании вышеизложенного, все существующие методы определения сварочных напряжений и деформаций используют различные гипотезы, упрощающие реальные процессы упругопластического

деформирования при сварке. В настоящее время не существует единой методики определения сварочных напряжений, а лишь имеются частные методики, предназначенные для решения определенного круга инженерных задач.

#### 4.3. Определение остаточных напряжений по деформациям окрестности зондирующего несквозного отверстия

Существующие в настоящее время методы определения остаточных напряжений разделяются на физические и механические. Физические методы (магнитоупругий, ультразвуковой, рентгеновский), в отличие от механических, не связаны с обязательным разрушением металла для определения остаточных напряжений. Однако относительно слабая изученность физических методов применительно к особенности измерения остаточных напряжений в сварных конструкциях ограничивает возможности их применения. Это связано с тем, что сварка металлов сопровождается не только упруго пластическими деформациями, но и различными физико-химическими процессами в шве и околошовной зоне, обуславливающими остаточную неоднородность свойств сварных соединений. Физические методы основаны на изучении и определении свойств металла, зависящих от остаточных напряжений. Если же изменение свойств металла в шве и околошовной зоне вызвано совокупным воздействием физико-химических процессов при сварке и остаточных напряжений, то результаты измерений физическими методами не всегда однозначно характеризуют остаточные напряжения.

Механические методы основаны на принципе упругой разгрузки объема металла при его освобождении от остаточных напряжений путём разгрузки. Измерение деформаций, характеризующих остаточные напряжения, производятся электрическими тензометрами или механическими деформометрами.

В некоторых случаях используются фотоупругие датчики из оптически активного материала.

В отличие от физических методов определения остаточных напряжений механические методы позволяют проводить эксперименты на металле независимо от неоднородности их физико-химических свойств, т.е. являются универсальным способом. Однако, в связи с необходимостью разгрузки объема металла от действия остаточных напряжений, метод требует либо полного, либо частичного разрушения объекта исследования.

Для измерения остаточных напряжений в настоящее время широко используется метод измерения деформаций возмущённого отверстием напряжённого состояния. Наиболее распространённый способ измерения деформаций – тензометрия. Для пересчёта измеренных деформаций в остаточные напряжения, существовавшие в точке до высверливания, требуется знать специальные тарировочные коэффициенты или знать решение задачи о возмущённых напряжённо - деформационных состояниях для соответствующих деформаций в зоне отверстий при единичных остаточных напряжениях. Такие решения получены методом конечных элементов [104]. Эти решения использовались для определения перемещения возмущённого состояния при измерении системами – ЛИМОН.

Лазерно-компьютерная интерферометрическая система ЛИМОН-ТВ предназначена для исследования напряжённо-деформированного состояния упругих тел и конструкций. В ней реализованы идеи и методы, основанные на голографической интерференции, разработанные ранее для анализа остаточных напряжений. С помощью этого прибора обеспечивается визуальная регистрация полей малых упругих перемещений поверхности упругого тела, а также развития процесса деформации по наблюдаемой системе интерференционных полос и её изменениям.

В отличие от тензометрирования, где измерения выполняются для отдельных точек, данная система регистрирует интерферометрические линии уровня перемещений значительных областей поверхности тела в окрестности

возмущающего воздействия (места приложения силы или зондирующей лунки). Это позволяет визуально определить главные направления тензоров деформаций и напряжений. Сделать качественные выводы о распределении напряжений ещё до подсчёта числовых значений соответствующих величин.

В состав измерительного комплекса входят: блок интерферометра, вместе с опорно-юстировочным устройством, компьютерный блок, блоки питания видеокамеры и лазера. Общий вид измерительного комплекса ЛИМОН-ТВ представлен на рис.4.7.

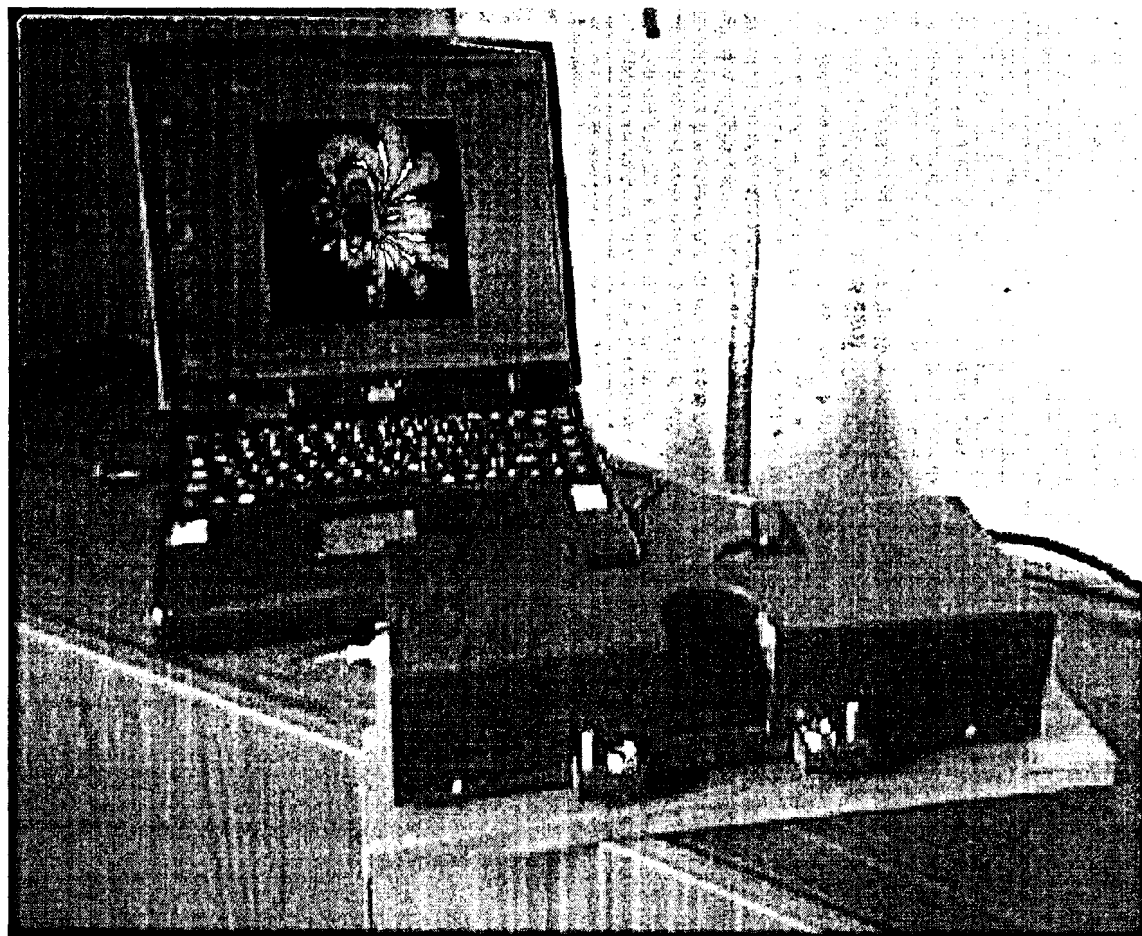


Рис. 4.7. Общий вид измерительного комплекса ЛИМОН-ТВ



Блок интерферометра состоит из опорно-юстировочной конструкции и корпуса, в котором монтируется полупроводниковый лазер с длиной волны 640 нм и мощностью излучения 10 мВт, техническая видеокамера с чувствительностью (0,1 люкс) и разрешением 570 на 400 телевизионных линий и другие элементы оптической системы: направляющие зеркала, коллиматор, полупрозрачное делительное зеркало и диффузно-рассеивающая пластина, формирующие опорный и предметный световые пучки.

Оптическая схема блока интерферометра приведена на рис. 4.8.

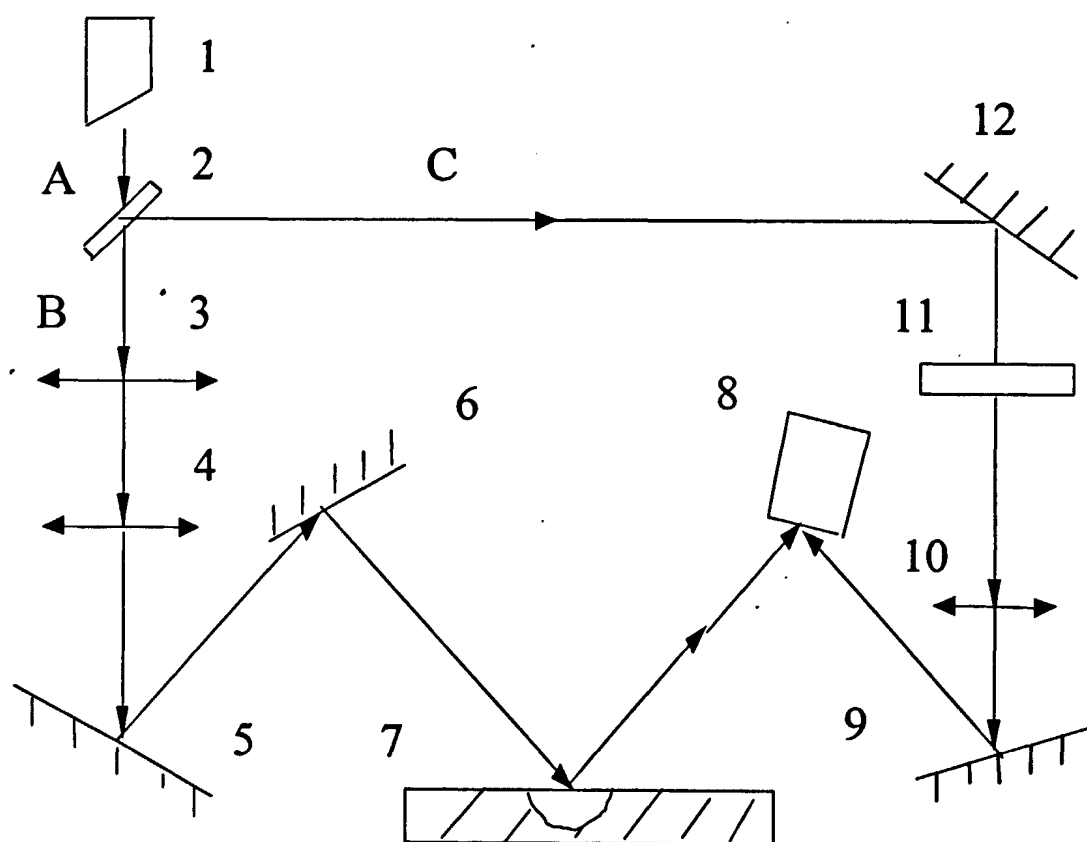


Рис. 4.8. Оптическая схема: 1-генератор; 2-делитель; 3,10-линзы; 4-коллиматор; 5,6,9,12-зеркала; 7-исследуемый объект; 8-видеокамера; 11-фильтр

Луч света расщепляется на объектовый (B) и опорный (C) лучи. Отразившись от поверхности образца, луч (B) попадает на видеокамеру (8), на

которую попадает и луч (С). Таким образом, осуществляется первая экспозиция. После высверливания отверстия, в заданной точке выполняется вторая экспозиция. Далее одновременно восстанавливаются оба записанных изображения поверхности, которые, интерферируя, дают изолинии перемещений, свидетельствующие о величине и характере напряженного состояния.

Компьютерный блок состоит из ЭВМ с видео картой, имеющей видео вход для подключения видеокамеры с аналоговым выходом. В качестве программного обеспечения к видео карте производителем поставляется программа для записи и оцифровки изображений. При отсутствии видео входа в качестве аналого-цифрового преобразователя используется внешнее устройство типа Cap View, подключаемое к ЭВМ через USB порт.

Для обработки записанных видео изображений с целью получения первичной разности интерферограммы и улучшения ей контрастности используется специально разработанная программа LIMON-EXPRESS, либо графический редактор Adobe Photoshop версии 4 и выше. Программа LIMON-EXPRESS применяется также для расчёта остаточных напряжений.

#### Технические данные

Питание прибора от сети переменного тока:

Напряжение, В	220
Частота, Гц	50
Габаритные размеры, мм	
Интерферометр	300x120x100
Источник питания лазера	60x60x50
Масса, кг	
Интерферометр	1,5
Источник питания лазера	0,4
Время готовности прибора, мин	10
Время непрерывной работы, час	

Интерферометр	не ограничено
Полупроводниковый лазер	5000
Источник питания лазера	5000
Чувствительность прибора по уровню нормальных перемещений	не менее 0,3 мкм
Температура окружающей среды, °С	от +5 до +40
Относительная влажность воздуха, %	не более 80

При получении голографических интерферограмм, характеризующих перемещение поверхности образца от высверливания отверстия, сверление не должно вносить искажений, связанных с перемещением всего образца как жесткого целого. В этой связи важно определить рациональное закрепление образца на стенде голографической установки.

Глубина отверстия влияет на результаты измерений. При определении остаточных напряжений в поверхностном слое пространственных конструкций глубина отверстия, не должна превышать 1,5 ... 2 его диаметра.

Важное значение имеет, так же, качество высверливания отверстия: оно должно иметь гладкие кромки, а его образующая должна быть перпендикулярна к исследуемому участку поверхности. Отверстия выполняются электроискровым способом или сверлением специально заточенными сверлами. Электроискровой способ мало пригоден для объектов сложной формы и больших размеров. Диаметр отверстия измеряется с помощью микроскопа.

Информация об остаточных напряжениях выдается в виде голографической интерферограммы. Оси симметрии интерференционной картины (рис.4.9.) показывают направления осей главных остаточных напряжений в исследуемой точке, а число интерференционных полос, после расшифровки по разработанной методике [105], их величину.

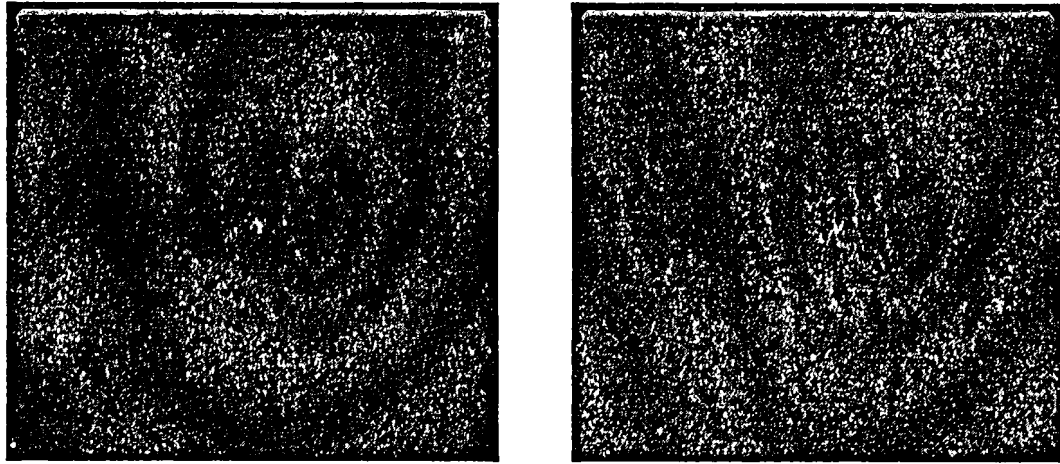


Рис. 4.9. Примеры интерференционных картин

Исследования, вышеизложенным методом, производились на образцах из низкоуглеродистой стали Ст3, диаметром 217 мм и толщиной стенки 4 мм, наплавленных на базовом режиме и после повторной электродуговой обработки. Для определения окружных остаточных напряжений в наплавленном слое и после электродуговой обработки измерения производились согласно схемы проведения замеров, представленной на рис.4.10.

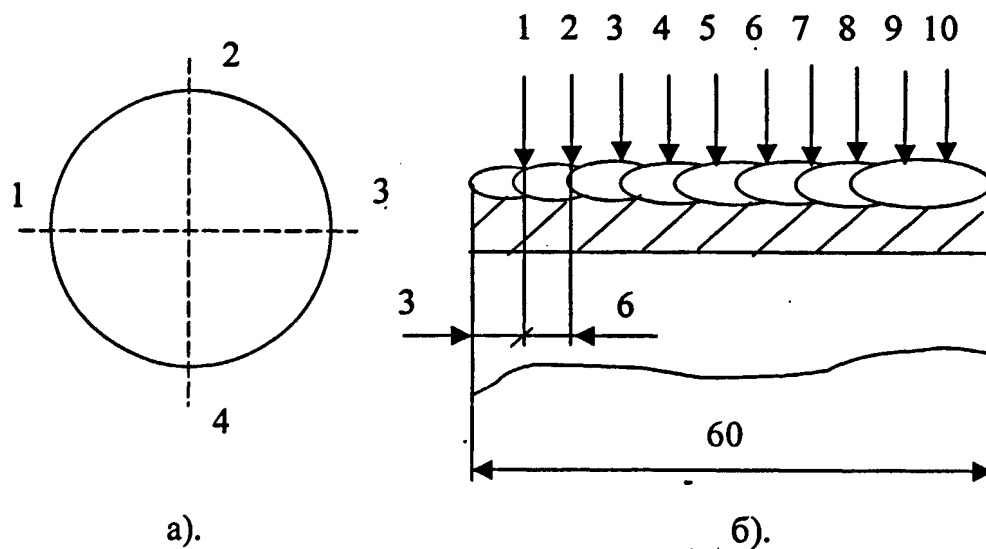


Рис.4.10. Схема замера остаточных напряжений в наплавленном слое:

а). – расположение исследуемых сечений на образце;

б). – точки замера в поперечном сечении наплавленного слоя

Результаты экспериментальных данных представлены на рис. 4.11.

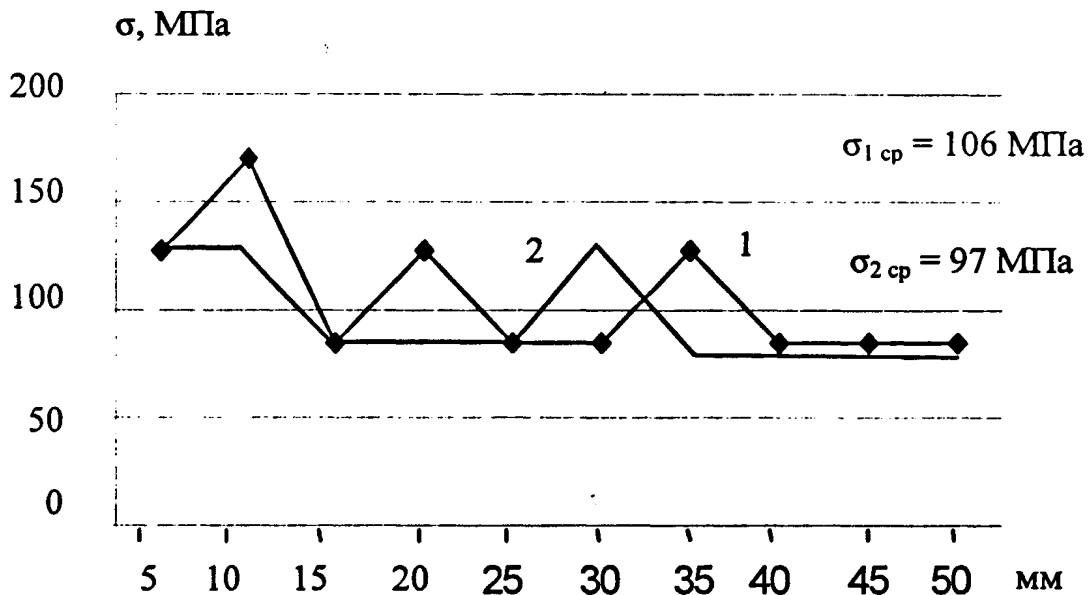


Рис.4.11. Результаты экспериментального определения окружных остаточных напряжений в наплавленном слое (1) и после электродуговой обработки (2)

Результаты проведённых исследований показали, что средний уровень остаточных напряжений после электродуговой обработки снизился незначительно, скорее произошло их перераспределение, т.е. повторная обработка наплавленного слоя не вносит значительных изменений в напряженно-деформационное состояние.

#### 4.4. Технология нанесения антифрикционного покрытия на рабочие поверхности поршня сервомотора

На основании результатов проведённых исследований в Калужском филиале МГТУ им. Н. Э. Баумана и ОАО «Калужский турбинный завод» была разработана технология нанесения алюминиевой бронзы Бр Амц 9-2 на низкоуглеродистую сталь при изготовлении поршня сервомотора. Применение данной технологии изготовления позволяет произвести замену литых

бронзовых поршней на биметаллические, при этом снизить себестоимость их изготовления.

Для оценки антифрикционных свойств и износостойкости наплавленного слоя комбинированным аргонодуговым способом была произведена наплавка рабочей поверхности поршня сервомотора диаметром 210 мм и 50 мм, применяемого в системы автоматического регулирования частоты вращения и давления пара в отборе для паровой турбины малой мощности К-11 (рис.4.12).

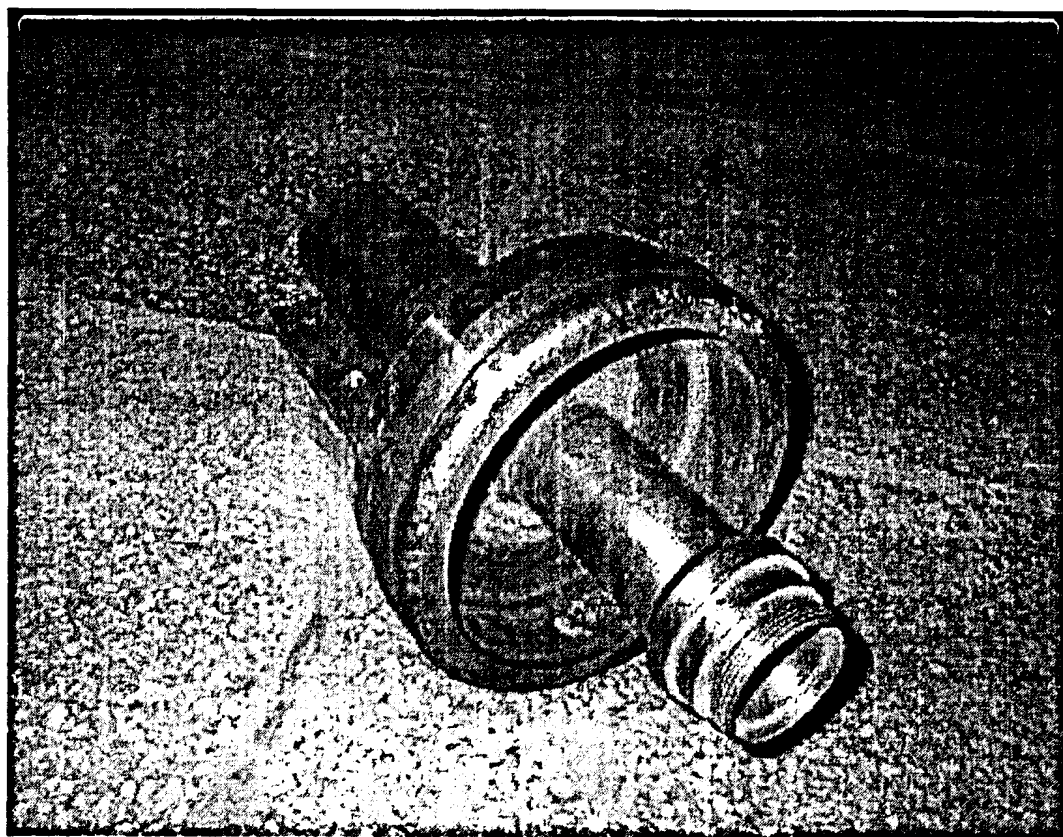


Рис.4.12. Поршень сервомотора для системы автоматического регулирования паровой турбины малой мощности К-11

Наплавка производилась на установке для комбинированной аргонодуговой наплавки. Процесс вели на параметрах режима, представленных в табл.14.

Известно, что при использовании алюминиевых бронз износостойкость наплавленного металла и сопрягаемого стального контртела зависит содержания железа, марганца и алюминия в бронзе. При этом с повышением содержания железа возрастает износ пары трения. Так, в случае дуговой наплавки алюминиевой бронзы на сталь получение металла, идентичного по износостойкости литым бронзам, возможно лишь при содержании железа в нем не более 2...3% [34].

В табл.17 приведён химический состав наплавляемого металла и литой алюминиевой бронзы Бр АМц 9-2.

Таблица 17.

Химический состав наплавляемого металла и литой алюминиевой бронзы  
Бр АМц 9-2

	Содержание, %		
	Al	Mn	Fe
Наплавляемый металл	9,32	2,14	2,38
Литая бронза	9,43	2,26	—

При комбинированной аргонодуговой наплавке содержание железа не превышает 3%, что благоприятно сказывается на стабильности результатов износа пары трения.

Для изучения антифрикционных свойств и износостойкости были проведены стендовые испытания биметаллического поршня сервомотора (диаметром 50 мм).

Испытания на трение и износ проводились на машине с замкнутым кинематическим контуром Фирмы «Амслер» по схеме трения скольжения частичного вкладыша о вращающийся ролик. Контртело изготавливалось из стали 0X10H20T2 (ГОСТ 5632- 72).

Перед каждым испытанием рабочую поверхность вкладыша притирали к ролику до полного прилегания трущихся поверхностей, которое фиксировали

по установившемуся моменту трения или визуально. Притирка вкладыша осуществлялась с использованием пасты ГОИ или масла АМС-3 поперечным вращением ролика и горизонтальным его перемещением. При окончательной притирке использовали масло АМС-3. Затем образцы промывали и взвешивали на аналитических весах.

Испытания производились при скорости вращения ролика 200 об/мин, и удельных давлениях приложенных к вкладышу,  $P=1,34, 1,96$  и  $2,94$  МПа. Смазку осуществляли маслом АСМ-3.

Антифрикционные свойства оценивали величинами коэффициента трения и износа, который определялся по изменению массы образцов путём взвешивания их на аналитических весах с точностью до  $\pm 0,1$  мг. Коэффициент трения вычислялся по формуле:

$$f = \frac{T}{r\pi DN}, \quad (4.3.)$$

где  $T$  – работа трения за время опыта;

$r$  – нагрузка, соответствующая удельному давлению на вкладыш;

$N$  – число оборотов ролика;

$D$  – диаметр ролика.

Работа трения равна

$$T = n_1 F_{\text{пр}}, \quad (4.4.)$$

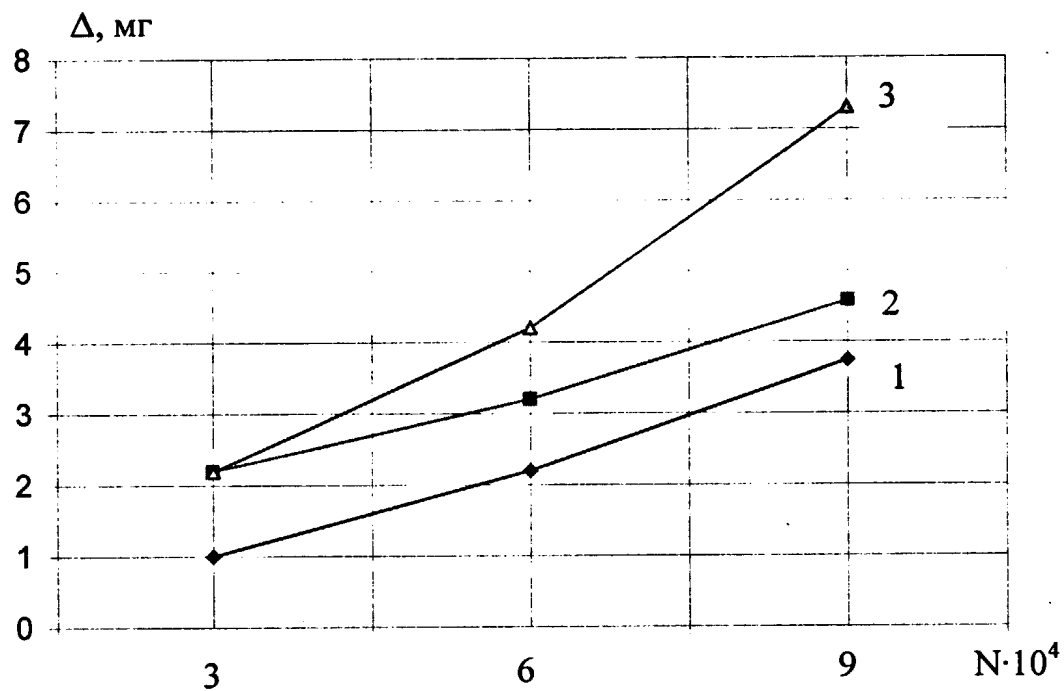
где  $n_1$  – разность показаний числа оборотов по интегратору между окончанием каждого цикла испытаний пары трения и началом отсчёта;

$F_{\text{пр}}$  – предельный момент трения, равный для данной машины  $15000 \text{ Н}\cdot\text{м}$ .

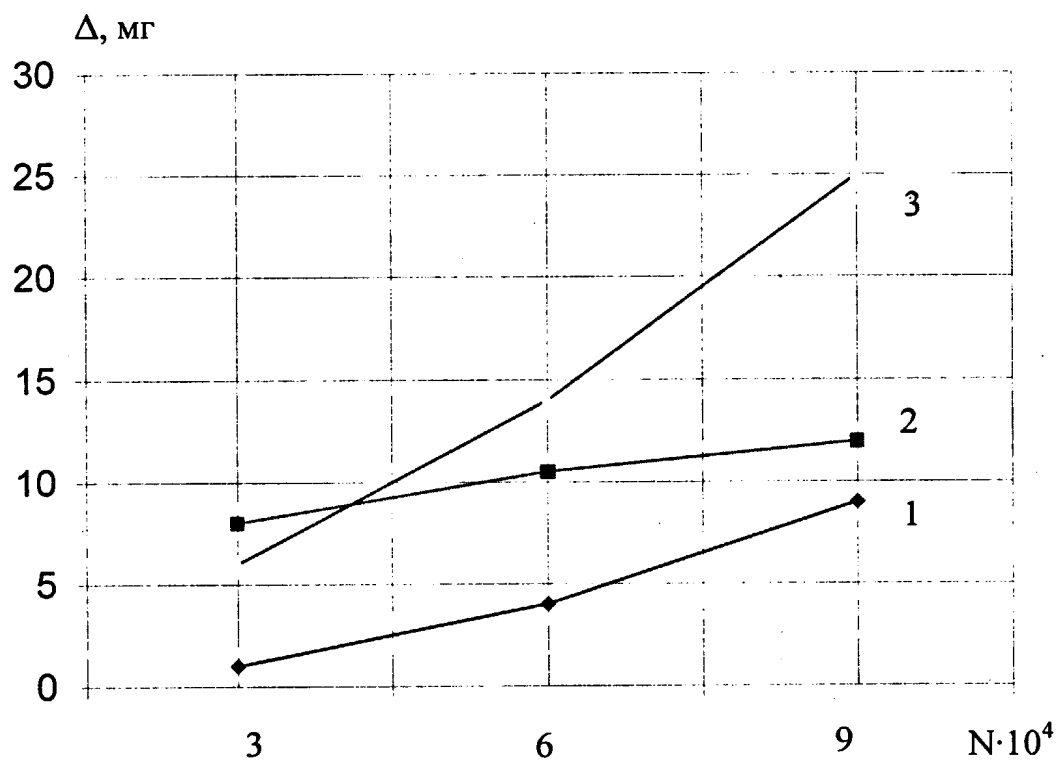
Коэффициент трения при испытании трёх образцов и средние величины износа представлены на рис.4.13. и рис 4.14.

По результатам испытаний установлено отсутствие отклонений от заданных (исходных) размеров трущихся поверхностей. Характер приработки





а).



б).

Рис .4.13. Зависимость износа ролика (а) и вкладыша (б) от числа циклов и удельного давления: 1- $P=1,34$  Мпа; 2- $P=1,98$  Мпа; 3- $P=2,94$  Мпа

наплавленной поверхности (риски, царапины) соответствует характеру приработки литого поршня.

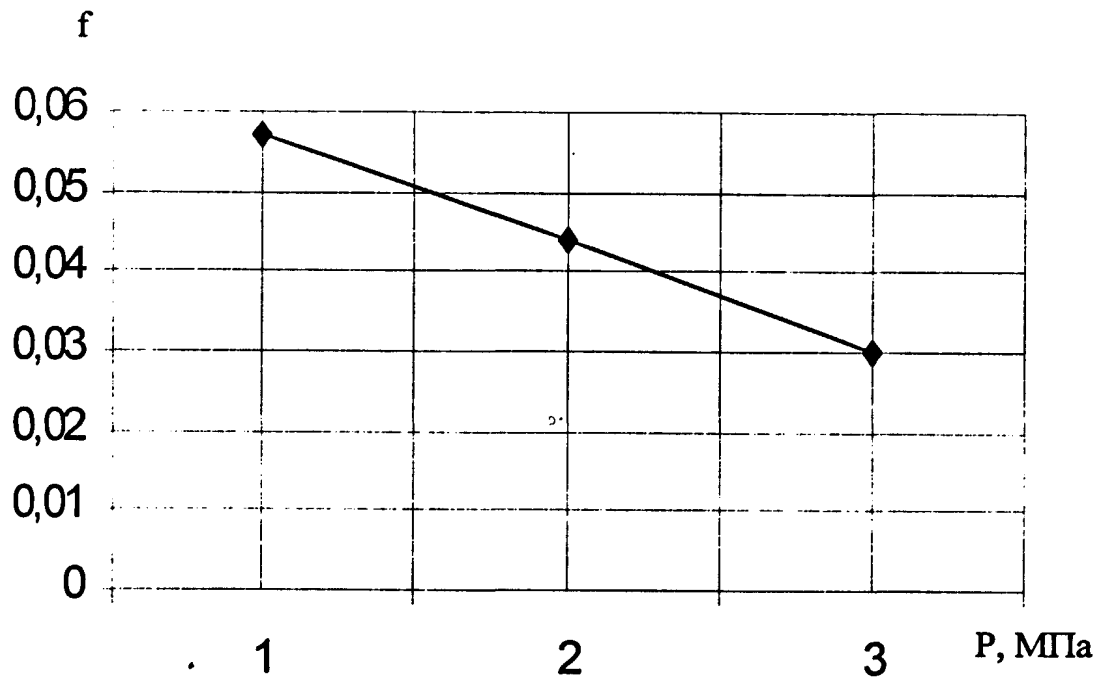


Рис 4.14. Зависимость коэффициента трения наплавленной алюминиевой бронзы Бр Амц 9-2 от отдельного давления

Металлографические исследования натуральных вкладышей после испытаний не выявили изменения в структуре бронзы в зоне контакта.

#### Выводы по главе.

1. Замена стандартного неплавящегося катода на плоско заточенный приводит к снижению неровностей наплавленного профиля, что объясняется снижением концентрации давления дуги. Повторная дуговая обработка на оптимальных режимах приводит к дальнейшему сглаживанию наплавленной поверхности без ухудшения её качества.

2. Результаты измерений остаточных напряжений в наплавленном слое до и после дуговой обработки методом голографической интерферометрии показали, что средний уровень остаточных окружных напряжений снижается незначительно, происходит только их некоторое перераспределение.

3. Применение плоско заточенного неплавящегося вольфрамового катода и последующая дуговая обработка приводит к уменьшению трудоёмкости механической обработки и экономии алюминиевой бронзы.

4. Исследование антифрикционных свойств и износостойкости биметаллического поршня сервомотора, проведённые на машине с замкнутым кинематическим контуром по схеме трения скольжения частичного вкладыша о вращающийся ролик показали, что применение данной технологии изготовления позволяет произвести замену литых бронзовых поршней на биметаллические.

## ОБЩИЕ ВЫВОДЫ И РЕЗУЛЬТАТЫ РАБОТЫ

1. При наплавке бронзы на низкоуглеродистую сталь традиционными способами в результате протекания термомеханических процессов в зоне сплавления высока вероятность образования трещиноподобных дефектов в материале подложки, что резко снижает эксплуатационные свойства всего изделия.

2. На основании анализа литературных данных и опыта работы предприятий отечественной и зарубежной промышленности показано, что наиболее перспективными являются способы наплавки, позволяющие гибко регулировать тепловложение в присадочный и основной металл.

3. Применение комбинированного двухдугового способа наплавки в аргоне, позволяет получать предельно низкую зону сплавления. Однако многофакторность комбинированного способа требует четкого представления о характере взаимного влияния различных факторов. Однако практическая реализация преимуществ данного способа возможна только на основе адекватной математической модели процесса.

4. Полученная на основе планирования эксперимента математическая модель позволила определить основные параметры режима комбинированной аргонодуговой наплавки.

5. На основе аналитических расчётов и экспериментов по определению температур определены размеры защитного приспособления и расход газа обеспечивающий требуемую защиту наплавленного слоя.

6. Показано, что с увеличением угла заточки рабочей части неплавящегося вольфрамового электрода за счёт снижения степени сосредоточенности давления дуги наблюдается плавный характер формирования наплавленного слоя.

7. Определены режимы послесварочной дуговой обработки наплавленного слоя с целью дальнейшего его сглаживания, без ухудшения качества наплавленного слоя. Путём интерференционных измерений показано, что послесварочная дуговая обработка не снижает уровень остаточных напряжений.

8. Создано технологическое оборудование для реализации способа комбинированной аргонодуговой наплавки, которое внедрено на Калужском турбинном заводе. Экономический эффект от внедрения предлагаемой технологии составил 168 тыс. рублей за 2001 год.

## СПИСОК ИСПОЛЬЗУЕМЫХ ИСТОЧНИКОВ

1. Кирюхин В.И., Тараненко Н.М., Огурцова Е.П. Паровые турбины малой мощности. – М.: Энергоатомиздат, 1987.– 216 с.
2. Сидоров А.И. Восстановление деталей машин напылением и наплавкой.– М.:Машиностроение, 1987.– 192 с.
3. Подураев В.Н. Технология физико-химических методов обработки.– М.: Машиностроение, 1974.– 264 с.
4. Дубровский В.А., Булычёв В.В., Хабаров В.Н. Восстановление деталей путевых машин электроконтактной наплавкой // Путь и путевое хозяйство.– 2001.– №2.– С. 13-15.
5. Багрянский К.В., Добротина З.А., Хренов К.К. Теория сварочных процессов.– М.: Высшая школа, 1976.– 424 с.
6. Петров Г.Л., Буров Н.Г., Абрамович В.Р. Технология и оборудование газопламенной обработки металлов.– Л.: Машиностроение, Ленинградское отделение, 1978.– 277 с.
7. Хасуи А., Моригаки О. Наплавка и напыление.– М.: Машиностроение, 1985.–240 с.
8. Вайнерман А.Е. Плазменная наплавка металлов.– Л.: Машиностроение, 1969.– 192 с.
9. Гиндина Т.Г., Фрумин И.И. Плазменная наплавка // Автоматическая сварка.– 1965.– №5.– С. 6-8.
10. Гавров Е.В., Кашников А.А., Пулина Н.Н. Наплавка алюминиевой бронзы проволоками различной конструкции // Сварочное производство.– 1988.– №11.– С. 4-6.
11. Новожилов Н.М. Основы металлургии сварки в газах.– М.: Машиностроение, 1979.– 231 с.
12. Закс И.А. Исследование свариваемости и разработка электродов для сварки высокопрочных коррозионно-стойких сталей и бронз // Машиностроение и металлургия Кировского завода.–Л.: Машиностроение, 1967.–С. 140 - 153.

13. Weill-Couly P. Welding aluminium bronze castings // Welding casting.— 1977.— №6.— P. 253-266.
14. Гуревич С.М. Справочник по сварке цветных металлов.— Киев: Наукова думка, 1981.— 608 с.
15. Вайнерман А.Е. Формирование состава и структура зоны сплавления при наплавке медных сплавов на сталь // Сварка (Л). — 1970.— №13.— С. 239-255.
16. Мальцев М.В. Металлография промышленных цветных металлов и сплавов.— М.: Металлургия, 1970.— 367 с.
17. Усталостная прочность плоских стальных образцов, наплавленных сплавами на медной основе / А.Е. Вайнерман, Е.Н. Костров, В.Н. Прилуков и др. // Сварочное производство.— 1978.— №4.— С. 6-9.
18. Некоторые критерии оценки склонности медных сплавов к трещинообразованию при сварке / А.Е. Вайнерман, И.В. Чумакова, Н.В.Беляев, А.Н. Минчина А.Н. // Сварочное производство.— 1983.— №11.— С. 6-7.
19. Новосадов В.С., Шоршоров М.Х. О механизме образования трещин при наплавке меди на сталь.— М.: ИМЕТ им.А.А. Байкова, 1978.— 18 с.
20. Беляев В.Н., Буравлёв Ю.М., Иваненко В.В. Структура и свойства сварных соединений меди со сталью, выполненных электроннолучевой сваркой // Сварочное производство.— 1976.— №5.— С. 28-30.
21. Беляев В.Н. Некоторые особенности процессов пайки и сварки меди со сталью // Автоматическая сварка. — 1984.— №7.— С. 56-59.
22. Сопротивление усталости сварных соединений сложнолегированных алюминиевых бронз / Н.В. Беляев, Е.Е. Вайнерман, В.В.Потапов, А.Г. Саламашенко // Автоматическая сварка.— 1988,— №3— С. 15-18.
23. Аснис Е.А., Замков В.Н. Особенности наплавки меди на хромоникелевые стали // Сварочное производство.— 1961.— № 7.— С.20-22.
24. Аснис Е.А., Прохоренко В.М., Швиндлерман Л.С. О механизме образования трещин при сварке и наплавке меди на сталь // Сварочное производство.— 1965.— №11.— С. 8-9.

25. Божко А.М. О механизме проникновения расплавленной меди в сталь // Автоматическая сварка.— 1968.— №7.— С. 25-28.
26. Божко А.М., Кулагина М.А. О механизме образования трещин в околошовной зоне стали при сварке её с медью // Технология судостроения и сварочного производства: Труды НКСи:— Николаев, 1977.— С. 81-87.
27. Savage W.F., Nippes E.P., Mushala M.C. Alloy systems susceptible to embrittlement by Cu-induced hot cracking in the weld heat-affected zone are identified and classified // Welding Journal.— 1978.— N 5.— P. 145-152.
28. Новосадов В.С. , Шоршоров М.Х. О механизме образования трещин при наплавке меди на сталь.— М.: ИМЕТ им. Байкова, 1967.— 18 с.
29. Горюнов Ю.В., Перцов Н.В., Сумм Б.Д. Эффект Ребиндера.— М.: Наука, 1966.— 128с.
30. Лебедев Ю.М., Кравченко Л.П., Данилюк Н.М. Методика моделирования сварочных термдеформационных циклов // Автоматическая сварка.— 1978.— № 12.— С. 31-33.
31. Вайнерман А.Е. О процессах растворения и диффузии на межфазной границе при взаимодействии разнородных металлов // Автоматическая сварка.— 1976.— № 12.— . 15-19.
32. Вайерман А.Е. Механизм межкристаллитного проникновения при наплавке медных сплавов на сталь // Автоматическая сварка.— 1981.— №6.— С. 22-25.
33. Пластичность стали в условиях контакта с расплавами меди, алюминия и свинца / В.Л. Колмогоров, В.А. Чичигин, В.Г. Бурдуковский, Б.М. Антошечкин // Известия АН СССР. Металлы.— 1976.— №1.— С. 70-74.
34. Структурные превращения в зоне термического влияния при сварке литой алюминиевой бронзы / А. Е. Вайнерман, Н.В. Беляев, Н.В. Земзина, И. А. Макарова // Автоматическая сварка.— 1984.— №7.— С. 24-26.
35. Миличенко С.Л. Влияние легирования на кавитационно-эрозионную стойкость некоторых медных сплавов //ФХММ.— 1968.— Т.4.— С.35-39.



36. Миличенко С.Л., Быковский О.Г. Наплавка высокоалюминиевой бронзы // Автоматическая сварка.— 1968.— №7.— С. 60-61.
37. Механизированная импульсно-дуговая наплавка бронзы на стальные изделия / А.Г. Потапьевский, Л.А. Агарков, А.Е. Осадченко, В.Я. Степанов В.Я. // Судостроение.— 1967.— №8.— С. 46-50.
38. Павлюк С.К., Ротач А.П. Поведение биметалла медь-сталь при изменяющихся температурах // Сварочное производство.— 1980.— №7.— С.10-12.
39. Тимофеев В.Н., Исаев Н.И. Наплавка сплавов меди на стальные поверхности // Наплавка металлов— Л.: ЛДНТП, 1970.— Ч.2 — С. 25-35.
40. Джевага И.И., Иващенко Г.М. Исследование влияния режимов наплавки и состава медных сплавов на механические свойства сталей марок Ст.3,20,40Х,40ХН // Сварка цветных металлов. — Л.:ЛДНТП, 1969. — С. 105-114.
41. Вайнерман А.Е. О влиянии проникновения медного сплава на свойства соединений, полученных наплавкой медных сплавов на стали // Сварка (Л.)— 1973.— Вып.2.— С. 217-223.
42. Сютьев А.Н., Вайнерман А.Е. Плазменная наплавка бронз на изделия цилиндрической формы. — Л.: ЛДНТП, 1970.— С. 27-29.
43. Плазменная наплавка бронзы в судовом машиностроении / Л.А. Чкалов, И.И. Фрумин, П.В. Гладкий и др. // Автоматическая сварка.— 1983. — №7. — С. 49-51.
44. Аппен А.А. Основные физико-химические принципы создания жаростойких неорганических покрытий // Жаростойкие покрытия. — М.: Наука, 1965. — 136 с.
45. Томас К.И., Федько В.Т., Сапожников С.Б. Физико-химические закономерности взаимодействия капли расплавленного металла с твёрдой металлической поверхностью при сварке в  $\text{CO}_2$  // Сварочное производство.— 2000.— № 2.— С. 3-5.
46. Горюнов Ю.В. Физико-химические закономерности расплавления жидкого металла по твёрдой металлической поверхности // Успехи химии (М.). — 1964.— Т. 23.— С. 1062-1082.

47. Фролов В.В. Явление смачиваемости металлических поверхностей расплавленными металлами // Вестник МГУ.— 1973.— №3.— С. 48-61.
48. Петрунин И.Е., Маркова И.Ю., Екатова А.С. Металловедение пайки.— М.: Металлургия, 1976.— С. 56-66.
49. Турыгин В.Н., Мясин М.И., Сагалевич В.М. Взаимодействие чугуна со сплавами на основе меди при наплавке // Сварочное производство.— 1988.— №6.— С.3-5.
50. Данилов А.И., Жуков К.И., Колосова Н.А. Производительность процесса плавления металла при плазменной наплавке постоянным током обратной полярности // Сварочное производство.— 1979.— №12.— С. 36-37.
51. Косович В.А., Лапин И.Е., Савинов А.В. Выбор формы рабочей зоны неплавящегося электрода для сварки в аргоне дугой постоянного тока // Сварочное производство.— 1997.— №2.— С. 33-35.
52. Savage W.F., Strunek S.S., Ishikwa V. The effect of electrode geometry in gas tungsten-arc welding // Welding Journal.— 1965.— N11.— P. 489-496.
53. Ерохин А.А., Бураков В.А., Ищенко Ю.С. Влияние геометрии вольфрамового катода на некоторые характеристики сварочной дуги и проплавление металла // Сварочное производство.— 1971.— №12.— С. 17-19.
54. Псарас Г.Г. Особенности наплавки меди на чугун // Сварочное производство.— 1978.— №9.— С. 16-18.
55. Формирование соединения при аргонодуговой наплавке бронзы на серый чугун / М.И. Мясин, В.Н. Турыгин, Л.Ф. Глухова, В.М. Сагалевич // Сварочное производство.— 1989.— №8.— С. 12-13.
56. Гавров Е.В., Оляк В.Д. Температурное поле композитной полиметаллической проволоки // Сварочное производство.— 1984.— №7.— С. 1-2.
57. Миличенко С.Л., Быковский О.Г. Структура и свойства наплавленных алюминиевых бронз // Сварочное производство.— 1970.— №9.— С. 28-30.
58. Тамм И.Е. Основы теории электричества.— М.: Наука, 1966.— 232 с.

59. Мечев В.С. О магнитном поле тока, протекающего по электродам // Сварочное производство.— 1969.— №6.— С. 6-10.
60. Никольский В.В. Теория электрического поля.— М.: Высшая школа 1964.— 324 с.
61. Финкельбург В., Меккер Г. Электрические дуги и термическая плазма.— М.: Иностранная литература, 1961.— 173 с.
62. Кулагин И.Д., Николаев А.В. Особенности воздействия дуги постоянного тока на поверхность электродов // Доклады к Всесоюзному научно-техническому совещанию по сварке в защитных газах.— М., 1957.— С. 78-85.
63. Косович В.А., Маторин А.И. Композиционные неплавящиеся электроды для аргонодуговой сварки // Сварочное производство.— 1983.— №5.— С. 17-18.
64. Персиц Л.М., Грищенко М.С., Сидоров Л.Р. Оценка факторов, влияющих на длительную стойкость вольфрамового электрода и надежность возбуждения дуги при аргонодуговой сварке // Сварочное производство.— 1979— №1.— С. 14-16.
65. Farner H.K. Schleifgerät verlängert Lebensdauern von Wolframelektroden // Maschinenmark. — 1983.— №15.— S. 256.
66. Wells A.S. Recommended Practices for Gas Tungsten Arc Welding // Welding Journal.— 1988.— №6.— P. 43-44.
67. Косович В.А., Полупан В.А., Седых В.С. Сравнительная оценка работоспособности неплавящихся электродов различных конструкций // Сварочное производство.— 1987.— №8.— С. 18-20.
68. Васильев К.В. Газоэлектрическая резка металлов.— М.: Машгиз, 1963.— 137 с.
69. Федоренко Г.А., Онищенко М.Ю., Похвалин Ю.В. Оценка эффективности газовой защиты металла при сварке // Автоматическая сварка.— 1987.— №7.— С. 52-56.

70. Хворостов Н.Е., Поправка Д.Л., Ивченков С.Л. Влияние нагрева электрода на эффективность газовой защиты зоны сварки // Сварочное производство.— 1975.— №1.— С. 6-8.

71. Старченко Е.Г., Любавский К.В. Влияние конструкции сопла горелки на эффективность газовой защиты зоны сварки // Сварочное производство.— 1968.— №11.— С. 13-16.

72. Ардентов В.В., Федоренко Г.А. Размеры зоны газовой защиты при аргонодуговой сварке // Сварка.— 1971.— №14.— С. 60-63.

73. Savage W.F., Strunck S.S., Jchikawf Y.E. The effect of electrode geometry in gas tungsten — arc welding // Welding Journal.— 1965.— N 11.— P. 489-496.

74. Kou S., Tsai M.C. Thermal analysis of gta welding electrodes // Welding Journal.— 1985.— N 9.— P. 266-269.

75. Бадьянов Б.Н., Давыдов В.А. Расчёт температур по длине вольфрамового электрода при аргоно дуговой сварке // Сварочное производство.— 1984.— №1.— С. 34-35.

76. Зельдович Я.Б., Мышкис А.Д. Элементы прикладной математики.— М.: Наука, 1972.— 234 с.

77. Махненко В.И. Расчёт температурного режима при наплавке кругового цилиндра мощным быстро движущимся источником // Автоматическая сварка.— 1963.— №11.— С. 14-18.

78. Махненко В.И. Расчёт тепловых процессов при наплавке охлаждаемых изнутри цилиндров // Автоматическая сварка.— 1964.— №3.— С. 24-27.

79. Махненко В.И., Кравцов Т.Г. Тепловые процессы при механизированной наплавке деталей типа круговых цилиндров.— Киев: Наукова думка, 1976.— 98 с.

80. Кравцов Т.Г. Инженерный метод расчета температурных полей при наплавке цилиндров точечным источником нагрева // Сварочное производство.— 1981.— №8.— С. 6-8.

81. Дриц М.Е. Свойства элементов.— М.: Металлургия, 1985.— 246 с.

82. Кувшинова Н.Н., Костин В.И. Расчет минимального времени существования жидкой фазы наплавляемого металла // Сварочное производство.— 2000.— №2.— С. 6-7.

83. Спиридонов А.А. Планирование эксперимента при исследовании технологических процессов.— М.: Машиностроение, 1981.— 184 с.

84. Box G., Wilson K. On experimental attainment of optimal conditions // J. Royal Statist. Soc.— 1959.— N1.— P. 1-45.

85. Хинк Ч. Основные принципы планирования эксперимента.— М.: Мир, 1967.— 123 с.

86. Окерблом Н.О. Проектирование технологии изготовления сварных конструкций.— М.: Машгиз, 1963.— 234 с.

87. Верёвкина Н.Н. Расчётное определение режимов наплавки и сварки // Сварочное производство.— 1971.— №3.— С. 23-26.

88. Адлер Ю.П., Маркова Е.В., Грановский Ю.В. Планирование эксперимента при поиске оптимальных условий.— М.: Наука, 1976.— 279 с.

89. Екатова А.С. О взаимодействии меди с железом и сталью в процессе пайки // Цветные металлы.— 1966.— №1.— С. 83-84.

90. Березовский Б. М., Стихин А.В. Оптимизация формирования слоя металла при дуговой наплавке // Сварочное производство.— 1990.— № 6.— С. 33-35.

91. Николаев Г.А. Исследование внутренних напряжений при сварке пластин встык // Труды ЦНИИТМАШ.— 1937.— № 47.— С. 163-270.

92. Николаев Г.А. Сварные конструкции.— М.: Машгиз, 1951.— 347 с.

93. Николаев Г.А. Сварные конструкции.— М.: Машгиз, 1962.— 552 с.

94. Николаев Г.А., Куркин С.А., Винокуров В.А. Сварные конструкции. М.: Высшая школа, 1982.— Т. 1.— 272 с.

95. Окерблом Н.О. Расчёт деформаций металлоконструкций при сварке.— Л.: Машгиз, 1955.— 212 с.

96. Гатовский К.М. Определение сварочных деформаций и напряжений с учётом структурных превращений металла // Сварочное производство.— 1973.— №11.— С. 3-6.

97. Прохоров Н.Н. Физические процессы в металлах при сварке.— М.: Металлургия, 1976.— Т. 2.— 600 с.

98. Недосека А.Я. Влияние деформаций по толщине на остаточные напряжения в пластине со сварной точкой // Автоматическая сварка.— 1973.— №7.— С. 30-34.

99. Казимиров А.А., Недосека А.Я., Лобанов А.И. Аналитическое описание процесса образования продольных сварочных напряжений и деформаций // Сварочное производство.— 1973.— №11.— С. 10-12.

100. Игнатова В. С. Распределение собственных напряжений в пластинах сваренных в стык за один проход // Сварочное производство.— 1956.— №3.— С.12-17.

101. Талыпов Г.Б. Сварочные деформации и напряжения.—Л.: Машиностроение, 1973.— 278 с.

102. Винокуров В.А., Григорьянц А.Г. Теория сварочных деформаций и напряжений.— М.: Машиностроение, 1984.— 280 с.

103. Винокуров В.А., Григорьянц А.Г. Способ определения остаточных напряжений при движении упруго пластической зоны в пластине при помощи ЭЦВМ // Известия вузов СССР. Машиностроение.— 1967.— №5.— С. 149-156.

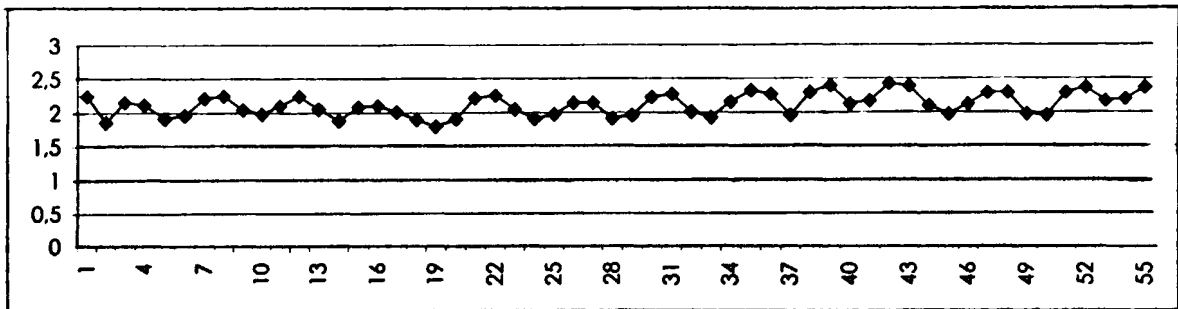
104. Остаточные напряжения в деформируемых твёрдых телах / Г.Н. Чернышев, А.Л. Попов, В.М. Козинцев, И.И. Пономарёв— М.: Наука — Физматлит, 1996.— 240 с.

105. Антонов А.А. Разработка научных основ метода определения остаточных напряжений в сварных конструкциях с применением голографической интерференции: Дисс. ...докт. техн. наук: 05.03.06.—М., 1984.—470 с.

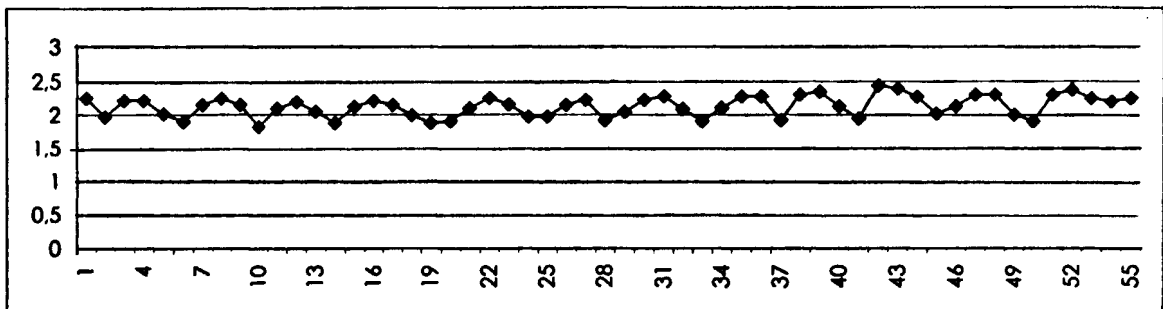
ПРИЛОЖЕНИЕ

## Профилограмма профиля наплавленного слоя (плоскозаточенный электрод)

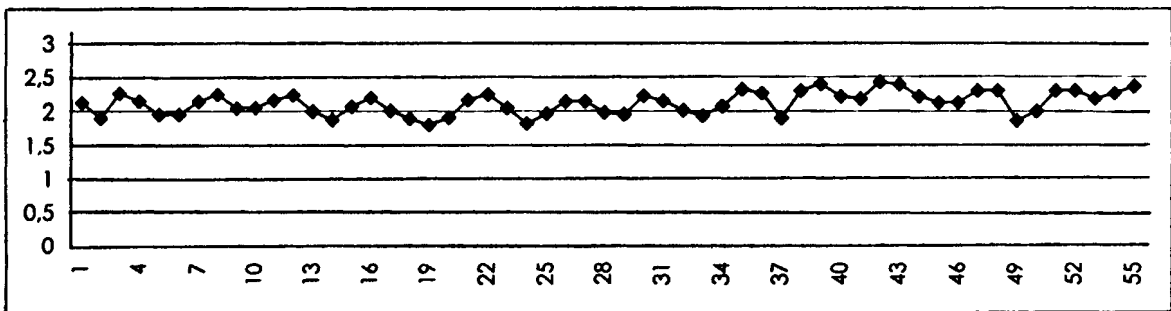
Сечение 1



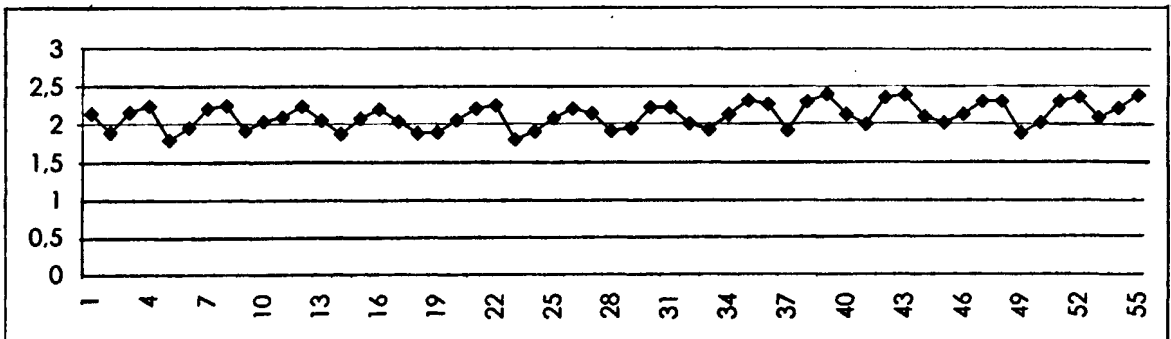
Сечение 2



Сечение 3



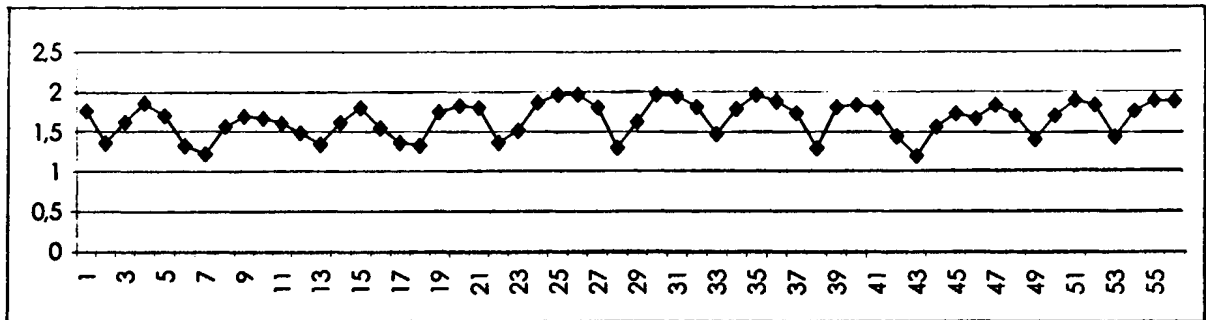
Сечение 4



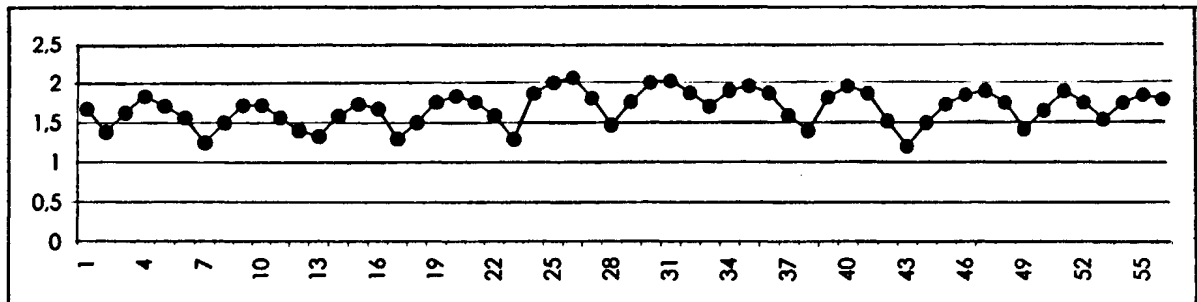


## Профилограмма профиля наплавленного слоя (стандартный электрод)

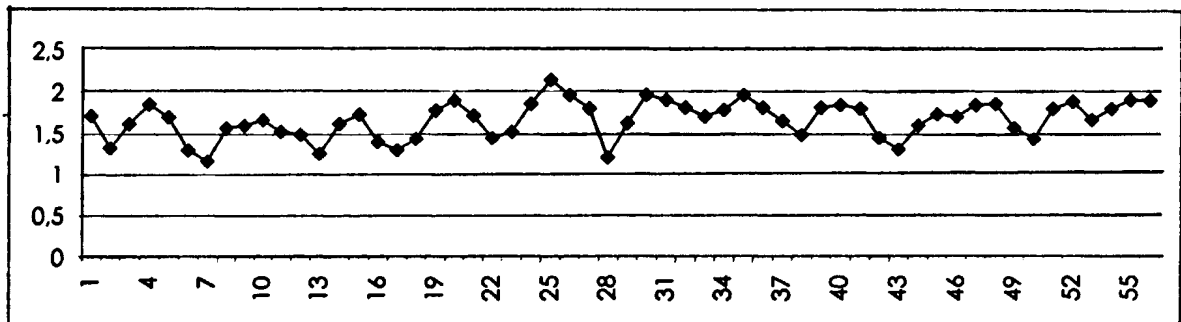
Сечение 1



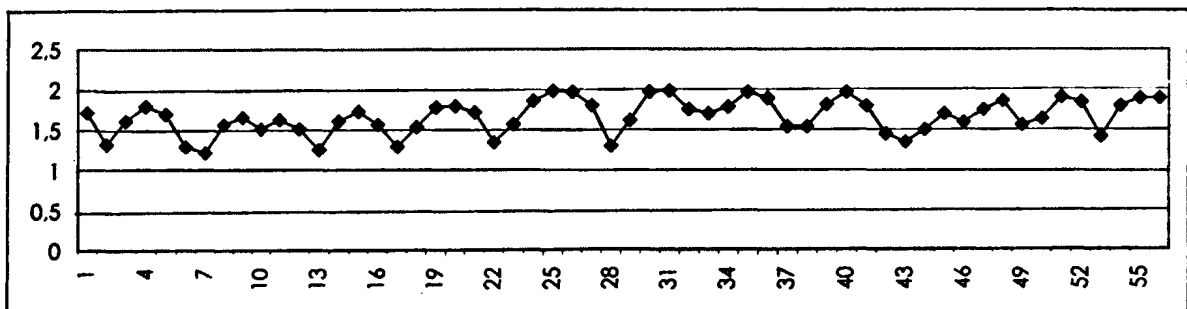
Сечение 2



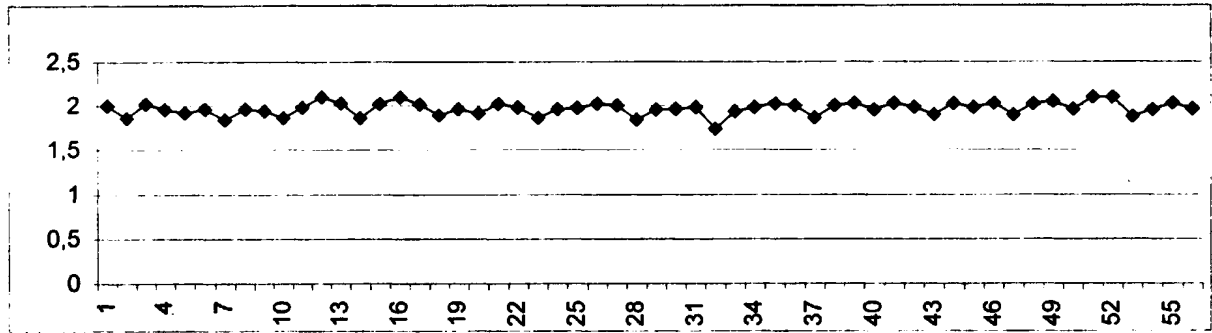
Сечение 3



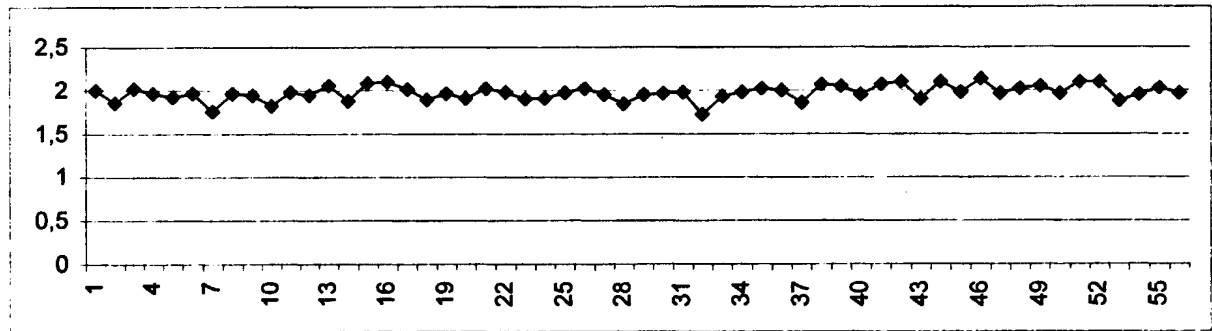
Сечение 4



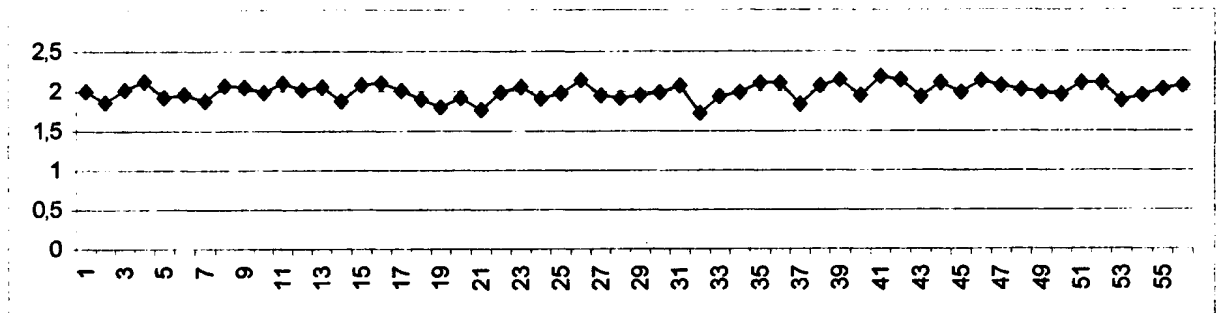
Профилограмма профиля наплавленного слоя после дуговой обработки  
Сечение 1



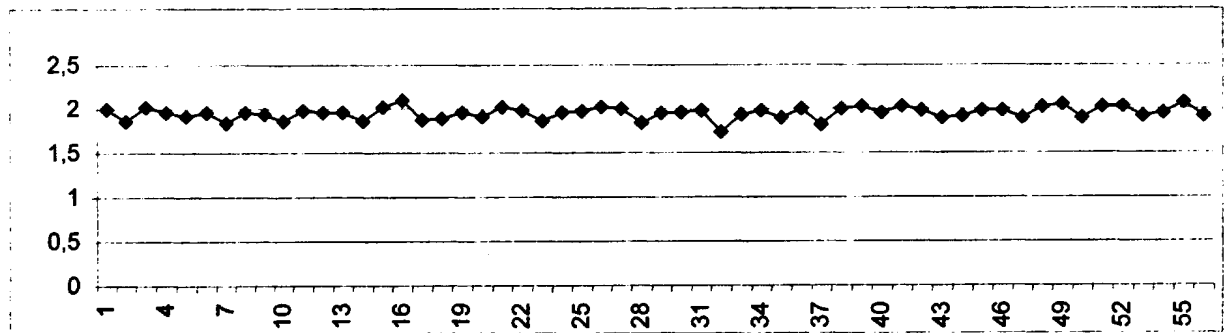
Сечение 2



Сечение 3



Сечение 4



## СПРАВКА

о внедрении результатов исследований  
инженера ОРЛИКА ГЕННАДИЯ ВЛАДИМИРОВИЧА  
на предприятии ОАО «Калужский турбинный завод»

Инженер Орлик Г.В. разработал технологию и оборудование для комбинированной аргонодуговой наплавки алюминиевой бронзы Бр Амц 9-2 на низкоуглеродистую сталь. Проведённые экспериментальные исследования для конкретного изделия (поршень -сервомотора) показали возможность получения предлагаемым способом наплавки антифрикционного покрытия удовлетворяющего технологическим требованиям.

Материалы по исследованию технологических параметров комбинированной аргонодуговой наплавки алюминиевой бронзы на низкоуглеродистую сталь нашли применение при изготовлении блока регулирования парораспределения паровой турбины. Предполагаемый экономический эффект от внедрения предлагаемой технологии наплавки составит 168 тыс. в год.



Главный сварщик

Цимерман С.Д.

Брага Ю.В.