

ФЕДЕРАЛЬНОЕ ГОСУДАРСТВЕННОЕ УНИТАРНОЕ ПРЕДПРИЯТИЕ  
"ЦЕНТРАЛЬНЫЙ НАУЧНО-ИССЛЕДОВАТЕЛЬСКИЙ ИНСТИТУТ  
КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ "ПРОМЕТЕЙ" ИМЕНИ И.В. ГОРЫНИНА  
НАЦИОНАЛЬНОГО ИССЛЕДОВАТЕЛЬСКОГО ЦЕНТРА  
"КУРЧАТОВСКИЙ ИНСТИТУТ"

На правах рукописи

УДК 621.791.754  
ГРНТИ 81.35.15



ВАЙНЕРМАН АЛЕКСАНДР АБРАМОВИЧ

**РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИИ СВАРКИ АЛЮМИНИЕВЫХ БРОНЗ И  
МЕДНО-НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ С КОРРОЗИОННО-СТОЙКОЙ  
АЗОТСОДЕРЖАЩЕЙ СТАЛЬЮ ДЛЯ СОЗДАНИЯ  
ПЕРСПЕКТИВНЫХ ИЗДЕЛИЙ МОРСКОЙ ТЕХНИКИ**

Специальность: 05.02.10 – «Сварка, родственные процессы и технологии»

Диссертация  
на соискание ученой степени  
кандидата технических наук

Научный руководитель:  
Доктор технических наук, профессор  
Орыщенко Алексей Сергеевич

Санкт-Петербург  
2019

## ОГЛАВЛЕНИЕ

	стр.
ВВЕДЕНИЕ.....	4
Глава 1. ЛИТЕРАТУРНЫЙ ОБЗОР .....	12
1.1 Особенности соединения меди и ее сплавов со сталями методами сварки и наплавки .....	12
1.2 Обзор информации по сварке медных сплавов с азотсодержащими сталями .....	21
1.3 Магнитные свойства медных сплавов. Влияние химического состава на их магнитную проницаемость.....	23
1.4 Анализ данных по проблеме увеличения сроков эксплуатации узлов затворов судовой арматуры из бронзы БрА9Ж4Н4Мц1 систем забортной воды.....	26
1.5 Постановка задач исследования.....	28
Глава 2. МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДИКИ ИССЛЕДОВАНИЙ.....	31
Глава 3. ИССЛЕДОВАНИЕ ВОЗМОЖНОСТИ НЕПОСРЕДСТВЕННОЙ СВАРКИ МЕДНЫХ СПЛАВОВ СО СТАЛЬЮ 04Х20Н6Г11М2АФБ.....	38
Выводы по главе 3.....	44
Глава 4. РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИИ СВАРКИ МАЛОМАГНИТНЫХ МЕДНЫХ СПЛАВОВ СО СТАЛЬЮ 04Х20Н6Г11М2АФБ.....	46
4.1 Разработка системы легирования нового присадочного материала для сварки маломагнитных медных сплавов с азотсодержащей сталью 04Х20Н6Г11М2АФБ. Исследование влияния азота, содержащегося в стали, на качество наплавленного на нее маломагнитного сварочного материала.....	46
4.2 Особенности формирования металла подслоя при его наплавке на сталь и при его наплавке на бронзу. Выбор наиболее оптимальных вариан-	

тов состава подслоя.....	61
4.2.1 Разработка системы легирования металла подслоя для наплавки на сталь. Выбор сварочных материалов.....	61
4.2.2 Разработка системы легирования металла подслоя для наплавки на бронзу. Выбор сварочных материалов. Исследование особенностей наплавки металла подслоя на бронзу.....	74
4.3 Разработка технологии сварки металла подслоя с основным металлом. Исследование особенностей формирования состава, структуры и свойств сварного соединения, выполненного ручным и механизированным аргонодуговыми способами.....	83
Выводы по главе 4.....	86
 Глава 5. РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИИ СВАРКИ МЕДНО-НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА МАРКИ МНЖ 5-1 С АЗОТСОДЕРЖАЩЕЙ СТАЛЬЮ 04Х20Н6Г11М2АФБ ПРИ ОТСУТСТВИИ СПЕЦИАЛЬНЫХ ТРЕБОВАНИЙ ПО МАГНИТНОЙ ПРОНИЦАЕМОСТИ.....	88
5.1 Разработка состава металла подслоя и обоснование выбора сварочных материалов. Отработка режимов и разработка технологии наплавки подслоя.....	88
5.2 Особенности сварки металла подслоя со сплавом марок МНЖ 5-1 ручным аргонодуговым способом неплавящимся электродом.....	98
5.3 Исследование состава, структуры и свойств сварных соединений. Влияние азота в стали на качество, структуру и свойства сварных соединений.....	101
Выводы по главе 5.....	108
 Глава 6. ПРИМЕНЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ РАБОТЫ ДЛЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ИЗДЕЛИЙ СУДОВОЙ АРМАТУРЫ ИЗ БРОНЗЫ С УВЕЛИЧЕННЫМ СРОКОМ ЭКСПЛУАТАЦИИ.....	110
6.1 Применение принятых в работе сварочных материалов для наплавки уплотнительных поверхностей судовой арматуры из бронзы БрА9Ж4Н4Мц1.....	110

6.2 Разработка новых технологий ручной, механизированной и автоматической аргонодуговой наплавки корпусов судовой арматуры из бронзы БрА9Ж4Н4Мц1 коррозионно-стойкой сварочной проволокой. Наплавка опытной партии корпусов арматуры на АО «Армалит».....	116
6.2.1 Разработка технологии ручной аргонодуговой наплавки неплавящимся электродом проволоки Св-МНЖМцТК 40-1-1-0,3-0,1 на уплотнительные поверхности узлов затворов судовой арматуры из бронзы марки БрА9Ж4Н4Мц1.....	116
6.2.2 Разработка технологии механизированной аргонодуговой наплавки неплавящимся электродом проволоки Св-МНЖМцТК 40-1-1-0,3-0,1 на уплотнительные поверхности узлов затворов судовой арматуры из бронзы марки БрА9Ж4Н4Мц1.....	118
6.2.3 Разработка технологии автоматической аргонодуговой наплавки неплавящимся электродом проволоки Св-МНЖМцТК 40-1-1-0,3-0,1 на уплотнительные поверхности узлов затворов судовой арматуры из бронзы марки БрА9Ж4Н4Мц1.....	126
Выводы по главе 6.....	131
ОБЩИЕ ВЫВОДЫ ПО РАБОТЕ.....	133
СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ.....	135
ПРИЛОЖЕНИЕ А.....	146

## ВВЕДЕНИЕ

В последние годы в мировой практике, в том числе в судостроении, увеличивается объем использования сталей, легированных азотом. Азот, растворяясь в сложных по составу сталях, придает им уникальные свойства. Азот в значительной степени позволяет повысить прочностные характеристики стали при сохранении на высоком уровне пластичности и ударной вязкости, способствует повышению ряда специальных свойств и служебных характеристик (коррозионной, эрозионной и кавитационной стойкости) и снижению магнитной проницаемости. Преимущество азота перед другими элементами, которыми легируют железные сплавы, заключается в его наличии в природе практически в неограниченном количестве. Применение азота, способного успешно заменять никель в сталях, позволяет уменьшить в 1,5-2 раза расход этого важнейшего для легирования сталей элемента. Используя азот для легирования сталей, можно при одной и той же потребности сократить объем производства сталей на 30-40 % [1-7].

В связи с этим для изготовления изделий судового машиностроения в новых перспективных проектах в АО «ЦКБ МТ «Рубин» возникла необходимость получения сварных соединений медных сплавов с коррозионно-стойкой азотсодержащей сталью аустенитного класса 04X20H6Г11M2АФБ, к которым, помимо качества, механических свойств может предъявляться и такое специальное требование, как маломagnetность (магнитная проницаемость  $\mu$  сварного соединения должна быть менее 1,01).

Судовая арматура является составной частью оборудования энергетических установок и судовых систем и функционально выполняет все задачи по обеспечению управления судами и их живучести [8].

В судостроении в настоящее время для ответственных конструкций систем забортной воды широко применяется арматура из медных сплавов. Это обусловлено комплексом высоких коррозионных, прочностных и антифрикционных свойств этих материалов [8-12]. Арматура на судах монтируется как в составе сварных соединений с медными сплавами и со сталями, так и без сварки. Наиболее часто сварка применяется для соединения арматуры с медно-никелевыми трубопроводами и стальными конструкциями судна [13-23].

Исследования процессов, происходящих при сварке (наплавке) медных сплавов с азотсодержащими сталями, как и влияния химического состава металла шва, режимов сварки, термического цикла сварки и пр. на магнитные свойства сварного соединения отсутствуют в России и за рубежом. Также отсутствует технология сварки медных сплавов со сталью 04Х20Н6Г11М2АФБ.

Поэтому актуальным вопросом для проектирования и изготовления перспективных изделий морской техники является исследование особенностей и разработка технологии сварки медно-никелевых сплавов и алюминиевых бронз с азотсодержащей сталью 04Х20Н6Г11М2АФБ.

Сварка медных сплавов со сталями имеет определенные особенности и трудности, основными из которых являются малая растворимость меди в железе и железа в меди, различия в температуре плавления, составах, структуре и свойствах соединяемых металлов, возможность образования в шве новых структурных составляющих, отсутствовавших в исходных металлах, межкристаллитные проникновения медного сплава в сталь и др. [14, 16-37, 44-55, 57, 59, 62-81, 86-89, 120, 121]

Изделиями в новых проектах, для которых в первую очередь требуется технология сварки медных сплавов с азотсодержащими сталями, являются маломагнитные узлы трения. Основной комплекс требований, который необходимо обеспечить применительно к новым сварным соединениям, включает: качество сварных соединений – отсутствие недопустимых дефектов в виде трещин, сплошной пористости, свищей и пр.; временное сопротивление не ниже, чем в применяемых в настоящее время аналогичных узлах – не менее 250 МПа; маломагнитные свойства – по требованию проектанта магнитная проницаемость  $\mu$  не более 1,01. Основной металл – маломагнитная бронза БрАМц9-2 и маломагнитная сталь 04Х20Н6Г11М2АФБ.

В судостроении для систем забортной воды наиболее широко применяется арматура из алюминиевой бронзы БрА9Ж4Н4Мц1 [8-12, 14, 15, 95, 99, 100]. При этом наиболее уязвимым местом арматуры в отношении коррозионного воздействия агрессивной среды являются уплотнительные поверхности узла затвора, где протекают самые активные процессы коррозионно-эрозионного разрушения [8, 9]. В связи с недостаточной коррозионной стойкостью уплотнительных поверхностей арматуры в морской воде срок службы такой арматуры, как показал фактический опыт эксплуатации, составляет не более 5-6 лет.

По мнению одного из ведущих предприятий в области проектирования судовой арматуры АО «ЦТСС» КБ «Армас» и завода-изготовителя АО «Армалит», повышение срока службы арматуры из бронзы БрА9Ж4Н4Мц1 является одной из ключевых задач для создания перспективных заказов морской техники.

Таким образом, актуальной проблемой повышения эффективности, надежности, безопасности судов в целом является повышение ресурса судовой арматуры из бронзы БрА9Ж4Н4Мц1.

Наиболее экономичным и производительным решением проблемы является наплавка уплотнительных поверхностей арматуры сплавом с более высокой коррозионной стойкостью, чем бронза. Основным комплексом требований, который необходимо обеспечить применительно к новой наплавленной арматуре, включает: качество соединений, полученных наплавкой на бронзу – отсутствие недопустимых дефектов в виде трещин, значительной пористости, свищей и прочих; временное сопротивление соединения – не менее 250 МПа; отсутствие склонности к питтинговой и избирательной коррозии, отсутствие заметной контактной коррозии наплавленного и основного металлов, скорость струевой коррозии не более 0,024 г/(м<sup>2</sup>\*ч).

Таким образом, **целью настоящей работы** являлась разработка технологии аргонодуговой сварки медных сплавов с азотсодержащей сталью аустенитного класса 04Х20Н6Г11М2АФБ для изготовления изделий судового машиностроения и повышение коррозионной стойкости судовой арматуры систем забортной воды из бронзы БрА9Ж4Н4Мц1 перспективных заказов морской техники.

Для достижения поставленной цели решались следующие **задачи**:

- 1) исследование особенностей и разработка принципиальной технологии сварки медных сплавов со сталью 04Х20Н6Г11М2АФБ;
- 2) разработка композиции металла подслоя и технологии его наплавки на основной металл;
- 3) выбор композиции сварочной проволоки и разработка технологии сварки подслоя с основным металлом;
- 4) исследование качества рассматриваемых сварных соединений, их структур, механических, магнитных и коррозионных свойств наплавленного металла;
- 5) разработка технологии наплавки уплотнительных поверхностей узлов затворов судовой арматуры из бронзы БрА9Ж4Н4Мц1.

В результате проведенных исследований была решена проблема сварки мало-

магнитных узлов арматуры из алюминиевой бронзы со сталью 04Х20Н6Г11М2АФБ, причем составная часть этой технологии обеспечила решение другой задачи – повышения ресурса судовой арматуры из бронзы БрА9Ж4Н4Мц1 в целом путем наплавки ее уплотнительных полей.

### **Научная новизна**

1. Впервые предложены и обоснованы композиции металла подслоя, обеспечившие разработку технологии сварки азотсодержащей стали 04Х20Н6Г11М2АФБ с маломагнитными медно-никелевыми сплавами и алюминиевыми бронзами с получением временного сопротивления сварных соединений не менее 250 МПа и их магнитной проницаемости  $\mu < 1,01$ .

2. Установлено, что при наплавке медного сплава [Cu основа –(5-6,5%)Ni] на никелевые сплавы композиций [Ni основа-(18-22%)Cr-Fe-Mn-Nb] и [Ni основа-(18-22%)Cr-Fe-Mn-Nb-Mo] в последних могут образоваться трещины и межкристаллитные проникновения медного сплава, аналогичные таковым при наплавке медных сплавов на сталь. Это вызвано поверхностно-активным воздействием меди в наплавляемом металле на железо, содержащееся в никелевых сплавах этих композиций. Предложен критерий  $k_{\text{тмп}}$  образования межкристаллитных проникновений и трещин в никелевом сплаве:  $k_{\text{тмп}} = [\text{Fe}] / ([\text{Ni}] + [\text{Fe}])$ , где [Fe] и [Ni] – содержание никеля и железа в никелевом сплаве. Показано, что при  $k_{\text{тмп}} \leq 0,12$  трещин и межкристаллитных проникновений не образуется.

3. Установлено, что при наплавке никелевых сплавов композиции [Ni основа-(18-22%)Cr -Mn-Nb-Mo] на сплавы [Cu основа-Ni-Al] образующиеся в зоне сплавления скопления фазы на основе молибдена приводят к образованию трещин. Предотвращение трещинообразования при наплавке никелевых сплавов этой композиции с содержанием молибдена 8-10 % обеспечивается увеличением содержания никеля в сплавах [Cu основа-Ni-Al] до 30% и более, повышающего растворимость молибдена.

4. Установлено влияние структурной и химической неоднородности на трещиностойкость металла, наплавленного сплавом [Ni основа-(18-22%)Cr -Mn-Nb] на сплавы [Cu основа-Ni-Al]. Переход меди в наплавленный металл приводит к образованию в нем трещин при образовании двухфазной структуры  $\gamma$ -Ni и  $\gamma$ -Cu по телу фа-



зы  $\gamma$ -Cu и по границе фаз  $\gamma$ -Ni и  $\gamma$ -Cu, что вызвано значительной химической и структурной неоднородностью, протяженной межфазной границей, значительным содержанием хрома в  $\gamma$ -Cu фазе и переходом в эту фазу в результате перемешивания алюминия, ниобия, снижающих пластичность медного сплава. При кристаллизации наплавленного металла только в виде  $\gamma$ -Ni фазы при прочих равных условиях наплавки трещин обнаружено не было.

5. Установлено, что фаза на основе железа в наплавленном медном сплаве при наличии в нем элементов-аустенизаторов может кристаллизоваться не только в виде  $\alpha$ -Fe фазы, но и в виде  $\delta$ -Fe фазы. Показана возможность получения соединений с магнитной проницаемостью  $\mu < 1,01$  с наплавленным медно-никелевым сплавом вне зависимости от среднего содержания в нем железа. Получена зависимость магнитной проницаемости  $\mu$  от содержания железа для сплава [Cu основа –(5-6,5%)Ni] при его однопроводной ручной аргонодуговой наплавке на низкоуглеродистую сталь при кристаллизации фазы на основе железа в виде  $\alpha$ -Fe фазы:  $[\%Fe] \leq 3,7\%$   $\mu = 1,001-1,003$ ;  $[\%Fe] \geq 4\%$ ,  $\mu([\%Fe]) \approx 0,007 * [\%Fe] + 1$ .

### **Практическая ценность**

- В работе разработаны технологии ручной и механизированной аргонодуговой сварки медно-никелевых сплавов и алюминиевых бронз с азотсодержащей сталью аустенитного класса 04X20H6Г11M2АФБ, обеспечивающие получение сварных соединений с временным сопротивлением не менее 250МПа и магнитной проницаемостью  $\mu < 1,01$ . Определены требования к композициям состава металла подслоя и металла шва и выбраны присадочные материалы для их получения. Технология сварки прошла практическую проверку на АО «Армалит» (акт внедрения, приложение А).

- Выпущены «Технологические указания на сварку медно-никелевого сплава марки МНЖ 5-1 с азотистой аустенитной сталью 04X20H6Г11M2АФБ» и «Технологические рекомендации на выполнение сварки бронзы БрАМц 9-2 с азотсодержащей сталью 04X20H6Г11M2АФБ для изготовления маломагнитных узлов трения».

- Выпущена документация на наплавку ручным, механизированным и автоматическим аргонодуговыми способами опытной партии судовой арматуры – РД5.УЕИА.3659-2015, РД5.УЕИА.3665-2015 и РД5.УЕИА.3661-2015. Наплавлена с

положительным результатом опытная партия промышленной судовой арматуры. Разработанные технологии наплавки внедрены на АО «Армалит» (акт внедрения, приложение А).

**Основные положения, выносимые на защиту:**

- технология аргонодуговой сварки медных сплавов со сталью 04X20H6Г11М2АФБ;
- структура, композиции металлов подслоя и шва и их фазовый состав, критерии образования межкристаллитных проникновений медного сплава в металл подложки и трещин в нем, трещинообразования и пористости наплавленного металла и металла шва, образования трещин в стали под воздействием меди;
- результаты исследования влияния химического и фазового состава медных сплавов на их магнитную проницаемость;
- технология наплавки уплотнительного поля узлов затворов судовой арматуры из бронзы БрА9Ж4Н4Мц1 коррозионно-стойкой сварочной проволокой Св-МНЖМцТК40-1-1-0,3-0,1. Результаты исследования его качества, герметичности, прочности, коррозионной стойкости.

**Достоверность результатов** обеспечена большим объемом выполненных экспериментов с применением комплекса современных методов исследования. Выводы и рекомендации работы подтверждены результатами испытаний образцов из сварных соединений медных сплавов с азотсодержащей сталью, соединений, полученных наплавкой медно-никелевых сплавов на алюминиевую бронзу, стендовых испытаний корпусов судовой арматуры с наплавленным уплотнительным полем.

**Личный вклад автора** заключается в:

- разработке научно обоснованных композиций металла подслоя и металла шва, обеспечивающих отсутствие недопустимых дефектов в сварных соединениях, требуемые механические и магнитные свойства сварных соединений медных сплавов с азотсодержащими сталями;
- выборе сварочных материалов, разработке режимов и технологии сварки медных сплавов с азотсодержащими сталями и наплавки судовой арматуры из бронзы БрА9Ж4Н4Мц1;
- обработке данных, полученных с применением оптической металлографии, фазового, микрорентгеноспектрального и EBSD- анализов сварных соединений;

- разработке технологической документации и техническом сопровождении сварки образцов соединений медных сплавов с азотсодержащими сталями и наплавки уплотнительных полей узлов затворов опытной партии судовой арматуры.

Результаты диссертационных исследований подготовлены и опубликованы автором диссертации. При совместных работах в составе творческих коллективов все соавторы поименно включены в публикации.

**Апробация результатов работы.** Основные результаты работы докладывались на: Международной ежегодной конференции молодых ученых и специалистов, г. Санкт-Петербург, 2011, 2012, 2013, 2014, 2015, 2016 г.г. ФГУП «ЦНИИ КМ «Прометей»; Международной конференции «Передовые технологии и развитие сварочной науки и практики» (15-18 мая 2012 года, г. Санкт-Петербург, Ленэкспо); 12-й международной конференции «Сварка и диагностика» (г. Екатеринбург, 4-6 декабря 2012 года, Экспо); XI молодежной научно-технической конференции «Взгляд в будущее» (АО «ЦКБ МТ «Рубин», 29-30 мая 2013 г., г. Санкт-Петербург); 15-й международной научно-технической конференции «Сварка и родственные технологии» (г. Екатеринбург, 24-25 ноября 2015 года, Экспо).

**Публикации.** Основное содержание диссертации отражено в 16 печатных работах, в том числе в 3 изданиях, рекомендуемых перечнем ВАК, в 2 изданиях, входящих в международную базу цитирования Scopus и в 4 патентах РФ.

**Структура и объем диссертационной работы.** Диссертационная работа состоит из введения, шести глав, общих выводов, списка литературы из 123 наименований, 1 приложения. Общий объем составляет 147 страниц, включая 81 рисунок и 15 таблиц.

## ГЛАВА 1. ЛИТЕРАТУРНЫЙ ОБЗОР

### 1.1 Особенности соединения меди и ее сплавов со сталями методами сварки и наплавки

Возможность сварки медных сплавов со сталями и наплавки медных сплавов на стали показана в работах [14, 16-37, 44-55, 57, 59, 62-81, 86-89, 120, 121]. В зависимости от требований, предъявляемых к соединению, могут применяться те или иные способы сварки и наплавки.

Основными проблемами сварки медных сплавов со сталями являются значительные различия в температурах плавления, сродство жидкой меди к кислороду, высокая растворимость газов (особенно водорода) в жидкой меди, высокая теплопроводность меди. Тем не менее, процесс сварки меди и ее сплавов со сталью протекает успешно.

Основные физико-химические свойства меди и железа в соответствии с [28] приведены в табл.1.1.

Таблица 1.1 – Основные физико-химические свойства меди и железа

Свойства	Cu	$\alpha$ -Fe
Тип структуры	Гранецентрированная кубическая	Объемноцентрированная кубическая
Удельный вес, г/см <sup>3</sup>	8,93	7,87
Температура плавления, °C	1083	1539
Температура кипения, °C	2600	2740
Удельное электросопротивление при 18 °C, мкОм*см	1,67	9,71
Коэффициент линейного расширения $\alpha \cdot 10^{-6}$ град <sup>-1</sup> (от 0 до 110 °C)	17,0	11,5
Удельная теплоемкость при 20 °C в кал/г* °C	0,092	0,11
Теплопроводность при 0 °C в Вт/см* °C	3,93	0,94
Электрохимический потенциал, В	+0,52	-0,44

В соответствии с [38] при комнатной температуре в равновесном состоянии сплавы меди с железом представляют собой  $\alpha$ -твердый раствор меди в железе,  $\epsilon$ -твердый раствор железа в меди и смесь твердых растворов ( $\alpha + \epsilon$ ) (рис.1.1).

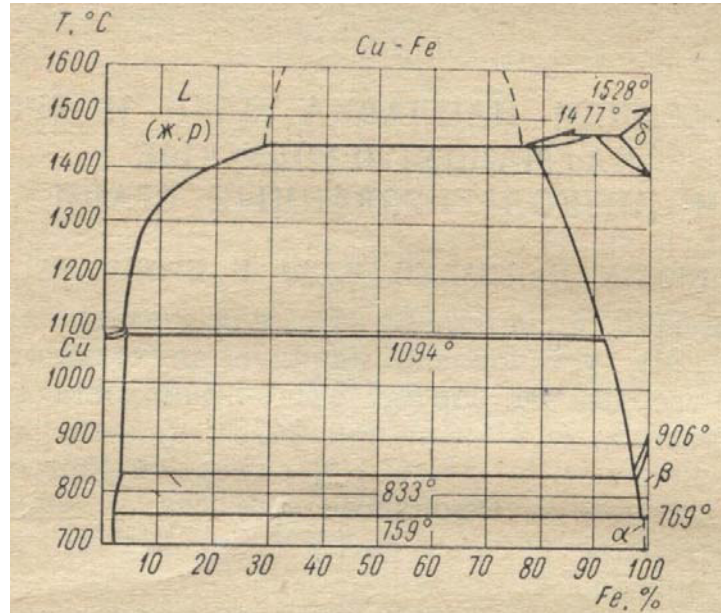


Рисунок 1.1 – Диаграмма состояния бинарной системы железо-медь [38]

Следует отметить, что хотя теоретически растворимость меди в железе при температуре ниже 650 °С очень небольшая, в действительности при комнатной температуре в твердом растворе  $\alpha$ -железом могут находиться значительные количества меди. Максимальная растворимость меди в  $\gamma$ -железе составляет: 8,3% при 1478 °С; ~7,5-8,5% при 1094°С. Растворимость меди в  $\alpha$ -железе составляет ~0,9% при 800 °С; 0,5% при 750°С и 0,3% при 700°С [28].

В [28, 39] указано, что выделение железа из твердого раствора на основе меди в практических условиях не обнаруживается даже при содержании его в меди до 2%, и объясняется это медленным распадом и дисперсностью выделений.

Как указано в [28], даже при наличии в металле наплавки до 2-2,5% железа включения структурно-свободного железа не наблюдаются. Это объясняется тем, что в условиях сварки процесс кристаллизации протекает настолько быстро, что растворившееся в жидкой меди железо может не успеть выделиться из твердого раствора с медью и останется в виде пересыщенного твердого раствора в меди.

На растворимость меди в железе и железа в меди оказывают влияние находящиеся в них легирующие элементы и примеси [40, 42].

Углерод не растворяется в меди. Примесь углерода, находящаяся в стали, несколько уменьшает растворимость меди в твердом железе и создает ограниченную растворимость в жидком состоянии [38, 40, 58].

Марганец, образуя с медью непрерывный ряд твердых растворов, увеличивает растворимость меди в железе [28, 38, 40, 56, 58]. Образуя с железом твердый раствор замещения, марганец расширяет область  $\gamma$ -твердого раствора. Растворимость же меди в  $\gamma$ -твердом растворе выше, чем в  $\alpha$ -твердом растворе. Кроме того, медь с марганцем имеют значительную взаимную растворимость, что способствует внутрикристаллитной диффузии [28, 38, 40, 58].

Кремний хорошо растворяется в меди [40, 56, 58]. Максимальная растворимость кремния в меди составляет 6,7% при температуре 726 °С. С понижением температуры растворимость кремния в меди падает, составляя при комнатной температуре 3-4%. Железо в медно-кремниевых сплавах растворяется ограниченно [42]. Кремний является раскислителем ввиду высокого сродства к кислороду.

В алюминиевых бронзах по данным [43] растворимость железа составляет порядка 2-3%.

Поры в меди и ее сплавах при наплавке на сталь могут образоваться в результате взаимодействия жидкого наплавляемого металла с газами. Газы, особенно водород, обладают большой растворимостью в жидкой меди [14, 44]. Растворившийся в жидкой меди водород взаимодействует с кислородом меди:  $H_2 + Cu_2O = 2Cu + H_2O$ .

Аналогично взаимодействует с кислородом меди и окись углерода:  $CO + Cu_2O = 2CuO + CO_2$ .

Водяные пары и углекислый газ не растворяются в меди, а стремятся выделиться из нее, образуя в ней поры, а иногда и трещины [21, 23, 28].

Водород может образовать в меди поры, не вступая в реакцию с кислородом.

В процессе наплавки образуются растворы закиси меди  $Cu_2O$  в металле наплавки. Твердая медь почти не растворяется в закиси меди, выделяется в виде самостоятельной фазы в составе эвтектики  $Cu-Cu_2O$ . Образующаяся эвтектика обволакивает кристаллы меди, вызывая хрупкость и трещины в наплавленном металле [21, 23, 28].

Приведенные характеристики рассматриваемых элементов и материалов могут

оказывать влияние на процесс формирования металла шва и их необходимо учитывать при разработке технологических процессов сварки для обеспечения получения качественных сварных соединений медных сплавов со сталями.

По данным [45, 46], стойкость металла наплавки против образования трещин снижается и при высоком содержании железа в металле наплавки. Поэтому способ и режим наплавки должны обеспечивать отсутствие попадания в металл наплавки кислорода, водорода и других газов, а также минимальный переход железа из основного металла в металл наплавки.

В соответствии с [45, 46], содержание железа и то, в каком состоянии оно находится в металле наплавки, определяются способами и режимом наплавки. В случае применения способов наплавки, при которых основной металл расплавляется, происходит перемешивание расплавленной стали с жидкой медью, а также протекают физико-химические процессы на межфазной границе, вследствие чего в металл наплавки переходит большое количество железа (от 4 до 60%), и оно будет находиться в структурно-свободном состоянии в виде отдельной фазы. Такой наплавленный металл обладает низкими эксплуатационными свойствами.

Одна из особенностей технологии сварки медных сплавов со сталью обусловлена существенным различием в теплопроводности соединяемых металлов. В связи с тем, что теплопроводность меди значительно больше теплопроводности стали, авторы работ [47, 48, 55, 71, 72] предлагают несколько смещать электрод при сварке в сторону меди. Для обеспечения хорошего формирования швов в работах [47, 48] предложено производить разделку кромок только со стороны медного сплава.

В работах [29, 54, 55, 65, 75] указывается на целесообразность предварительного подогрева соединяемых металлов при электродуговой сварке покрытыми электродами и аргонодуговой сварке. В то же время работами других исследователей было установлено, что при применении этих же способов сварки обеспечивается получение качественных сварных соединений и без предварительного подогрева соединяемых металлов. В работе [29] предлагают после сварки производить термическую обработку сварного соединения.

Сварку меди и медных сплавов со сталями выполняли в нижнем положении [14, 16-37, 44-55, 57, 59, 62-81, 86-89, 120, 121]. В работе [31] отмечено, что ручную дуговую сварку можно выполнять при наклоне изделия до 40-45°. Сведения о сварке

медных сплавов со сталями в других пространственных положениях отсутствуют.

В работах [37, 71, 72] рассмотрен вариант сварки меди со сталями перлитного класса с использованием промежуточной вставки из медно-никелевого сплава. При этом рекомендуется процесс сварки вести со смещением электрода на медную деталь. Промежуточная вставка имела ширину 0,4-0,5 от толщины медной детали, а электрод смещают от торца в медную деталь на величину 0,3-0,4 мм ее толщины.

В работе [50] отмечено, что сварку под флюсом меди со сталью надо вести с минимальным расплавлением стали в связи с отрицательным влиянием железа в медном металле шва на его электро-, теплопроводность и коррозионную стойкость. Для этого рекомендуется разделку кромок выполнять только на медной детали (при приотпущении, равном половине толщины детали), а процесс сварки вести со смещением дуги на медную деталь.

В работах [21, 23] отмечено, что металл шва сварного соединения меди МЗ со сталью Ст4с, выполненного с применением электродов «Комсомолец», содержит большое количество включений фазы, обогащенной железом. Включения располагаются в шве в виде мелких и крупных округлых выделений, а также достаточно круглых и мелких дендритов. Между швом и сталью существует резкая граница, а между швом и медью такая граница отсутствует.

При сварке меди М1 со сталью Х18Н10Т без присадки аргонодуговым способом, как указывают авторы [64], структура шва состоит из твердого раствора меди с включениями железа, достаточно равномерно распределенными по сечению шва. Однако, по мере приближения к стали однородность частиц нарушается и наряду с мелкими, наблюдаются крупные включения. Авторы [81] указывают, что в переходной зоне имеется промежуточная прослойка эвтектического строения, состоящая из меди, сильно обогащенной железом.

В работе [94] указывается, что при сварке электродами марки «Комсомолец» стали Ст3 с медью М0 сварной шов состоит из равномерно распределенных включений  $\alpha$ -фазы, являющейся твердым раствором меди в железе, в поле твердого раствора железа в меди. Такое заключение, как утверждает автор [94], делается на основании анализа диаграммы состояния Fe-Cu. Граница сплавления сталь-шов выявляется очень четко. Между сталью и швом образуется [94] полоска твердого раствора меди в стали шириной 10-30 мкм и микротвердостью 580-620 кг/мм<sup>2</sup>.



В работах [14, 20, 45, 63] исследовано влияние различного количества железа на структуру металла сварного шва.

В работе [45] рассмотрена структура сварного шва сплава меди марки МБ со сталью НЖ при различном содержании железа от 0,2 до 52,1%. В швах, содержащих 0,2-1% Fe, не происходит значительного изменения размеров зерна по сравнению с чистой медью. При ~5% Fe структура металла шва двухфазная и представляет собой сильно измельченные зерна сплава на основе меди, между которыми располагаются частицы сплава на железной основе. Шов с 30-40% Fe состоит из дендритов сплава на основе железа, между осями которых располагается сплав на медной основе. При наличии в шве более 43% Fe по данным [63] металл шва характеризуется весьма выраженной дисперсной структурой.

В работах [19-22] отмечается, что при сварке меди со сталью Ст4 при испытании на растяжение разрушение происходит всегда по меди, причем в 22 образцах из 54 вдали от шва, в 25 образцах по зоне термического влияния и на 7 образцах – по границам сплавления шов-медь. В соединениях стали Ст4 со сплавом МНЖ5-1 [19-22] при испытании на растяжение разрушение чаще всего происходит по основному металлу (сплаву МНЖ5-1) вдали от шва, в отдельных случаях по ЗТВ медно-никелевого сплава.

В соединениях меди М3 со сталью Х18Н10Т [64] разрушение образцов происходит по меди на расстоянии 5-15 мм от шва.

В работе [31] определены механические свойства соединений БрАМц9-2 со сталями Ст3, 45, 09Г2, У8, полученных многослойной аргонодуговой наплавкой этой бронзы на сталь (табл.1.2).

Таблица 1.2 – Временное сопротивление, относительное удлинение и ударная вязкость соединения, полученного наплавкой бронзы БрАМц9-2 на стали

Сталь	$\sigma_b$ , МПа	$\delta$ , %	КСУ, Дж/см <sup>2</sup> (надрез по зоне сплавления)
09Г2	518	30,9	<u>35-60</u> 51
Ст3	445	28,5	<u>35-51</u> 46
45	565	17,9	<u>35-50</u> 38
У8	563	18,6	<u>20-35</u> 31

Показано, что временное сопротивление сплавов и металла шва при увеличении содержания железа в них от 0,2 до 42,9% увеличивается, а при дальнейшем увеличении содержания железа уменьшается; относительное удлинение сплава с увеличением содержания в нем железа от 0,2 до 52,1% уменьшается от 42,4 до 17,1%. Снижение механической прочности и пластичности при наличии в сплаве >43% железа авторы [63] объясняют возникновением дефектов в виде микротрещин, образующихся при кристаллизации шва. В этой работе отмечено, что оптимальные значения временного сопротивления, пластичности и высокую технологическую прочность имеют швы с 5-45% Fe.

В работе [76] также рассмотрено влияние содержания железа в металле шва на его механические свойства при сварке меди М1 со сталью 20 с применением проволоки М1 (табл.1.3). Отмечено, что повышение концентрации железа в металле шва до 16% приводит к увеличению его временного сопротивления. Однако его пластичность ( $\delta$ ) имеет максимум при 6% железа и с дальнейшим повышением концентрации железа более 6% уменьшается.

В работе [68] во избежание образования хрупких фаз авторы рекомендуют содержание железа в металле шва ограничить 12%.

Автор работы [45] показал возможность уменьшения в несколько раз усталостной прочности соединения, полученного наплавкой медного сплава на сталь с расплавлением стали, из-за образования значительного количества фазы на основе железа в наплавленном металле, которые срабатывают при циклическом нагружении, как естественные концентраторы напряжений.

Таблица 1.3 – Прочностные и пластические свойства металла сварного шва с различным содержанием железа

Исследуемый металл	Содержание железа, %	$\sigma_{\text{в}}$ , МПа	$\delta$ , %
Основной металл медь М1	0	210	17
Металл шва	2	230	21
Металл шва	6	290	25
Металл шва	16	340	13

В работах [14, 20, 52] по сварке бронзы БрА9Ж4Н4Мц1 со сталями АБ2 показано, что увеличение степени расплавления стали приводит к снижению ударной вязкости сварных соединений алюминиевых бронз со сталями из-за увеличения в металле шва количества фазы на основе железа ( $\phi$ -фазы), которая характеризуется высокими значениями твердости и временного сопротивления, повышенной хрупкостью и низкой пластичностью и ударной вязкостью. Авторами установлено, что при содержании менее 16% железа (25%  $\phi$ -фазы по площади) в металле шва ударная вязкость сварного соединения при надрезе по границе сплавления сталь-шов составляет 29-39 Дж/см<sup>2</sup>, а характер разрушения образцов становится преимущественно вязким. Показано, что пониженная степень расплавления стали обеспечивает временное сопротивление и ударную вязкость сварных соединений на уровне свойств бронзы.

Таким образом, при наличии значительного количества железа в наплавленном металле или металле шва и, соответственно, значительном количестве фазы на основе железа в нем в случае сильного проплавления стали, возможны образование трещин и заметное снижение механических, коррозионных свойств и работоспособности изделий в целом.

В стали у границы со швом могут образовываться межкристаллитные проникновения медного сплава такие же, как и при наплавке медных сплавов на сталь [4, 7, 12, 23, 24, 33 и др.], длиной от нескольких микрон до нескольких миллиметров.

В настоящее время наиболее обоснованный механизм образования межкристаллитных проникновений медного сплава в сталь, на который ссылаются в России и за рубежом, приведен автором работы [73]. Образование межкристаллитных проникновений в ней объясняется эффектом адсорбционного понижения прочности стальной

поверхности при сварке (наплавке) медного сплава со сталью (на сталь). Он наблюдается при одновременном воздействии следующих факторов:

- 1) наличие напряженного состояния растяжения, обеспечивающего постепенное развитие дефектов;
- 2) наличие жидкого адсорбционно-активного слоя, понижающего поверхностную энергию и имеющего достаточно высокую подвижность и малые размеры частиц для хемосорбции на вновь образующихся поверхностях дефектов;
- 3) образование в процессе смачивания на поверхности стали устойчивых препятствий движению и выходу дислокаций

Автором [73] было также установлено, что на процесс образования таких проникновений влияют:

- 1) химический состав и структура основного металла – наименее подвержены (или не подвержены вовсе) стали ферритного класса, наиболее – стали аустенитного класса;
- 2) химический состав присадочного металла – наименьшие проникновения образуются при использовании медно-никелевых сварочных материалов, наибольшие – при использовании оловянных бронз;
- 3) способ наплавки – проникновения значительно легче образуются при способах сварки со значительным проплавлением стали;
- 4) режим наплавки – проникновения значительно легче образуются с увеличением погонной энергии.

В соответствии с [14, 28, 34] межкристаллитные проникновения более 2 мм могут снижать статическую прочность сварного соединения на 20-30%, а усталостную – на 70% в зависимости от приведенных выше факторов.

В работах [74, 87,88] авторы приводят пример по борьбе с межкристаллитными проникновениями при помощи присадочной проволоки на основе медно-марганцевого сплава типа «Аврора».

На примере [54] и ряда других источников можно сделать вывод о том, что за рубежом для борьбы с межкристаллитными проникновениями используют буферные слои, наплавляемые чистым никелем на сталь или медный сплав, для последующей сварки.

В работах [28, 36] показано, что проникновения могут не образоваться и при наплавке бронзы марки Бр. КМц 3-1 на сталь без её расплавления, так как образующая-

ся в стали кремнистая диффузионная прослойка со структурой легированного феррита препятствует межкристаллитному проникновению.

## **1.2 Обзор информации по сварке медных сплавов с азотсодержащими сталями**

Информация по сварке медных сплавов с азотсодержащими сталями в литературе отсутствует.

Известны лишь работы авторов [78-80] по наплавке медных сплавов на азотсодержащие стали НН-3 и НН-3Б, близкие по составу к стали 04X20H6Г11M2АФБ. Основной проблемой, описанной в этих работах, являлась борьба с глубокими межкристаллитными проникновениями медного сплава в сталь применением аустенитно-ферритных подслоев, обеспечивающих снижение поверхностно-активного воздействия медных сплавов на сталь.

По мнению авторов [78-80], при сварке медных сплавов со сталями в случае использования аустенитно-ферритных подслоев, наплавленных на стали, на проникновение медных сплавов в сталь влияют несколько важных характеристик. Как указывают эти авторы, во-первых, это содержание ферритной фазы в наплавленном металле. Именно оно, как показали исследования, ответственно за предотвращение проникновений медного сплава в сталь. Так, для сплава МНЖКТ5-1-0,2-0,2 это содержание находится в пределах 4—5% при использовании подслоя 07X25H12Г2Т (наплавка на пластины из стали 0X20H4Г10БА).

Второй важной характеристикой является жесткость конструкции, с повышением которой возрастает уровень растягивающих напряжений в поверхностном наплавленном слое. С увеличением жесткости конструкции количество ферритной фазы, необходимой для предотвращения образования глубоких проникновений, должно увеличиваться. К примеру, экспериментальные данные показывают, что оптимальное содержание ферритной фазы в подслое 07X25H12Г2Т, наплавленном на вал, составляет для сплава МНЖКТ5-1-0,2-0,2 уже 6—9% [78-80].

Третья важная характеристика, определяющая проникновение медных сплавов, — структура феррита. По данным [78-80] проникновения полностью устраняются при наличии игольчатой формы феррита, для менее активных сплавов достаточно нали-

чия феррита капельной формы. При наличии в подслое феррита только дендритной или полиэдрической формы проникновения медных сплавов в сталь не предотвращаются. По мнению авторов [78-80], это объясняется тем, что наличие игольчатого феррита в стали вызывает сжимающие напряжения и снижает склонность к проникновению медных сплавов в сталь при наплавке.

В соответствии с [79, 80], наиболее простой вариант получения игольчатого феррита отмечается для проволоки Св-08Х20Н9С2БТЮ (ЭП-156). В стали 08Х20Н9С2БТЮ игольчатый феррит фиксируется даже при наплавке с подогревом до 300 °С. В стали 08Х19Н9Ф2С2 (ЭИ-606) игольчатый феррит фиксируется при наплавке без предварительного подогрева изделия и с охлаждением (до температуры 50С) каждого валика перед наплавкой последующего. В подслое из стали 07Х25Н12Г2Т получение игольчатого феррита возможно при его резком охлаждении водой.

Следует отметить, что возможность принципиального применения аустенитно-ферритных подслоев для сварки медных сплавов с аустенитными сталями описывали еще в своих работах авторы [29, 51]. Авторы работы [81] утверждают, что при сварке медного сплава со сталью аустенитного класса типа 18-8 ферритной фазы в ней должно быть не менее 2,5% во избежание трещин от воздействия медного сплава.

В работе [82] отмечено, что в целом при дуговой сварке многих аустенитных сталей и сплавов появляются околошовные межкристаллические трещины. Образуются они чаще при сварке литых, а не деформированных сталей и сплавов и поражают скорее крупнозернистый, чем мелкозернистый металл. Околошовные трещины бывают следующих типов:

а) трещины, вызываемые наличием легкоплавких составляющих в металле шва и перешедшие из шва в околошовную зону;

б) трещины, вызванные наличием легкоплавких соединений в свариваемом металле и берущие начало в участке перегрева околошовной зоны;

в) трещины, залегающие по строчечным включениям второй фазы вдоль направления проката. Эти трещины не могут быть названными кристаллизационными, поскольку они образуются по границам зёрен, не доведённым до оплавления при сварочном нагреве.

Склонность аустенитной стали к околошовным горячим трещинам зависит от природы стали и способа её производства. По мнению автора работы [82], одним из

способов повышения трещиностойкости стали является электрошлаковый переплав [82].

В работе [83] показано, что при наличии растягивающих напряжений растяжения следы жидкой меди на поверхности стали могут вызывать образование трещин в азотсодержащей аустенитной стали марки 12X17Г9АН4. Факт возможности образования трещин в сталях при наплавке медного сплава на стали описывается и в зарубежных изданиях [84, 85].

При этом следует отметить, что в литературе при решении вопроса получения качественных сварных соединений медных сплавов с азотсодержащими сталями не отражена информация о получении такого, но маломагнитного сварного соединения с магнитной проницаемостью меньше 1,01. Все приведенные варианты решения проблемы сварки этих материалов не обеспечивают необходимой магнитной проницаемости.

В соответствии с [81] азот практически не растворим в меди как в жидком, так и в твердом и не взаимодействует с ней, поэтому он при сварке не может быть причиной образования соединений на основе меди или порообразования. Однако, в медно-никелевых сплавах, особенно при больших содержаниях никеля, азот может вызвать образование пор, так как никель в определённой мере растворяет азот.

### **1.3 Магнитные свойства медных сплавов. Влияние химического состава на их магнитную проницаемость**

В соответствии с [40, 90, 91], магнитные свойства сплавов на основе меди зависят от их состава, структуры, условий литья, скорости затвердевания, термической обработки и др.

Авторы [40] указывают, что медь немагнитна, но на ее магнитные свойства существенное влияние оказывает примесь железа (табл. 1.4).

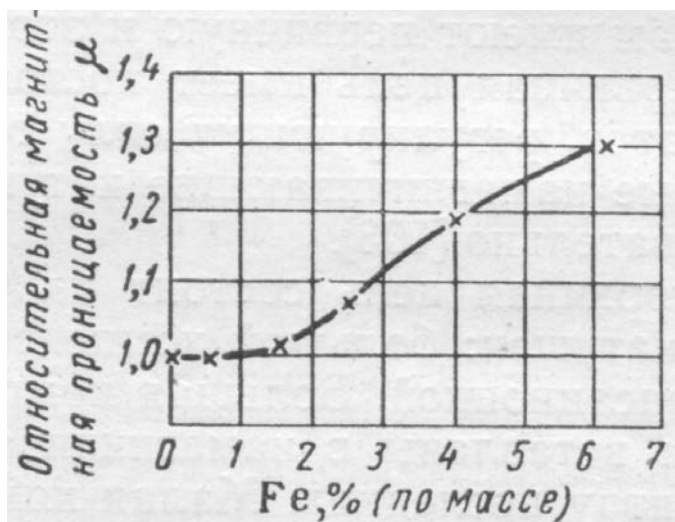
Авторы [46, 90-92] также отмечают, что железо оказывает наибольшее влияние на магнитную проницаемость медного сплава. Зависимость магнитной проницаемости медного сплава от содержания в нем железа приведена на рис. 1.2.

В соответствии с [90, 91 и др.] установлено, что для достижения магнитной проницаемости медного сплава не более 1,01 содержание железа не должно превышать 0,5%.

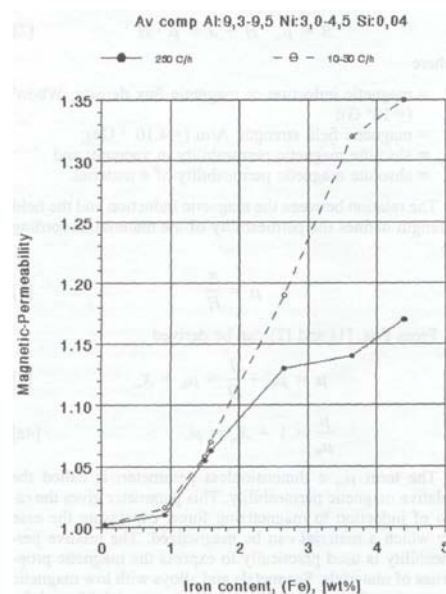
Таблица 1.4 – Магнитная восприимчивость кислородсодержащей меди при температуре 20°C в зависимости от содержания примеси и вида обработки [40]

Fe, %	$\chi \cdot 10^{-6}$	
	Отжиг	Отжиг и холодная прокатка
0,01	-0,1	-0,1
0,15	0,1	6,1
0,3	0,3	17,0
0,85	2,1	520

При этом следует отметить, что в работе [46] авторы утверждают о немагнитности сварного шва при содержании в нем железа не более 3-4%.



а



б

Рисунок 1.2 – Зависимость магнитной проницаемости медного сплава от содержания в нем железа (а – по [90], б – по [91]).



Влияние на магнитную проницаемость никеля незначительно [90]. На рис. 1.3 приведена зависимость магнитной проницаемости медного сплава от содержания в нем никеля по [90].

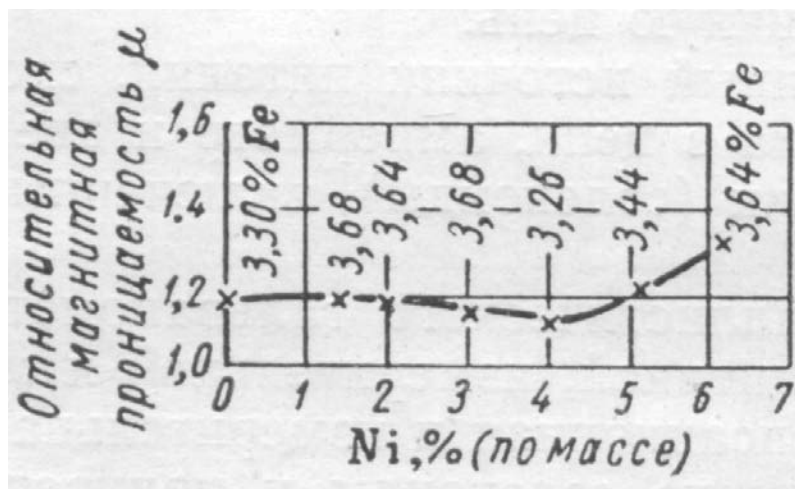


Рисунок 1.3 – Зависимость магнитной проницаемости медного сплава от содержания в нем никеля [90].

Однако следует отметить, что в соответствии с [38, 40, 56 и др.] диаграмма медь-никель имеет зону с магнитным превращением, т.е. при содержаниях никеля, близким к 70%, магнитная проницаемость будет значительно больше 1,01 (рис. 1.4).

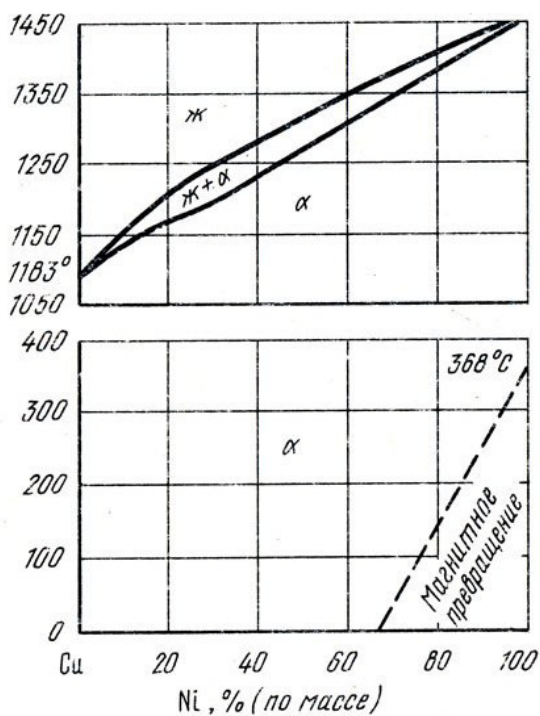


Рисунок 1.4 – Диаграмма медь-никель [38]

Влияние марганца на магнитную проницаемость изучено недостаточно [90]. Так, при незначительных содержаниях он не оказывает влияния на магнитную проницаемость, но при содержаниях марганца 15% и более, например, в сплавах типа Новостон, Суперстон-70 является более значительным. Если магнитная проницаемость бронзы типа БрА9Ж4Н4Мц1 может достигать максимальной магнитной проницаемости 1,4 [90] или до 2,0 в соответствии с [91], то магнитная проницаемость марганцово-алюминиевой бронзы типа Новостон, содержащей железа и никеля почти в два раза меньше, может достигать 15 [92].

В работе [93] установлено, что при нагреве в системе сплавов Cu-Al-Mn может заметно возрасти магнитная проницаемость, что связано с образованием ферромагнитной фазы Гейслера на основе  $Cu_2MnAl$ . Эта фаза является разновидностью  $\beta$ -фазы системы Cu-Al-Mn. При содержании марганца 8-9% точка Кюри фазы типа Гейслера лежит вблизи комнатной температуры.

Магнитная проницаемость материала снижается с увеличением напряженности поля. На примере алюминиевой бронзы это свойство показано авторами [90] как для литого состояния, так и для деформированного.

На основе анализа литературных данных можно сделать вывод о том, что информации по магнитным свойствам наплавленного металла и сварных соединений практически нет, то есть данный вопрос практически не исследован.

#### **1.4 Анализ данных по проблеме увеличения сроков эксплуатации узлов затворов судовой арматуры систем забортной воды**

Судовая арматура систем забортной воды является составной частью оборудования энергетических установок и судовых систем и функционально выполняет все задачи по обеспечению управления судами и их живучести.

Для трубопроводов систем забортной воды из меди и ее сплавов наиболее целесообразно использовать арматуру из алюминийно-никелевых бронз, так как она обладает достаточно высокими прочностными, литейными и коррозионными свойствами [1-5, 7, 100, 111]. Однако из-за склонности этих бронз к язвенной коррозии и недостаточной стойкости к струевой коррозии район наиболее интенсивного коррозионного

воздействия – уплотнительное поле узла затвора – требует дополнительной защиты от воздействия морской воды [1, 95-98,111, 112].

Анализ литературы в России и в мире показал, что наиболее целесообразно использовать нанесение покрытия на уплотнительное поле арматуры для дополнительной защиты от воздействия морской воды. В работах [94, 96-98, 101-106] для нанесения таких коррозионно-стойких покрытий используют различные методы и способы: электродуговая, плазменная и лазерная наплавка; напыление; осаждение; электролиз.

Исследователи в работе [94] получают коррозионно-стойкое покрытие NiP на медно-никелевом сплаве методом электролиза. Однако, они при этом отмечают, что в покрытии наблюдаются дефекты в виде трещин.

В работах [96, 97] авторы предлагают вариант технологии аргонодуговой наплавки арматуры сварочным материалом на основе медно-никелевого сплава марки Св-МНМцАЖВТН640-2-1,5-1,4 (МН40С), обеспечивающий получение уплотнительного поля с высокими коррозионными и повышенными антифрикционными свойствами. Однако, как показала практика в дальнейшем, у этого сварочного материала есть недостаток – малая технологичность материала. Такой высоколегированный состав требует строгого соблюдения технологии наплавки, так как её отклонение приводит к образованию трещин в наплавленном слое.

В работах [98] авторы исследовали процесс аргонодуговой наплавки сплава марки МНМц40-1,5 на бронзу марки Бр.А9Ж4Н4Мц1. Ими было установлено, что аргонодуговую наплавку медно-никелевого сплава на алюминиево-никелевую бронзу для получения качественных соединений следует выполнять на переменном токе на минимальной погонной энергии.

Исследователями в работе [98] была предложена сварочная проволока состава, мас. %: никель 34,0-43,0; железо 0,5-1,4; марганец 0,8-1,6; титан 0,12- 0,4; кремний 0,05-0,15; медь остальное, которая может быть использована при сварке и наплавке изделий из медно-никелевых сплавов, в том числе эксплуатирующихся в морской воде (теплообменные аппараты, трубопроводы, арматура и др.), в процессе их изготовления или ремонта. При этом в данной работе исследователи отмечают, что проволока марки МНМц40-1,5 в сравнении с разработанной обладает существенно более низкими сварочно-технологическими свойствами.

В работах [105-111] для получения коррозионно-эрозионно стойких покрытий на уплотнительных деталях арматуры предлагают использовать стеллиты, сплав системы Ni-Cr-B-Si, стали типа 10X16H9C9Г и 10X17H8M5C5Г4Б. Однако для наплавки этих сплавов и сталей необходимо применять значительный подогрев до 750<sup>0</sup> С.

Таким образом, в настоящее время вопрос выбора сварочных материалов и разработки технологии наплавки судовой арматуры из алюминиевой бронзы является актуальным и не до конца решенным. При этом наилучшим вариантом сварочного материала из рассмотренных является коррозионно-стойкий медно-никелевый сплав.

### **1.5 Постановка цели и задач исследования**

Проведенный анализ литературных данных показал, что особенности сварки медных сплавов с азотсодержащей сталью 04X20H6Г11M2АФБ не отражены в литературе и документации ни в России, ни за рубежом.

Существующая информация по магнитной проницаемости медных сплавов ограничена. Также практически не исследовались магнитные свойства наплавленного металла, металла шва и сварных соединений этих материалов. Требуется более детальное изучение информации по влиянию химического и фазового состава на магнитную проницаемость медных сплавов.

Рассмотренные в литературе технологии наплавки медных сплавов на азотсодержащие стали не ставили задачу обеспечить одновременно механические свойства и магнитную проницаемость такого соединения  $\mu < 1,01$ . Также не отражена принципиальная возможность получения разнородных соединений медных сплавов со сталями, полученных сваркой и наплавкой, обеспечивающих получение с требованиями только магнитной проницаемости такого соединения  $\mu < 1,01$ .

Влияние азота, содержащегося в азотсодержащих сталях, на качество и свойства различных зон разнородных сварных соединений медных сплавов с этими сталями практически не исследовано. Найдено незначительное количество данных по влиянию других элементов аустенитных азотсодержащих сталей на формирование состава, структуры и свойств таких сварных соединений.

Следует отметить, что имеющиеся на сегодняшний день результаты исследований в области образования межкристаллитных проникновений в азотсодержащих сталях аустенитного класса НН-3 и НН-3Б в случае наплавки на них медных сплавов, показывают, что они могут заметно повлиять на работоспособность конструкции. При этом средства борьбы с ними рассмотрены в литературе очень ограничено, в виде применения нескольких аустенитно-ферритных проволок для наплавки подслоев на сталь. При этом требуется более детальное исследование химического и фазового состава этих подслоев, являющихся обоснованием применения этого рода материалов.

По причине применения в подобных сварных соединениях азотсодержащих сталей аустенитного класса с особым составом, отличающимся не только от сталей других структурных классов, но и от сталей аустенитного класса, применяющихся на сегодняшний день, предъявления особых требований по магнитной проницаемости, отсутствия данных по формированию состава, структуры и свойств таких сварных соединений и выбору сварочных материалов для проектирования и изготовления перспективных заказов, возникает необходимость проведения исследований в области сварки медных сплавов с азотсодержащими сталями.

Другой вопрос необходимого для судостроения увеличения ресурса арматуры забортной воды из бронзы БрА9Ж4Н4Мц1 также не является решенным. Из рассмотренной литературы можно сделать вывод о том, что наиболее качественным, долговечным и производительным решением являются методы наплавки уплотнительных полей новым коррозионно-стойким медно-никелевым сплавом узлов затворов этой арматуры. Основной проблемой является выбор нового сварочного материала и разработка технологии его наплавки на бронзу.

На основании вышесказанного целью настоящей работы является разработка технологии аргонодуговой сварки медных сплавов с азотсодержащей сталью аустенитного класса 04Х20Н6Г11М2АФБ для изготовления изделий судового машиностроения и повышение коррозионной стойкости судовой арматуры систем забортной воды из бронзы БрА9Ж4Н4Мц1 перспективных заказов морской техники.

В работе также поставлена задача по разработке таких технологий, которые будут применяться как для сварки медных сплавов с азотсодержащей сталью 04Х20Н6Г11М2АФБ для изготовления маломагнитных арматурных узлов трения, так

и для наплавки арматуры забортной воды из бронзы БрА9Ж4Н4Мц1.

С учетом выполненного литературного обзора могут быть сформулированы задачи исследования:

- 1) исследование особенностей и разработка принципиальной технологии сварки медных сплавов со сталью 04Х20Н6Г11М2АФБ;
- 2) разработка композиции металла подслоя и технологии его наплавки на основной металл;
- 3) выбор композиции сварочной проволоки и разработка технологии сварки подслоя с основным металлом;
- 4) исследование качества рассматриваемых сварных соединений, их структур, механических, магнитных и коррозионных свойств наплавленного металла;
- 5) разработка технологии наплавки уплотнительных поверхностей узлов затворов судовой арматуры из бронзы БрА9Ж4Н4Мц1.

## ГЛАВА 2. МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЙ

Химический состав материалов, используемых в работе, приведен в таблице 2.1.

Таблица 2.1 – Химический состав материалов, используемых в работе

Исследуемый металл	Содержание элементов, % по массе													Примеси, не более, %	
	C	N	Al	Cr	Mn	Ni	V	Ti	Fe	Nb	Mo	Si	Cu	S	P
МНЖ 5-1 (основной металл)	-	-		-	0,85	5,49	-	-	1,13	-	-	0,09	Ост.	0,01	0,04
БрАЖНМ ц9-4-4-1 (основной металл)	-	-	9,12	-	1,07	4,57	-	-	4,34	-	-	0,07	Ост.	-	-
БрАМц9-2 (основной металл)	-	-	8,92	-	1,51	-	-	-	0,10	-	-	0,13	Ост.	-	-
Сталь 04Х20Н6 Г11М2А ФБ (основной металл)	0,03	0,46		21,57	10,69	5,85	0,18	-	Ост	0,12	1,5	0,40	-	0,01	0,025
МНЖКТ 5-1-0,2-0,2 (присадочный металл)	-	-		-	0,54	5,70	-	0,21	1,32	-	-	0,26	Ост.	-	-
ЭП-263Ш (Св-08Х32Н8Ш) (присадочный металл)	0,07	-		31,51	0,43	8,01	-	0,12	Ост	-	-	0,54	-	0,02	0,035
БрАЖНМ ц8,5-4-5-1,5 (присадочный металл)	-	-	8,56	-	1,20	4,84	0,01	-	3,85	-	-	0,11	Ост	-	-

Исследуемый металл	Содержание элементов, % по массе													Примеси, не более, %	
	C	N	Al	Cr	Mn	Ni	V	Ti	Fe	Nb	Mo	Si	Cu	S	P
Св-02Х20Н7 2ГЗБЗ (присадочный металл)	0,02	-	-	19,34	2,51	Ост	-	-	2,77	2,69	-	0,43	0,32	0,02	-
Св-02Х22Н6 4М9БЗ (присадочный металл)	0,03	-	-	21,87	0,12	Ост	-	-	0,21	3,42	9,13	0,32	-	0,02	-
LNT NiCr 60/20 (присадочный металл)	0,03	-	-	21,11	0,10	Ост	-	-	0,40	3,57	9,0	0,13	-	-	-
Монель (НМЖМц 28-2,5- 1,5) (присадочный металл)	0,09	-	-	-	1,32	Ост	-	-	2,64	-	-	0,03	27,82	-	-
Никель НП1 (присадочный металл)	0,01	-	-	-	-	Ост	-	-	0,02	-	-	0,02	-	-	-
Сплав «Аврора» (присадочный металл)	-	-	-	0,22	37,13	1,78	-	-	1,05	-	-	0,59	Ост.	-	-
БрКМц3- 1 (присадочный металл)	-	-	-	-	1,23	0,12	-	-	0,15	-	-	3,22	Ост	-	-



Механические свойства основного металла приведены в таблице 2.2.

Таблица 2.2 – Механические свойства свариваемых материалов

Марка сплава	$\sigma_b$ , МПа	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\delta_5$ , %
	не менее		
Медно-никелевый сплав МНЖ 5-1	250	78,5 (не предусмотре- но стандартами)	30
Сталь 04X20H6Г11M2АФБ	850	760	20
Бронза марки БрАЖНМц9-4-4-1 (БрА9Ж4Н4Мц1)	560	190	15
Бронза марки БрАМц9-2	430	170	15

Изготовление шлифов проводили в соответствии с РД 5.9555-74 «Металлы и сплавы. Изготовление и травление металлографических микрошлифов». Шлифование и полирование образцов проводили на установке "Sapfir" с использованием шлифовальной пленки и абразивных суспензий. Скорость вращения диска со шлифовальной шкуркой ~ 1000 об/мин.

Травление шлифов на азотсодержащую сталь и никелевые сплавы производилось электролитически в 10% растворе щавелевой кислоты.

Травление шлифов на медные сплавы производилось в смеси кислот концентрированных уксусной, азотной и ацетоне особо чистом.

Металлографические исследования проводили на микрошлифах с использованием световых инвертированных металлографических микроскопов AxioObserver (Zeiss), или «Axiovert» 40 MAT, оснащенных цифровыми видеокамерами и системами

ввода изображений VS СТТ 205С, при увеличении 100, 200 и 500 крат в соответствии с ГОСТ 5640.

Оценка размеров зерен проводилась по ГОСТ 5639, а также методами количественной металлографии, для которой используется анализатор изображения «Слемех» на шлифах после травления.

Магнитная проницаемость образцов исследовалась индукционно-импульсным методом на цилиндрических образцах в соответствии с РД5.9197 и магнитным методом по методике измерения относительной магнитной проницаемости №261.0343/01.00258/2014 с использованием магнетоскопа 1,069 (с накладным датчиком локального типа) фирмы Institut Dr. Foerster по микрошлифам сварных соединений.

Фрактографические исследования морфологии, распределения фаз, их химического состава, характера разрушения образцов методами растровой электронной микроскопии выполнялись с применением SEM «Philips-535».

Для количественного кристаллографического анализа микроструктуры методом дифракции обратно рассеянных электронов (EBSD) использовался сканирующий электронный микроскоп Quanta 200 3D, оснащенный анализатором обратно рассеянных электронов.

Для определения механических свойств при растяжении использовалась разрывная машина ZwickZ250.

Характеристики испытательной машины ZWICK Z250:

- Номинальная нагрузка 250 кН;
- Скорость испытаний 0,0005...1000 мм/мин вплоть до номинальной нагрузки;
- Высокоточное перемещение. Класс точности 1: 500 Н – 250 кН. Класс точности 0,5: 2500 Н – 250 кН в каждом случае по EN ISO 7500-1. Разрешение +/- 456.000 разрядов за 100 мс.

При испытаниях определяли следующие механические характеристики: предел текучести, предел прочности, относительное удлинение, относительное сужение.

Испытания на ударный изгиб проводили на маятниковом копре «Metrocom». Обработку, анализ и оценку результатов испытаний выполняли по ГОСТ 9454-78.

Определение твердости проводили на твердомере Роквелла по ГОСТ 9013.

Испытания на общую коррозию выполняли на образцах №2 (рис.2.1) размером  $5 \times 30 \times 50$  мм с отверстием для подвески  $\varnothing 2,5$  мм. Образцы имели шлифованную поверхность, полученную с применением абразива 80-Н по ГОСТ 3647. Площадь рабочей поверхности составляла  $3800 \text{ мм}^2$ .

Перед непосредственными испытаниями образцы зачищались ластиком, обезжиривались этиловым спиртом и взвешивались с применением лабораторных электронных весов марки RV214 с погрешностью  $0,2 \text{ мг}$ .

В процессе проведения испытаний образцы погружались в стакан стеклянный лабораторный ёмкостью  $300 \text{ мл}$  по ГОСТ 25336, заполненный водным раствором с  $3,5\% \text{ NaCl}$ . Образцы выдерживались в нем заданное время  $1000$  часов без перемешивания и при комнатной температуре. После завершения выдержки образцы извлекались, очищались от продуктов коррозии и повторно взвешивались.

Оценку скорости общей коррозии выполняли по весовым потерям.

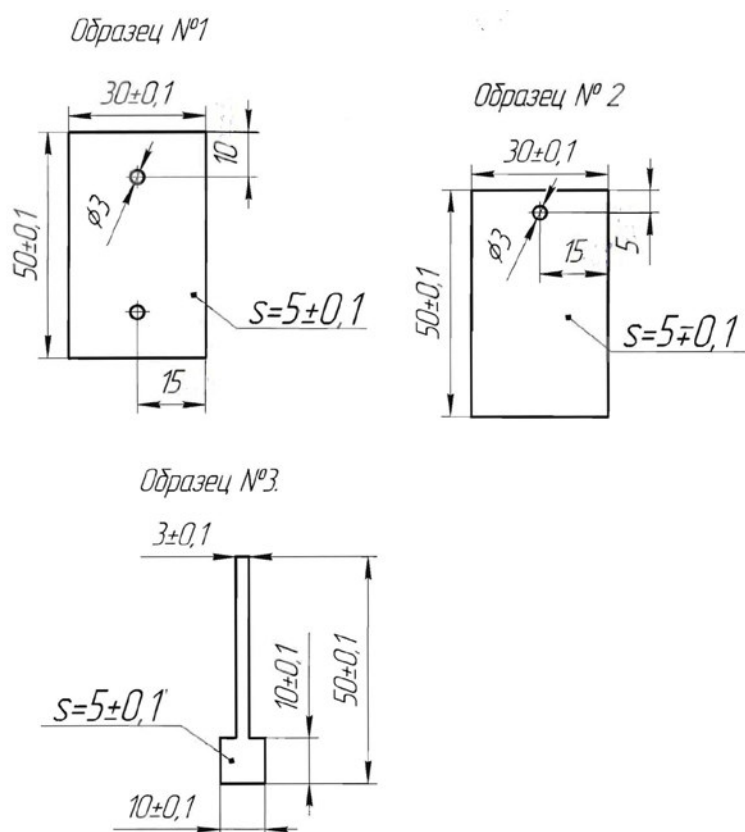


Рисунок 2.1 - Образцы для коррозионных испытаний:

- образец №1- образец для испытания на струевую коррозию;
- образец №2- образец для испытания на общую и избирательную коррозии;
- образец №3- образец для испытания на питтинговую коррозию и определение электродного потенциала;

Определение потенциала коррозии металла выполняли на образцах №3 (рис.2.1), на лопатке 5×10×10 мм с хвостовиком 50 мм. Перед испытаниями хвостовик образца покрывался воско-канифольным компаундом для изоляции. Перед погружением образцы зачищались ластиком и обезжиривались этиловым спиртом.

Испытания образцов проходили при полном погружении образцов в водный раствор 3.5% NaCl при комнатной температуре без перемешивания.

Экспозиция испытания составляла не менее 1000 часов. Замеры потенциалов производили через 3 – 4 суток и смене рабочего раствора после каждого замера.

Для проведения испытаний на стойкость против струевой коррозии использовались плоские образцы №1 (рис.2.1) со шлифованной поверхностью размером 5×30×50 мм с двумя отверстиями для крепежа  $\varnothing$  2,5 мм. Поверхность образцов была частично закрыта эпоксидной смолой и изолирована водостойким скотчем. Площадь рабочей поверхности составляла около 1745 мм<sup>2</sup>. Образцы непосредственно перед испытаниями зачищались ластиком и обезжиривались этиловым спиртом. Испытания образцов проводились при их полном погружении в водный раствор 3.5% NaCl при комнатной температуре и расчётной скорости обтекания поверхности не менее 3 м/сек. Экспозиция испытаний составила 100 часов. Движение жидкости осуществляли с применением мешалки электромеханической RW28 со скоростью до 1200 об/мин. Скорость коррозии определяли путем взвешивания образцов до и после испытаний на электронных весах марки RV214.

Испытания на питтинговую коррозию выполняли в спокойном водном растворе 3,5% NaCl при комнатной температуре на образцах размером 5×10×50 мм (рис. 2.1, образец №2). Длительность испытаний составила 1000 часов. Дополнительно на питтинговую коррозию также были испытаны образцы в виде лопатки (рис.2.1, образец №3) в контакте с пластинками из меди марки МЗ. Соотношение площадей рабочих поверхностей составляло 1:25, 2:25, 3:25 и 4:25. Один образец-лопатка был оставлен в качестве «свидетеля» для оценки состояния поверхности. После выдержки в течение 1000 часов образцы извлекались из емкости с раствором и визуально осматривались с применением лупы увеличением  $\times 7$  по ГОСТ 25706.

Испытания на избирательную коррозию выполнялись на образцах размером 5×30×50 мм (рис.2.1, образец №2) из металла, наплавленного медно-никелевой проволокой марки Св-МНЖМцТК40-1-1-0,3-0,1.

Испытания проводились погружением образцов в спокойный водный раствор 3,5% NaCl, нагретый до 70 °С, на 100 часов.

После выдержки в течение 100 часов образцы извлекались из емкости с раствором и визуально осматривались с применением микроскопа МБС-2 увеличением в 50–80 раз. Об избирательной коррозии свидетельствует изменение цвета части (большой части, реже – всей) поверхности образца вследствие образования тёмно - красного хлопьевидного «узора», чётко фиксируемого при увеличении в 50–100 раз.

Для сварки использовались источники питания Taurus 351 Basic FDG и Faltig 400 AC/DC.

Для наплавки клапанов в автоматизированном режиме использовалась аппаратура ПКТБА-УН-25-300-А, включающая вращатель сварочный с планшайбой, опору, колонну, консоль, навесное оборудование, пульт дистанционного управления, регулятор расхода газа У-30/Ar40, а также источник питания Taurus 351 Basic FDG и автономный блок принудительного охлаждения BeCool 2.2 Sensor.

Для сварки ручным аргонодуговым способом применялись лантанированные электроды диаметром 3,2 мм и 4 мм с содержанием 1,5% оксида лантана La<sub>2</sub>O<sub>3</sub>.

Прутки из медных сплавов для сварки и наплавки использовались химически травленные. Все используемые прутки перед сваркой зачищались от грязи ветошью и обезжиривались ацетоном.

Основной металл перед сваркой зачищался от окалины механически. От грязи и воды зачистка производилась ветошью, обезжиривание производилось ацетоном.

### **ГЛАВА 3. ИССЛЕДОВАНИЕ ВОЗМОЖНОСТИ НЕПОСРЕДСТВЕННОЙ СВАРКИ МЕДНЫХ СПЛАВОВ СО СТАЛЬЮ 04X20H6Г11M2АФБ**

Для проверки возможности сварки сплава марки МНЖ 5-1 с азотсодержащей аустенитной сталью марки 04X20H6Г11M2АФБ предварительно отработывалась технология наплавки сварочной проволоки МНЖКТ5-1-0,2-0,2 (предназначенной для сварки сплавов МНЖ5-1 со сталями [21, 23, 27]) на эту сталь ручным аргонодуговым способом неплавящимся электродом сварочной проволоки этой марки диаметром 2 мм и 3 мм на стальные заготовки толщиной 5 мм, 10 мм и 13 мм, в том числе для изготовления опытных образцов. Наплавка производилась двумя способами: с расплавлением стали и практически без расплавления стали с применением приёмов наплавки полунезависимой дугой, заключающихся в ведении процесса наплавки таким образом, чтобы дуга горела между слоем жидкого медного сплава и электродом, практически не расплавляя сталь [31].

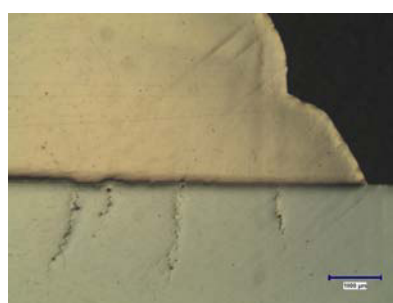
Наплавку с расплавлением стали производили на следующих режимах: ток 160-220 А, напряжение на дуге 14-16 В, расход аргона 10 л/мин. На приведенных режимах были наплавлены по 3 валика с перекрытием в 1 слой. Наблюдались следующие особенности процесса, не характерные для наплавки на углеродистые стали и стали аустенитного класса, не легированные азотом: сильное разбрызгивание, шипение, потрескивание и испарение аэрозоля белого цвета. При этом формирование валиков и сплавление со сталью хорошее. Дефектов в виде трещин в шве и околошовной зоне, значительной пористости, свищей при оценке качества внешним осмотром нет.

По второму варианту были наплавлены полунезависимой дугой 2 валика с перекрытием непосредственно на сталь практически без её расплавления (полунезависимой дугой) и один валик вторым слоем с расплавлением первого слоя. Наплавка производилась сварочной проволоки МНЖКТ 5-1-0,2-0,2 на токе 140-170 А при напряжении на дуге 14-15 В и расходе аргона 9-10 л/мин. В отличие от процесса наплавки с расплавлением стали процесс шёл хорошо, без шипения, испарения и разбрызгивания, визуальных особенностей процесса не наблюдалось. Формирование валиков хорошее. Дефектов в виде трещин в шве и околошовной зоне, сплошной пористости, свищей при оценке качества внешним осмотром не обнаружено.

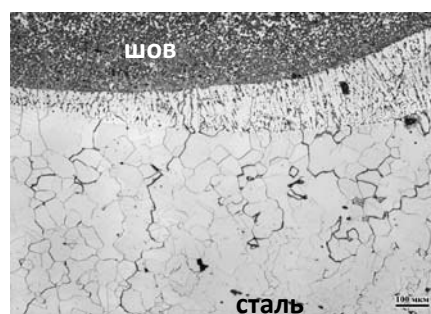
Таким образом, по итогам опытной наплавки сварочной проволоки МНЖКТ 5-1-0,2-0,2 непосредственно на азотсодержащую сталь 04X20H6Г11M2АФБ способами с расплавлением и с незначительным расплавлением стали (полунезависимой дугой) можно сделать вывод о том, что при наплавке с расплавлением стали, несмотря на хорошее формирование внешнего вида валиков и отсутствия дефектов в виде трещин, пор, свищей, несплавлений, процесс наплавки протекает с необычными особенностями по сравнению с наплавкой на стали, не легированные азотом: разбрызгивание, шипение и заметное испарением белого газа, которые увеличиваются с увеличением сварочного тока и проплавления стали, что может быть вызвано испарением азота. Процесс наплавки полунезависимой дугой протекает без каких-либо внешних особенностей и даёт как хорошее формирование, так и отсутствие каких-либо внешних дефектов.

Поэтому по внешним качествам процесса можно сделать вывод о предпочтительности ведения сварочных работ с минимальным расплавлением стали.

Металлографическое исследование шлифов показало наличие в околошовной зоне стали при обоих способах наплавки (особенно при наплавке с расплавлением стали) большого количества межкристаллитных проникновений и дефектов, похожих на трещины, шириной до 50 мкм перпендикулярно границе сплавления. Они начинаются в зоне сплавления металла наплавки со сталью и достигают местами протяженности более 2 мм (рис. 3.1 а, б).



а)



б)

Рисунок 3.1 – Дефекты, похожие на трещины, образовавшиеся в стали при наплавке проволоки марки МНЖКТ 5-1-0,2-0,2 непосредственно на сталь марки 04X20H6Г11M2АФБ:

а - наплавка практически без расплавления стали (полунезависимой дугой)

б - наплавка с расплавлением стали

При наплавке с расплавлением стали помимо дефектов, похожих на трещины, выявлена пористость в наплавленном металле, по-видимому, из-за сильного газовыделения азота из стали. При наплавке с расплавлением стали следует отметить большую протяжённость межкристаллитных проникновений (рис. 3.2), что характерно для сталей аустенитного класса, а также крупные кристаллизационные прослойки вдоль границы сплавления и отдельные железистые составляющие по сечению металла шва, что характерно для сварки с расплавлением стали.

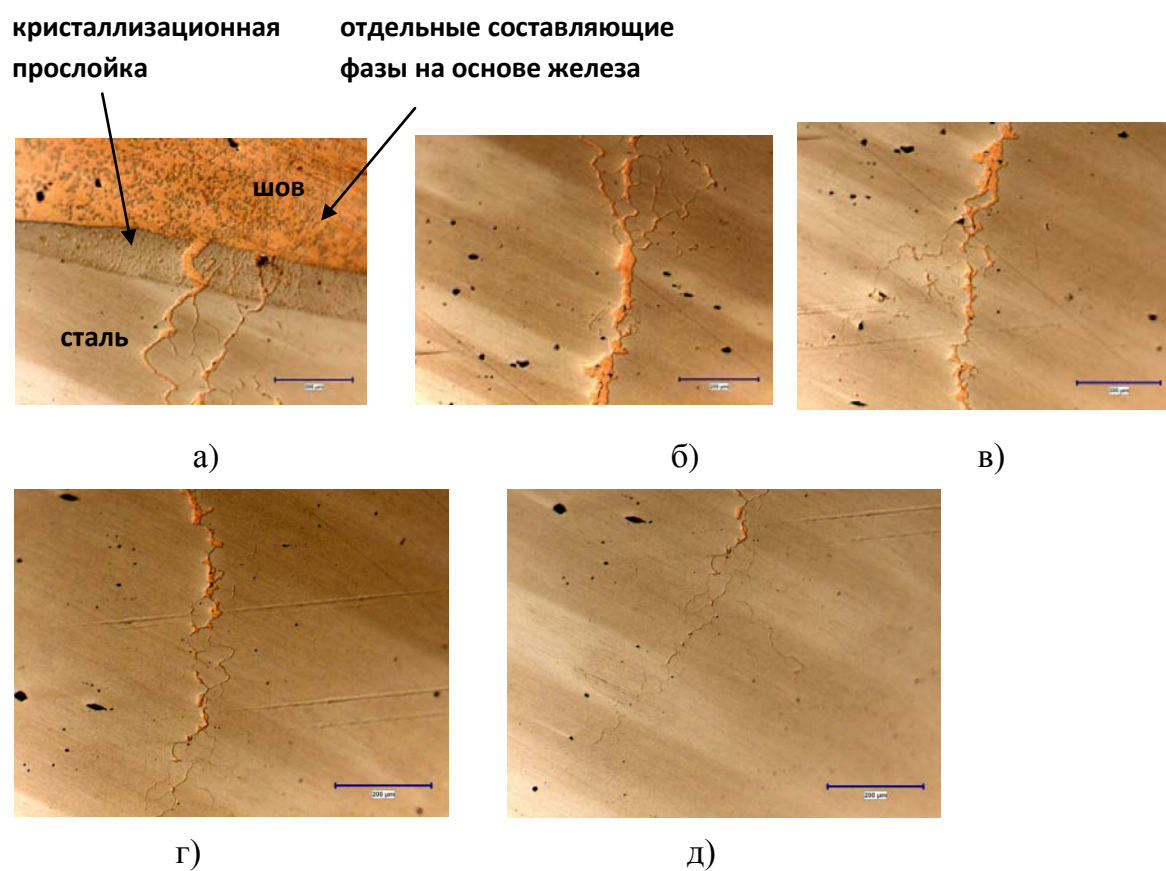


Рис. 3.2 – Панорама проникновения медного сплава в сталь (направление а→д) при наплавке МНЖКТ 5-1-0,2-0,2 с расплавлением стали (масштабная риска - 200 мкм)

При сварке практически без расплавления стали поры не обнаружены. В остальном можно отметить похожую картину, как и при сварке с расплавлением стали, с аналогичными особенностями структуры: межкристаллитные проникновения и недопустимые сети дефектов, похожих на трещины (рис. 3.3).



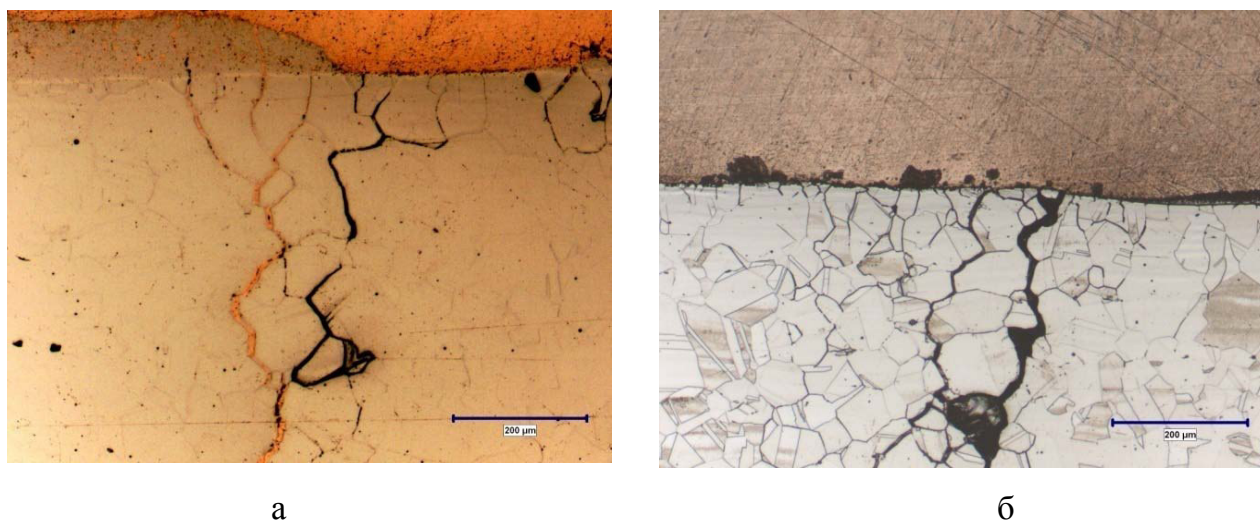


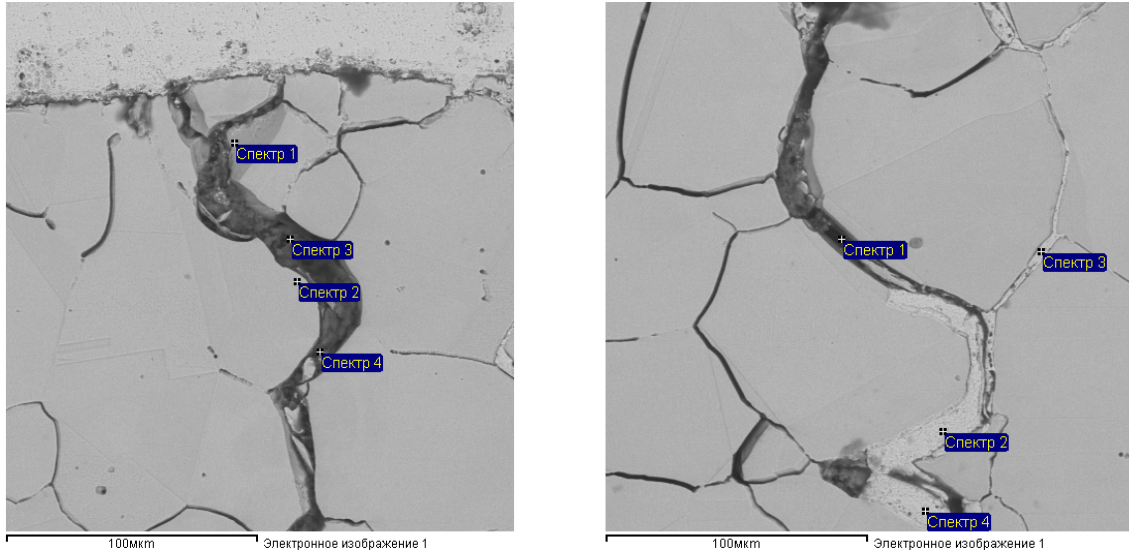
Рисунок 3.3 – Наплавка МНЖКТ 5-1-0,2-0,2 полунезависимой дугой на сталь 04X20H6Г11M2АФБ (а - нетравлёный шлиф, б - шлиф с травлением на сталь)

При сварке медных сплавов со сталями иногда бывает трудно отличить трещину от проникновения даже при значительном увеличении, поскольку визуальному наблюдению мешает возможная грязь, почернение структуры от травления и малая ширина проникновений. Необходимо выполнить микрорентгеноспектральный анализ вдоль и внутри предполагаемого дефекта с установлением его рельефа и наличия или отсутствия в нём меди.

На фотографиях (рис. 3.4) отчётливо виден рельеф трещины и малое количество или полное отсутствие во многих местах по её длине меди. Это подтверждает тот факт, что при наплавке в околошовной зоне стали образовались не только межкристаллитные проникновения, но и дефекты – трещины.

Можно предположить, что механизм образования таких межзёренных трещин, местами заполненных медью, следующий. При контакте жидкого медного сплава со сталью происходит смачивание стали, адсорбционное понижение её прочности при одновременно действующих сварочных напряжениях (эффект Ребиндера). Поскольку на сталь 04X20H6Г11M2АФБ воздействует сразу множество факторов – стабильноаустенитные стали имеют высокую склонность к образованию межкристаллических трещин в околошовной зоне (превосходящую по сравнению с двухфазными) по [82],

наличие более легкоплавкого по сравнению со сталью медного сплава в зоне сплавления – под воздействием сварочных напряжений в условиях адсорбционного понижения прочности стали происходит ее хрупкое растрескивание по границам зерен. Основная масса медного сплава частично и неравномерно попадает в эти трещины за счёт смачивания, возможных капиллярных эффектов.



а

б

Спектр 1, 2 – меди не обнаружено

Спектр 3 – 9,4% Cu

Спектр 4 – 11,9% Cu

Спектр 1 – 9,2% Cu

Спектр 2 – 83,5% Cu

Спектр 3 – 81,4 % Cu

Спектр 4 – 84,6% Cu

Рисунок 3.4 – Рельеф и химический анализ содержания меди в дефектах, похожих на трещину в стали

Исследования особенностей наплавки алюминиевых бронз БрАМц9-2 и БрАЖНМц8,5-4-5-1,5 на сталь показали схожую картину. Была произведена ручная аргодуговая наплавка валиков с перекрытием в один слой неплавящимся электродом на переменном токе для предотвращения образования плен  $Al_2O_3$  на пластины из стали 04Х20Н6Г11М2АФБ толщиной 5 мм, 10 мм и 13 мм. Режимы наплавки: сила тока – 160-240 А, диаметр присадочной проволоки – 3 мм, расход газа – 9- 10 л/мин, длина наплавки – более 80 мм.

Исследование микрошлифов показало также наличие многочисленных трещин в околошовной зоне стали, но пористости при сварке с расплавлением стали не было обнаружено (рис.3.5).

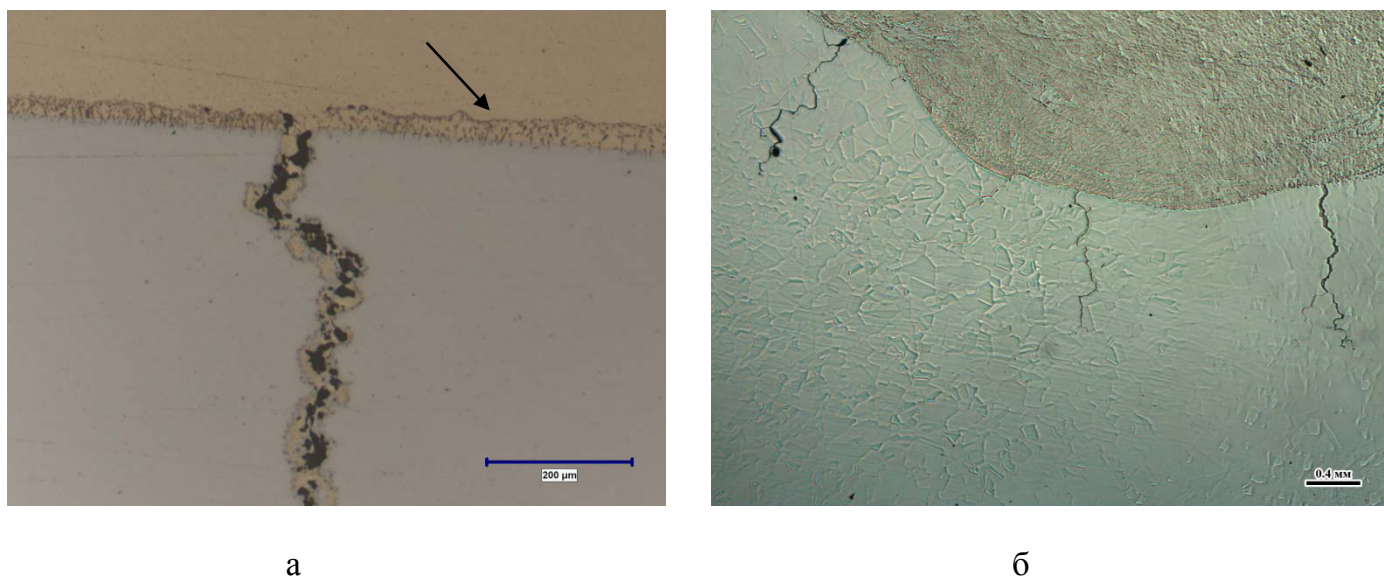


Рисунок 3.5 – Металл, наплавленный сварочными проволоками марок БрАМц9-2 (а) и БрАЖНМц8,5-4-5-1,5 (б) на сталь 04Х20Н6Г11М2АФБ

При этом на микрошлифах в наплавленном металле были обнаружены скопления выделений новой фазы (на рис. 3.5, а указаны стрелкой) шириной 20-40 мкм. Как показал микрорентгеноспектральный анализ, этой фазой является нитрид алюминия  $AlN$  (рис. 3.6).

Скопления этих частиц образовались связыванием значительного количества алюминия в наплавленном металле с азотом, выходящим из стали. Это объясняет отсутствие пористости и явного выделения газа при сварке по сравнению с наплавкой МНЖКТ 5-1-0,2-0,2 с расплавлением стали.

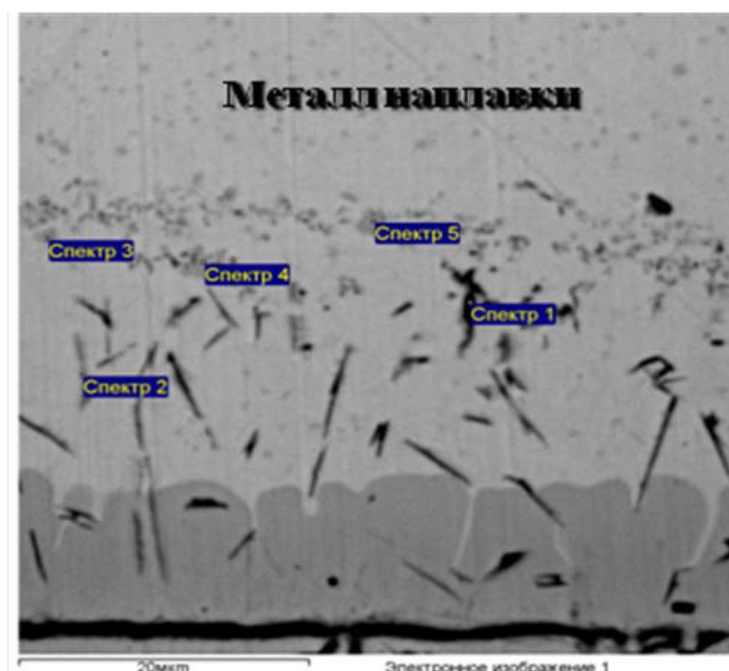


Рисунок 3.6 – Нитриды алюминия AlN в наплавленном металле вблизи границы сплавления со сталью (спектр 1 – 12,5%N и 24,5% Al; спектр 2 - 9,2%N и 16,1%Al; спектр 4 – 3,1%N и 11,8%Al; спектр 5 – 3,6 %N и 10,9 %Al)

### Выводы по главе 3

1. Аргодуговая наплавка неплавящимся электродом сварочных проволок МНЖКТ 5-1-0,2-0,2, БрАМц9-2 и БрАЖНМц8,5-4-5-1,5 непосредственно на азотсодержащую аустенитную сталь 04X20H6Г11M2АФБ сопровождается образованием трещин в околошовной зоне стали. В этих трещинах обнаружена медь. В связи с этим предложен механизм образования этих трещин, заключающийся главным образом в воздействии поверхностно-активного медного сплава на сталь при сварке или наплавке.
2. При аргодуговой наплавке медных сплавов на сталь 04X20H6Г11M2АФБ возможно порообразование наплавленного металла из-за расплавления стали и последующего взаимодействием азота, содержащегося в стали, с наплавленным металлом.
3. Установлено, что при взаимодействии азота из стали с наплавленным металлом возможно образование нитридов. Так, при наплавке алюминиевых бронз даже с не-

значительным расплавлением стали обнаружены скопления нитридов алюминия вдоль зоны сплавления со сталью.

4. Аргонодуговую сварку азотсодержащей аустенитной стали марки 04X20H6Г11M2АФБ с медными сплавами марки МНЖ 5-1, БрАМц9-2 и БрАЖНМц9-4-4-1 для получения качественного равнопрочного соединения необходимо производить с применением подслоя. Подслоем должен обеспечить отсутствие глубоких межкристаллитных проникновений и недопустимых дефектов в виде трещин, а также связывание азота для снижения его количества и активности в металле шва, что обеспечит отсутствие пор и свищей в сварном соединении.

## **ГЛАВА 4. РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИИ СВАРКИ МАЛОМАГНИТНЫХ МЕДНЫХ СПЛАВОВ СО СТАЛЬЮ 04Х20Н6Г11М2АФБ**

### **4.1 Разработка системы легирования нового присадочного материала для сварки маломагнитных медных сплавов с азотсодержащей сталью 04Х20Н6Г11М2АФБ. Исследование влияния азота, содержащегося в стали, на качество наплавленного на нее маломагнитного сварочного материала.**

На основании проведенных в настоящей работе исследований (главы 1-3) было установлено, что в настоящее время технологии сварки не позволяют обеспечить одновременно отсутствие недопустимых дефектов в металле шва и маломагнитные свойства сварных соединений медных сплавов с азотсодержащими сталью 04Х20Н6Г11М2АФБ.

Были рассмотрены варианты подслоев, предлагаемые авторами [28, 36, 74, 78, 79, 80, 87, 88] в главе 1 настоящей работы, для снижения активности медных сплавов в контакте со сталью.

Первым вариантом была исследована наплавка высоконикелевых медных сплавов Св-МН18 и Св-МНЖМцТК 40-1-1-0,3-0,1 на сталь, поскольку никель заметно снижает поверхностную активность медного сплава по отношению к стали [34, 51].

Наплавка сварочной проволоки Св-МН18 на стали толщиной 5-13 мм производилась без расплавления стали полунезависимой дугой. Были наплавлены 3 валика проволокой Св-МН18 диаметром 3 мм с перекрытием непосредственно на сталь и 2 валика с перекрытием проволокой МНЖКТ 5-1-0,2-0,2 диаметром 3 мм на подслое с расплавлением подслоя. Режимы наплавки были следующие: тока 160-180 А, напряжение на дуге 14-15 В, расход аргона 9-10 л/мин.

Формирование валиков хорошее, визуальным осмотром дефектов не обнаружено. Однако металлографическое исследование показало наличие трещин в околошовной зоне стали (рис. 4.1).

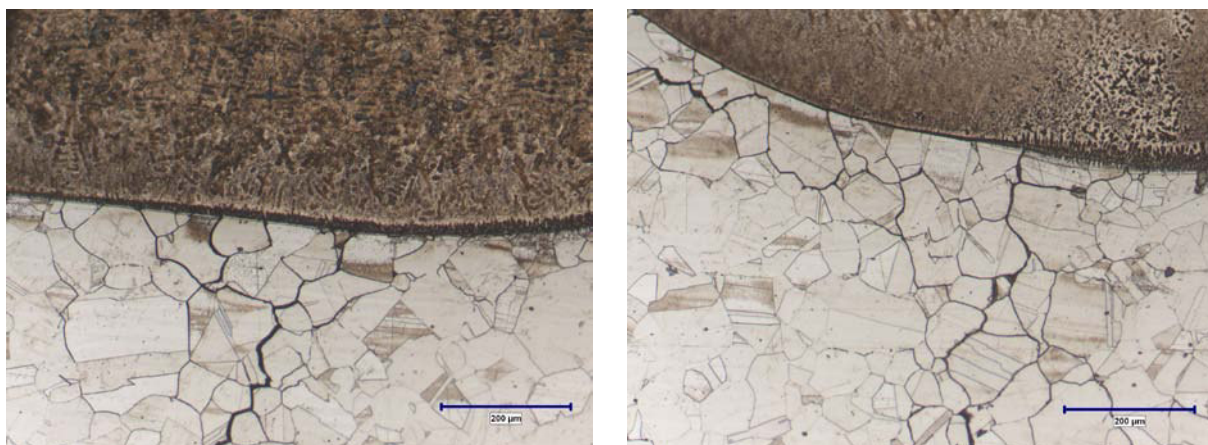


Рисунок 4.1 – Наплавка проволоки Св-МН18 на азотсодержащую сталь. Трещины в околошовной зоне стали

Поэтому вариант медно-никелевого сплава с 18% никеля не годится в качестве подслоя.

Наплавка сварочной проволоки Св-МНЖМцТК40-1-1-0,3-0,1 диаметром 3 мм на сталь толщиной 5 мм производилась в 3 валика с перекрытием полунезависимой дугой на токах 160-170 А, напряжении на дуге 14-15 В, расходе аргона 9-10 л/мин. Поверх подслоя был наплавлен рабочий слой проволокой марки МНЖКТ5-1-0,2-0,2 диаметром 3 мм на токах 180-200 А, напряжение на дуге 15-16 В, расход аргона 9-10 л/мин.

Формирование валиков хорошее, переход к основному металлу получен плавный. Во время наплавки наблюдаются заметное разбрызгивание, шипение и некоторое испарение газа сварочной ванны, что вызвано реакцией испаряющегося азота с никелем в наплавке. После выполнения первого валика на сталь наблюдалась цепочка пор на валике. Поры были выбраны механическим путем. После окончания наплавки визуальным осмотром дефектов не обнаружено.

На шлифах в околошовной зоне стали также были обнаружены трещины (рис. 4.2), хотя количество трещин уменьшилось по сравнению с наплавкой МНЖКТ5-1-0,2-0,2 и Св-МН18 на сталь.

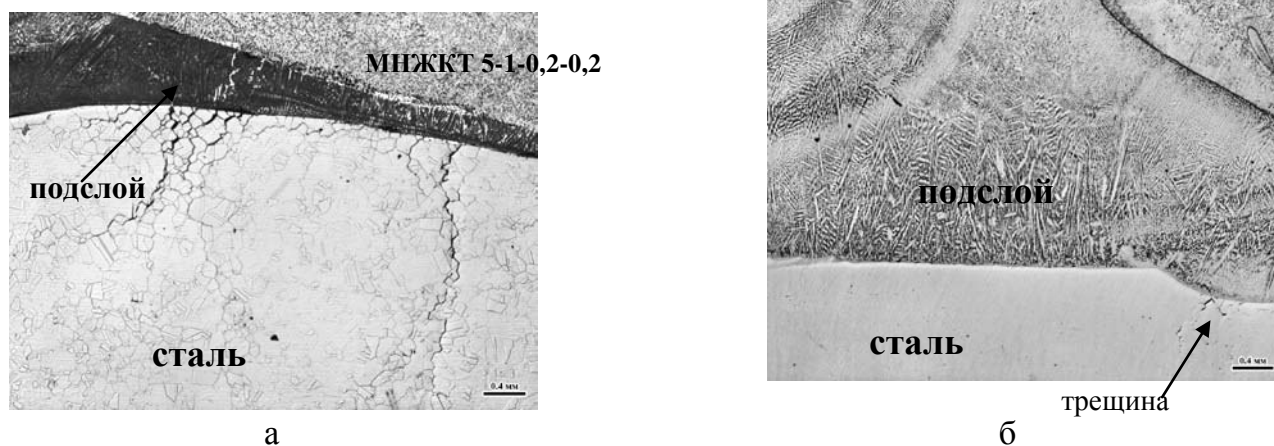


Рисунок 4.2 – Наплавка проволоки Св-МНЖМцТК40-1-1-0,3-0,1 на азотсодержащую сталь. Трещины в околошовной зоне стали.

На токах 200-260А при расходе аргона 10-11 л/мин были наплавлены присадочные проволоки из монель-металла НМЖМц28-2,5-1,5 диаметром 5 мм и чистого никеля НП1 диаметром 3 мм были наплавлены на сталь толщиной 5 мм.

При наплавке монеля наблюдалось очень сильное разбрызгивание, сильное испарение газа белого цвета, из-за которого практически не видна сварочная ванна. После сварки следует отметить недопустимо большую пористость металла наплавки, а металлографически были определены трещины в околошовной зоне стали (рис. 4.3). Очевидно, что пористость вызвана заметным испарением азота.



Рисунок 4.3 – Трещины в околошовной зоне стали (а) и сильная пористость (б) при наплавке монель-металла на сталь

Наплавка никеля сопровождалась меньшим разбрызгиванием, но также можно отметить сплошную пористость, выходящую на поверхность валика (рис. 4.4).



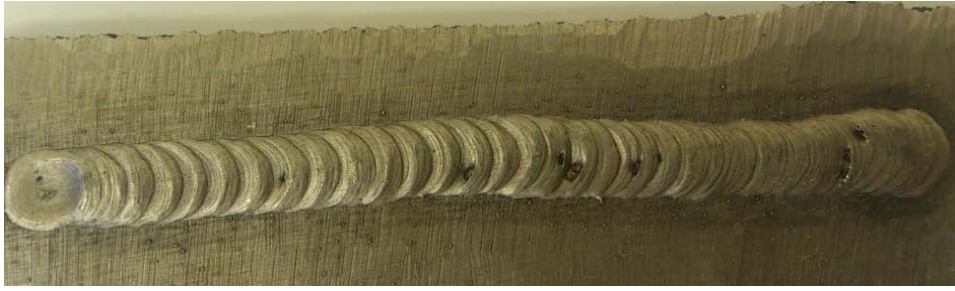


Рисунок 4.4 – Пористость в металле, наплавленном сварочной проволокой НП1 на сталь 04Х20Н6Г11М2АФБ

Таким образом, подслои на основе монель-металла и чистого никеля на сталь также не годятся.

Другим вариантом на основе литературного обзора возможен подслои из бронзы марки Бр.КМц 3-1, наплавленной практически без расплавления стали. Ее наплавка на сталь также привела к образованию трещин в околошовной зоне стали.

Был опробован и вариант с медно-марганцевым сплавом «Аврора» с содержанием порядка 40% марганца для наплавки подслоя, однако и он не дал положительных результатов – в околошовной зоне стали обнаружены трещины при помощи металлографических исследований (рис. 4.5).



Рисунок 4.5 – Трещины в околошовной зоне стали при наплавке сплавов типа «Аврора»

Из главы 1 для наплавки медных сплавов на азотистую аустенитную сталь марки НН-3Б авторами [78-80] рекомендован аустенитно-ферритный подслои, наплавленный проволокой Св-08Х20Н9С2БТЮ (ЭП-156). Также возможно использова-

ние подслоев 08X19N9Ф2С2 (ЭИ-606) и 07X25N12Г2Т (ЭП-75). Однако подслои ЭП-156 и ЭИ-606 имеют в своём составе высокое содержание кремния и алюминия. Кремний в таких количествах может привести к образованию трещин при сварке со сплавом МНЖ 5-1 и БрАЖНМц9-4-4-1. Подслой ЭП-75 эффективен только при охлаждении основного металла водой для получения необходимой доли и типа феррита. К тому же, необходима достаточно большая толщина подслоя.

В связи с опасностью трещинообразования и возможными технологическими неудобствами был выбран альтернативный вариант подслоя с высоким содержанием ферритной фазы. Так, аустенитно-ферритная сварочная проволока ЭП-263Ш (Св-08Х32Н8Ш), используемая для сварки сталей в судостроении, обеспечивает получение сварного соединения с высокой стойкостью против образования трещин, высокими прочностными и пластическими характеристиками наплавленного металла, близкими к стали 04Х20Н6Г11М2АФБ (см. табл. 4.1), что значительно превышает временное сопротивление сплава марки МНЖ 5-1 (250 МПа).

Таблица 4.1. Механические свойства металла, наплавленного проволокой ЭП-263Ш:

Марка проволоки	$\sigma_b$ , МПа	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\delta_5$ , %
ЭП-263Ш	750	600	30

Для наплавки использовалась зачищенная механическим путём проволока ЭП-263Ш диаметром 2 мм и травлёная проволока МНЖКТ 5-1-0,2-0,2 диаметром 3, очищенные от жиров и грязи ацетоном. Поверхность стали под наплавку зачищалась механическим путём от ржавчины и окалины и протиралась ацетоном перед сваркой.

Наплавка проволоки ЭП-263Ш диаметром 2 мм производилась на заготовки из стали 04Х20Н6Г11М2АФБ толщинами 5- 13 мм без расплавления и с расплавлением стали.

На стальную пластину толщиной 5 мм было наплавлено 4 валика подслоя с перекрытием. Поверх их полунезависимой дугой проволокой МНЖКТ 5-1-0,2-0,2 диаметром 3 мм было наплавлено 2 валика с перекрытием.

Режим наплавки сварочной проволоки ЭП-263Ш на пластину толщиной 5 мм следующий: ток 120-140 А, напряжение на дуге 12-13 В, расход аргона 9-10 л/мин.

Наплавка проволоки МНЖКТ 5-1-0,2-0,2 производилась на токе 140-150 А при напряжении на дуге 14-15 В, расходе аргона 9-10 л/мин.

Осмотр показал, что формирование наплавленного металла хорошее, дефектов обнаружено не было.

На стальной пластине толщиной 13 мм были отработаны режимы наплавки проволоки ЭП-263Ш. Отработка показала, что при токе меньше 100 А плавление металла заметно ухудшается, а при токах более 200 А происходит сильное переплавление основного металла с образованием широкой сварочной ванны. Поэтому наплавка проводилась на токах 140-160 А.

Далее проволокой ЭП-263Ш было наплавлено 4 валика с перекрытием на сталь и поверх вторым слоем 2 валика с перекрытием проволокой МНЖКТ 5-1-0,2-0,2 с расплавлением стали. Режимы наплавки сварочной проволоки ЭП-263Ш на пластину толщиной 13 мм следующие: ток 140-150 А, напряжение на дуге 14-15 В, расход аргона 9-10 л/мин. Последующая наплавка проволоки МНЖКТ 5-1-0,2-0,2 производилась на токе 160-170 А, при напряжении на дуге 14-15 В и расходе аргона 9-10 л/мин.

Дефектов при визуальном осмотре обнаружено не было. Однако во время наплавки слышалось некоторое шипение (вероятно, испарение азота).

Металлографическое исследование наплавки МНЖКТ 5-1-0,2-0,2 на подслое ЭП-263Ш как полунезависимой дугой, так и с обычной техникой наплавки показало хорошее качество соединений во всех зонах. Не было найдено трещин, пористости, свищей, непроваров и т.д.

Несмотря на то, что был наплавлен лишь один слой подслоя (высотой 1,5-2 мм), вдоль всей зоны сплавления металла наплавки МНЖКТ 5-1-0,2-0,2 с металлом подслоя ЭП-263Ш нет ни одного проникновения при обоих видах наплавки. По сечению металла шва наблюдались выделения фазы на основе железа разнообразной формы и кристаллизационные прослойки размерами 50-370 мкм при наплавке с расплавлением стали. При наплавке медного сплава полунезависимой дугой кристаллизационные прослойки отсутствуют, а по сечению металла наплавки практически нет отдельных выделений. Таким образом, наплавленный металл представляет собой практически однофазный  $\alpha$ -твёрдый раствор на основе меди. Фотографии зон сварного соединения, полученного наплавкой полунезависимой дугой, представлены на рис. 4.6.

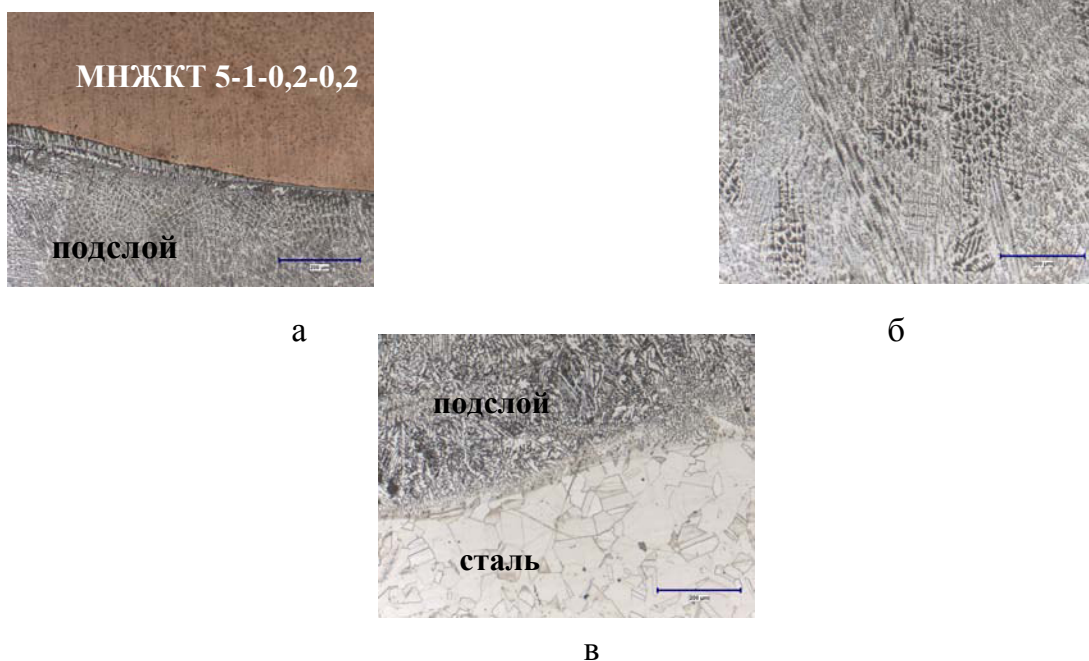


Рисунок 4.6 – Сварное соединение МНЖКТ 5-1-0,2-0,2 со сталью 04X20H6Г11M2АФБ через подслой ЭП-263Ш с минимальным расплавлением подслоя (наплавка полунезависимой дугой)  
 а – граница сплавления МНЖКТ 5-1-0,2-0,2 – ЭП-263Ш  
 б – середина подслоя ЭП-263Ш  
 в – зона сплавления ЭП-263Ш – сталь 04X20H6Г11M2

Фотографии зон сварного соединения, полученного аргонодуговой наплавкой обычным способом, представлены на рис. 4.7.

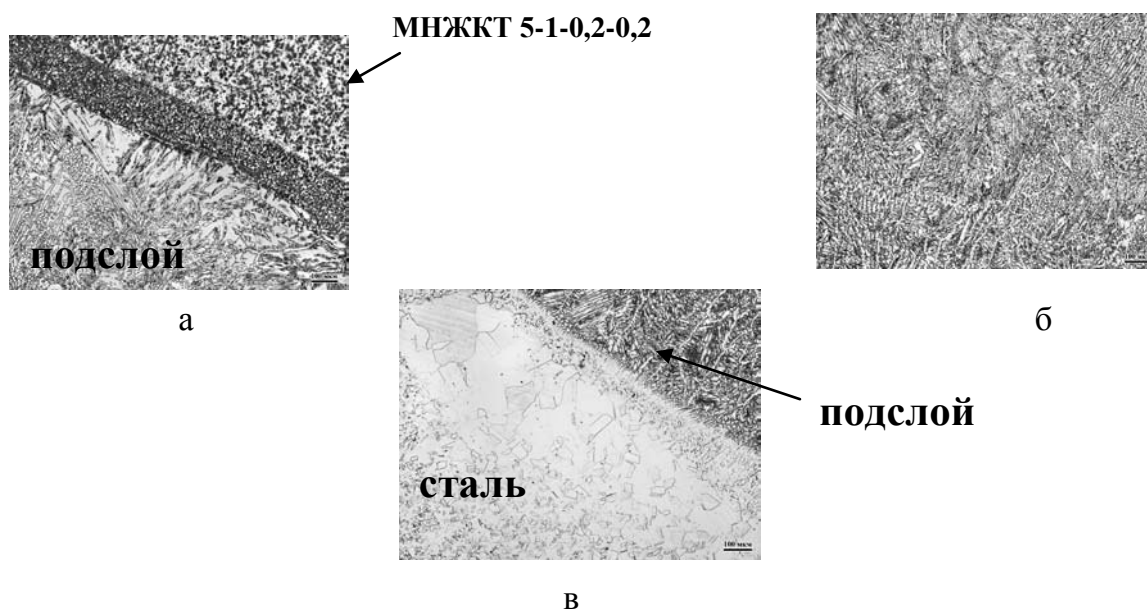


Рисунок 4.7 – Наплавка МНЖКТ 5-1-0,2-0,2 на сталь 04X20H6Г11M2АФБ через подслой ЭП-263Ш с расплавлением подслоя:  
 а – зона сплавления МНЖКТ 5-1-0,2-0,2 – ЭП-263Ш  
 б – середина металла подслоя ЭП-263Ш  
 в – зона сплавления металла подслоя ЭП-263Ш – сталь 04X20H6Г11M2АФБ

Подслоя имеет двухфазную структуру - аустенит и  $\delta$ -феррит (рис. 4.6; 4.7). В подслое видны отдельные небольшие включения карбидов или карбонитридов. Вблизи границы сплавления с металлом наплавки в случае сварки с расплавлением металла подслоя можно отметить зону, в которой происходит некоторое увеличение зерна аустенита и обезуглероженный слой шириной не более 200-300 мкм. При наплавке без расплавления этот слой стали практически отсутствует.

Сталь вне зоны термического влияния имеет мелкозернистую аустенитную структуру с выделениями карбидов или карбонитридов по границам зёрен (рис. 4.8). Диаметр зерна в среднем составляет 14 мкм, что соответствует 9 баллу зерна.

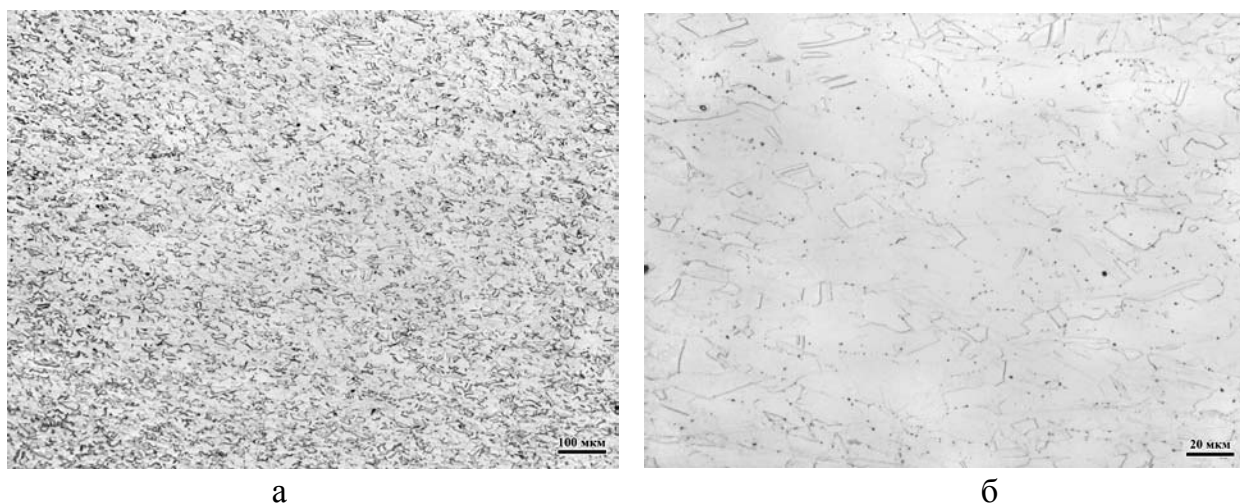


Рисунок 4.8 – Структура стали 04X20H6Г11М2АФБ.

В зоне перегрева (протяжённостью порядка не более 100 мкм) наблюдалось некоторое увеличение размеров зерна в среднем до 37 мкм, что соответствует 6 баллу. Такое увеличение зерна не должно существенно повлиять на свойства сварного соединения. Следует отметить, что в зоне перегрева практически отсутствуют карбиды или карбонитриды, которые имеются в основном металле вне зоны термовлияния. Это связано с их растворением в аустените при воздействии термического цикла наплавки.

Таким образом, применение проволоки ЭП-263Ш позволяет получить качественные сварные соединения, но магнитная проницаемость таких соединений, как было установлено, заметно больше 1,01.

В связи с этим для изготовления маломагнитных сварных соединений медного сплава БрАМц9-2 с азотсодержащей сталью 04Х20Н6Г11М2АФБ необходимо предложить совершенно новое решение проблемы, которое обеспечит как качество соединений, так и требуемые свойства. Для этого сначала необходимо разработать базовую основу системы легирования металла шва таких соединений.

В основе базового легирования металла шва должен содержаться элемент, обеспечивающий свариваемость как с медными сплавами, так и со сталями, эффективно понижающий поверхностную активность жидкого медного сплава при наплавке на сталь и в совокупности с другими элементами обеспечивающий маломагнитные свойства металла шва.

Проанализировав литературные источники, можно утверждать, что единственным элементом, который может обеспечить указанные требования, является никель. Поэтому он был взят за основу композиции присадочного материала.

Однако, как было установлено в работе, при наплавке никеля и монель-металла на сталь 04Х20Н6Г11М2АФБ в наплавленном металле образуется значительное количество пор в результате испарения азота (рис.4.3 и 4.4), содержащегося в стали, а медь в монель-металле приводит еще и к образованию трещин в околосшовной зоне стали. Помимо этого в работе было установлено, что металл, наплавленный этими материалами, может привести к повышению магнитной проницаемости сварного соединения заметно более, чем 1,01.

Таким образом, необходимо ввести в новую композицию сварочных материалов элементы, которые, обеспечивая хорошие сварочно-технологические свойства этих материалов, также обеспечат магнитную проницаемость сварного соединения не более 1,01 и его временное сопротивление не менее 250 МПа.

Как было показано в работах [113-116], порообразование в никелевых сплавах, вызванное попаданием азота в сварочную ванну, можно предотвратить, снизив химическую активность азота. Это можно обеспечить увеличением растворимости азота в наплавленном металле, связыванием его в стойкие химические соединения, либо и тем и другим в совокупности.

В соответствии с [113], для заметного улучшения растворимости азота необходимо добавить в присадочный металл хром в количестве 18-22%. Кроме того, такое

содержание хрома в композиции решит и вторую принципиальную проблему – обеспечит магнитную проницаемость наплавленного металла менее 1,01 [38].

Для проверки эффективности использования подобной композиции для наплавки на сталь 04X20H6Г11M2АФБ была использована сварочная проволока ХН78Т (нихром – приблизительно 78% никеля+20% хрома). Однако, несмотря на уменьшение пористости, количество пор в металле, наплавленном этой проволокой на азотсодержащую сталь аргонодуговым способом, оказалось значительным (рис. 4.9).



Рисунок 4.9 – Порыв металле, наплавленном сварочной проволокой ХН78Т на сталь 04X20H6Г11M2АФБ

На основании анализа литературных источников [113-116] по влиянию различных элементов на пористость в никелевых сплавах от воздействия азота, а также на основании собственных экспериментальных данных, полученных при наплавке различных составов никелевых сплавов на сталь 04X20H6Г11M2АФБ, разработана следующая диаграмма (рис. 4.2).

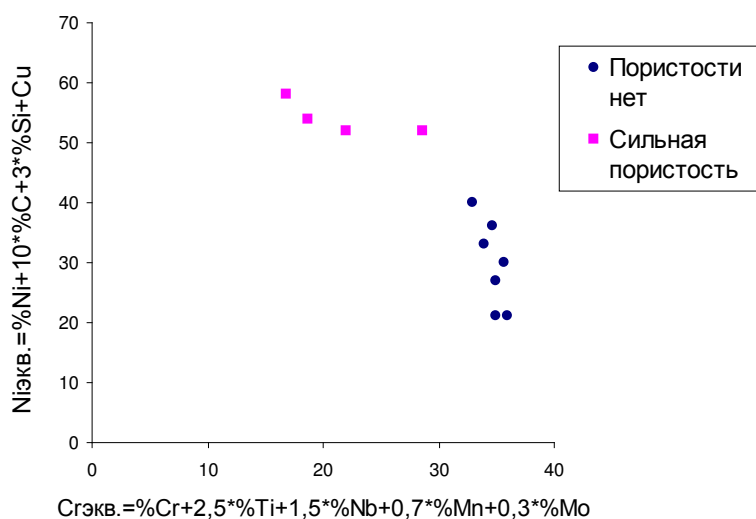


Рисунок 4.10 – Зависимость пористости наплавленного металла от составов проволок, наплавленных на сталь 04X20H6Г11M2АФБ

В диаграмме, приведенной на рис. 4.10, за основу коэффициентов  $Ni_{\text{экв}}$  и  $Cr_{\text{экв}}$  взяты соответственно сумма элементов-эквивалентов, повышающих ( $Ni_{\text{экв}}$ ) и понижающих ( $Cr_{\text{экв}}$ ) химическую активность азота в наплавленном металле. Сами элементы –эквиваленты рассчитаны, как отношение абсолютных значений активностей самих элементов к абсолютным значениям активности никеля и активности хрома с учетом корректировки по результатам опытных наплавов.

Из полученных значений, указанных на рис. 4.10, была составлена диаграмма, приведенная на рис. 4.11, которая позволила на основе экспериментальных данных оценить составы наплавленных металлов на склонность к порообразованию от воздействия азота из стали и выбрать композиции сварочного материала.

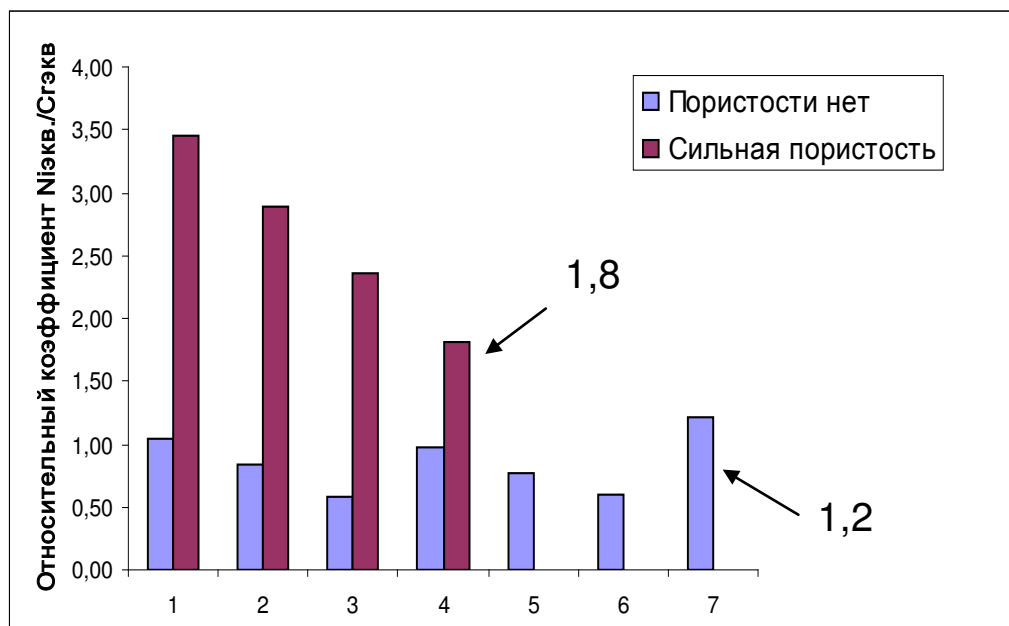


Рисунок 4.11 – Оценка влияния состава металла на основе никеля, наплавленного на сталь 04X20H6Г11M2АФБ в среде аргона, на его пористость (каждый столбик – вариант химического состава).

Из рис. 4.11 следует, что при соотношениях  $Ni_{\text{экв}} / Cr_{\text{экв}}$  не более 1,2 вероятность образования пор от воздействия азота сведена к минимуму, а при значениях 1,8 и более – вероятность сильной пористости очень высока и следует избегать этих областей диаграммы.



Следует отметить, что по результатам опытных наплавов наибольший вклад в решение проблем с порами внесли элементы Nb и Ti, связывая азот даже при незначительных количествах в нитриды и карбонитриды, с содержанием углерода до 0,03%.

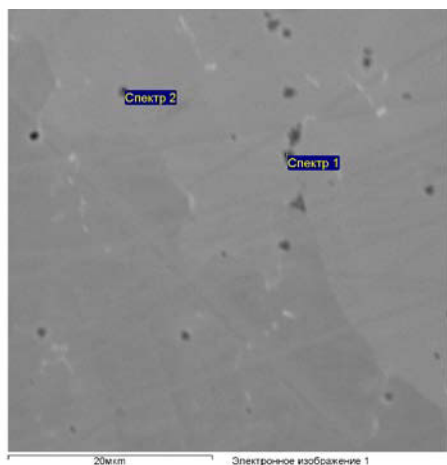
Из источника [117] следует, что наилучшую стойкость против образования трещин в наплавленном металле имеют составы с содержанием молибдена порядка 8-10%. Однако молибден практически не растворяется в меди, что может привести к выделению новых частиц, которые могут повлиять на качество и свойства сварного соединения.

Поэтому для дальнейших работ были взяты за основу следующие композиции сварочных маломагнитных материалов на основе никеля с молибденом и без молибдена: Ni-Cr-Mn-Mo-Nb и Ni-Cr-Mn-Nb.

На основе этих композиций были выбраны следующие сварочные проволоки: российского производства марок Св-02Х22Н64М9Б3 и Св-02Х20Н72Г3Б3, а также зарубежный аналог проволоки марки Св-02Х22Н64М9Б3 фирмы Lincoln – прутки LNT NiCr60/20 и покрытые электроды NiCr60/20.

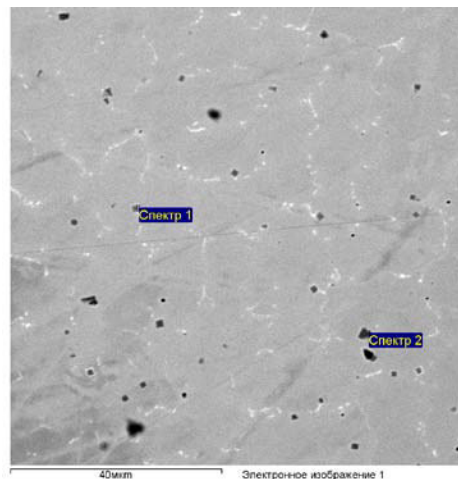
Все взятые в разработку сварочные материалы были наплавлены на сталь 04Х20Н6Г11М2АФБ на различных режимах ручным и механизированным аргонодуговыми способами, а также покрытыми электродами диаметром 3 мм на токах 100-140 А. Было установлено, что эти сварочные материалы при наплавке в аргоне показали хорошие сварочно-технологические характеристики. После наплавки электродов на сталь шлак заметно прилипал к наплавленному металлу, после остывания его трудно было отбить. Кроме этого, шлаковые включения обнаружены и в наплавленном металле. При этом пористости обнаружено не было. Магнитная проницаемость наплавленного металла – 1,001-1,002, что удовлетворяет требованию не более 1,01.

Исследование микроструктуры показало, что увеличение погонной энергии в случае механизированного способа и при увеличении силы тока при ручном аргонодуговом способе приводило лишь к увеличению количества и размеров нитридов или карбонитридов Nb и Ti (рис. 4.12).



	N, %	Nb, %
Спектр 1	22	26

а



	N, %	Nb, %	Ti, %
Спектр 1	14	29	19

б

Рисунок 4.12 – Комплексные соединения азота с Nb и Ti при наплавке ручным аргодуговым способом прутков LNT NiCrO 60/20 диаметром 2 мм на сталь на токе 120 А (а) и на токе 180 А (б)

Далее была произведена опытная сварка напрямую бронзы БрАМц9-2 с рассматриваемой азотсодержащей сталью толщиной 13-14 мм покрытыми электродами на постоянном токах обратной полярности 110-130А. Электроды были предварительно прокалены, основной металл зачищен механическим путем и протерт ветошью с ацетоном. Были использованы V-образная и К-образная (скос со стороны стали) разделки.

Получены следующие результаты. Значительный теплоотвод со стороны бронзы затруднял хорошее сплавление металла шва с ней при V-образной разделке, при увеличении силы тока до максимально возможного образовывался подрез со стороны бронзы, приходилось производить выборки механическим путем шлака из разделки. Однако следует отметить, что медь, перешедшая из бронзы, улучшила отделение шлаковой корки от наплавленного металла. В случае К-образной разделки образовалось несплавление с бронзой в корне шва с трещинами (рис. 4.13).

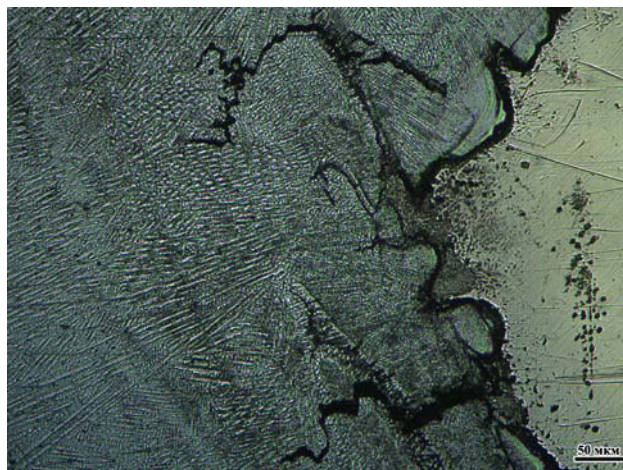


Рисунок 4.13 – Несплавление в корне шва по бронзе при сварке напрямую бронзы со сталью с применением покрытых электродов NiCr60/20.

Кроме того, были обнаружены трещины в стали, образование которых, как было установлено, связано дополнительно с переходом меди из бронзы в металл шва и ее поверхностно-активным влиянием на сталь, а также трещины в интерметаллидных фазах на основе (Ni,Al) со стороны бронзы, что также затруднило сплавление и вызвало образование трещин и отрывов (рис. 4.13, 4.14).

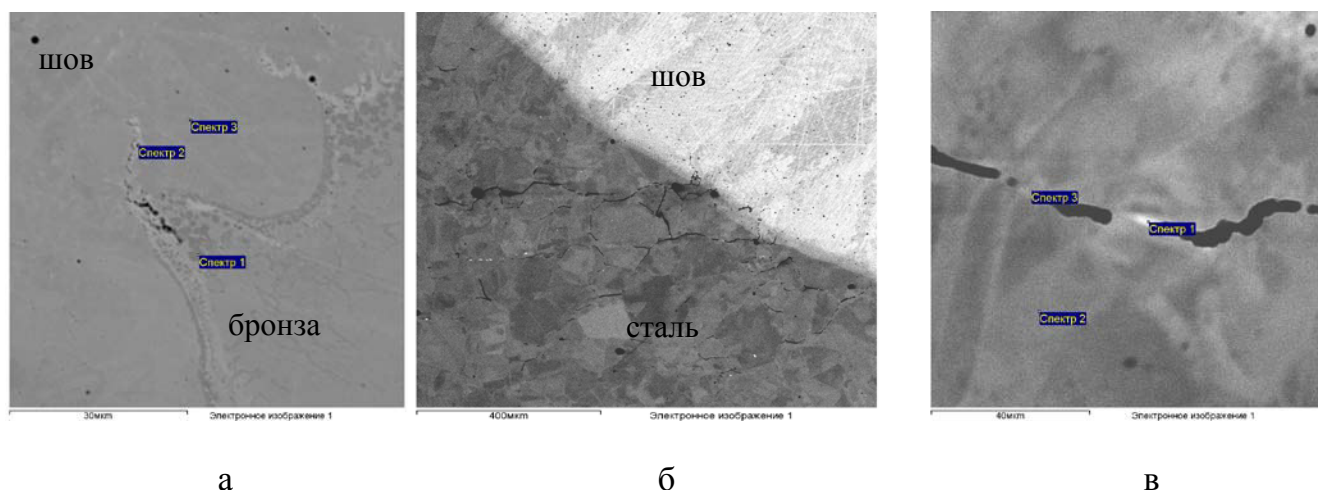


Рисунок 4.14 – Трещина в интерметаллидной фазе в зоне сплавления шва с бронзой ( а – спектр 1 – основные элементы 16% Al, 32 %Ni) и трещина в околошовной зоне стали (б и в), образовавшаяся во время сварки, вызванная воздействием меди на сталь (спектр 1 – 40% меди в районе трещины, спектр 2 - меди в стали не обнаружено)

Таким образом, для сварки маломагнитных медных сплавов со сталью 04X20H6Г11М2АФБ следует использовать композиции сварочных маломагнитных материалов на основе никеля и 18-22% хрома, а именно: Ni-Cr-Mn-Mo-Nb и Ni-Cr-Mn-Nb. На основании литературных данных и опытных наплавов на азотсодержащую сталь были построены зависимости пористости наплавленного металла от составов проволок, выведены формулы  $Ni_{\text{ЭКВ}}$  и  $Cr_{\text{ЭКВ}}$  элементов, соответственно повышающих и снижающих химическую активность азота в наплавленном металле. Показано, что при соотношении в наплавленном металле  $Ni_{\text{ЭКВ}} / Cr_{\text{ЭКВ}}$  не более 1,2 вероятность образования пор от воздействия азота сведена к минимуму, а при значениях 1,8 и более, как было показано выше, вероятность сильной пористости очень высока. На основании полученных результатов по склонности к порообразованию от выделяющегося из стали азота, сварочно-технологических характеристик проволок, механических свойств наплавленного металла, стойкости сварочных материалов к образованию горячих трещин отобраны наиболее подходящие варианты сварочных проволок для дальнейшей проработки – Св-02Х22Н64М9БЗ и Св-02Х20Н72ГЗБЗ, прутки фирмы Lincoln – прутки LNT NiCro 60/20. Как показали исследования, магнитная проницаемость металла, наплавленного этими материалами на азотсодержащую сталь, и наплавленных образцов в целом составила 1,001-1,002.

На основании опытной сварки алюминиевой бронзы БрАМц9-2 с азотсодержащей сталью 04X20H6Г11М2АФБ композицией сварочного материала NiCro 60/20 было установлено следующее: как и при сварке присадочными проволоками на основе медных сплавов, сварку этих материалов указанной присадочной проволокой напрямую производить нельзя, что связано в первую очередь с вероятностью образования трещин в стали, вызванной переходом меди в шов из бронзы в результате проплавления, а также трещинообразованием в металле шва и зоне сплавления шва с бронзой, вызванного образованием интерметаллидной фазы (Ni, Al).

На основании полученных результатов необходимо было рассмотреть 2 варианта наплавки подслоя: традиционный – наплавка подслоя на стали, а также практически мало применяющийся вариант наплавки подслоя на медный сплав, то есть на бронзу Бр.АМц9-2.

## **4.2 Особенности формирования металла подслоя при его наплавке на сталь и при его наплавке на бронзу. Выбор наиболее оптимальных вариантов состава подслоя.**

### **4.2.1 Разработка системы легирования металла подслоя для наплавки на сталь. Выбор сварочных материалов.**

Рассмотрим вариант наплавки подслоя на сталь. Очевидно, что при наплавке подслоя на сталь в дальнейшем он должен привариваться к бронзе Бр.АМц9-2. Обычно такие швы представляют собой медный сплав, а сварочный материал принимается с химическим составом, близким к основному металлу (медному сплаву). В данном случае это сварочная проволока Бр.АМц9-2. Однако, учитывая фактор образования трещин из-за интерметаллидной фазы (Ni,Al) в металле шва при наличии высоконикелевого подслоя и требования по прочностным свойствам, можно заранее предположить, что более предпочтительно применение сварочной проволоки марки МНЖКТ5-1-0,2-0,2 для сварки, поскольку в ней не содержится алюминий.

Стоит отметить, что если в настоящей работе для сварки медного сплава со сталью были проверены варианты наплавленного подслоя на сталь всех композиций и получены значения магнитной проницаемости заметно менее, чем 1,01, то вопрос магнитной проницаемости шва, полученного при применении проволоки из медного сплава, требует дополнительного исследования. Тем более, что сварочная проволока марки МНЖКТ5-1-0,2-0,2 содержит в своем составе до 1,5% железа. Как было показано в главе 1 настоящей работы, а также в результате проведенных в настоящей работе исследований, при наличии такого количества железа в обычном деформированном или литом металле (не полученном наплавкой) магнитная проницаемость материала обычно более 1,01 и может достигать значений 1,2-1,3. Кроме того, железо может переходить из подслоя в металл шва, что может дополнительно ухудшить магнитные свойства сварного соединения.

Поскольку в применяемых материалах на основании данных главы 1 основным элементом, заметно влияющим на магнитную проницаемость даже в небольших количествах, является именно железо, то в настоящей работе впервые была исследована зависимость магнитной проницаемости наплавленного металла от содержания в нем железа. Первоначально эти зависимости были построены после наплавки не более 3

валиков металла по высоте. Наплавка производилась на медные пластины для регулировки количества железа в наплавленном металле, так как за счет перемешивания чистой меди и присадочного металла получалось различное количество железа в наплавленном металле, и магнитная проницаемость исследовалась прямо по поверхности валика. Для получения значительного количества железа в медном сплаве производилась наплавка медного сплава на сталь Ст.3 на различных режимах, после чего часть валика по толщине механически отрезалась для избежания ферромагнитного влияния стали на показатели магнитных свойств. Для наплавки использовались сварочные проволоки марок МНЖКТ5-1-0,2-0,2 и БрАЖНМц8,5-4-5-1,5.

Таким образом, была получена следующая зависимость: при содержании железа не более 3,7% в наплавленном металле  $\mu=1,001-1,003$ ; при содержании железа не менее 4%  $\mu([\%Fe]) \approx 0,007*[\%Fe] + 1$  (рис. 4.15).

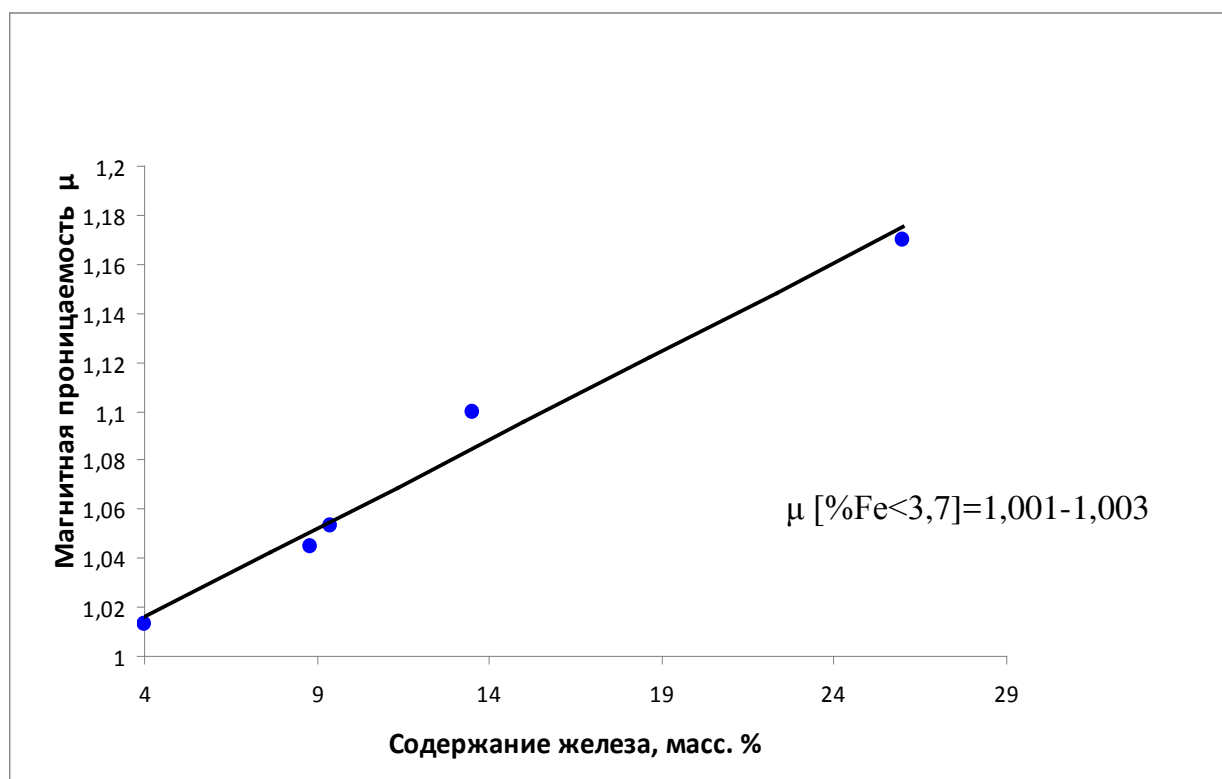


Рисунок 4.15 – Зависимость магнитной проницаемости металла, наплавленного медными сплавами не более, чем в три валика

При выполнении многопроходной наплавки сварочной проволоки марки МНЖКТ 5-1-0,2-0,2 на бронзу БрАМц9-2 магнитная проницаемость уже при содержании 1-1,5% железа в наплавленном  $\mu$  увеличивалась до 1,015. Это объясняется по-

следующими многочисленными нагревами наплавленного металла и выделением при этом мелкодисперсных частиц железистой составляющей из твердого раствора.

Таким образом, железо в составе металла шва может значительно повлиять на ухудшение магнитных свойств сварного соединения. Но при этом следует отметить, что, рассматривая магнитную проницаемость только отдельной части сварного соединения, нельзя говорить о магнитной проницаемости всего сварного соединения в целом, что требует последующей проверки и окончательного решения о возможности применения тех или других составов в качестве металла подслоя и металла шва.

В целом, выбирая состав металла подслоя в случае его наплавки на сталь, можно рассматривать как основную следующую последовательность:

1) на сталь наплавляется аргонодуговым способом выбранная в разделе 4.1 сварочная проволока марки 02Х20Н72Г3Б3 (композиция без молибдена). Эта сварочная проволока выбрана, поскольку в данном варианте применения проволоки молибден не требуется во избежание образования твердых и хрупких частиц на основе молибдена в наплавленном медном сплаве. Это обусловлено тем, что молибден практически не растворим в меди [38, 40], что может привести к образованию дефектов и понижению свойств наплавленного металла и соединения в целом.

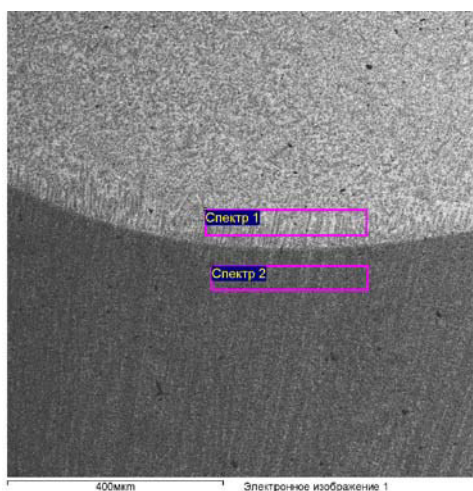
2) Далее на наплавленный металл необходимо наплавить сварочную проволоку марки МНЖКТ5-1-0,2-0,2. Это обусловлено тем, что необходимо разбавить значительное количество никеля в предыдущих слоях подслоя, наплавленного сварочной проволокой 02Х20Н72Г3Б3 на сталь. В противном случае при последующей сварке с алюминиевой бронзой образование интерметаллидной фазы на основе (Ni,Al) при таких содержаниях никеля и алюминия может привести к образованию трещин.

Во избежание повышения магнитной проницаемости сварного соединения, для наплавки меньшего количества проходов в подслое и ограничения содержания никеля, для сварки целесообразно применить сварочную проволоку марки МНЖКТ 5-1-0,2-0,2.

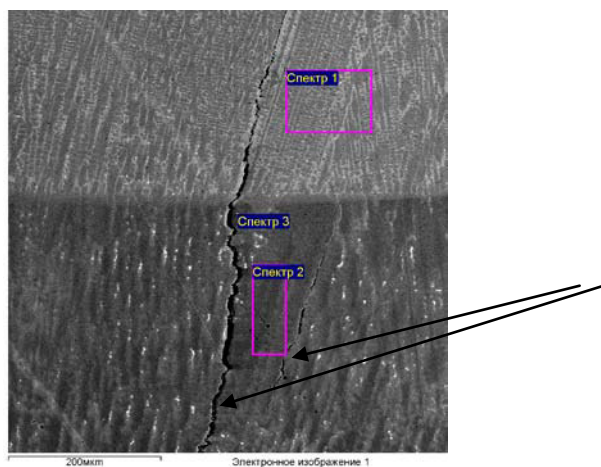
Однако после наплавки подслоя на сталь по разработанной выше схеме были установлены следующие совершенно новые и неисследованные до настоящего времени явления, свойства фаз и структуры.

Первое – наплавка проволоки марки МНЖКТ5-1-0,2-0,2 на металл, наплавленный сварочной проволокой 02Х20Н72Г3Б3 на сталь 04Х20Н6Г11М2АФБ может вы-

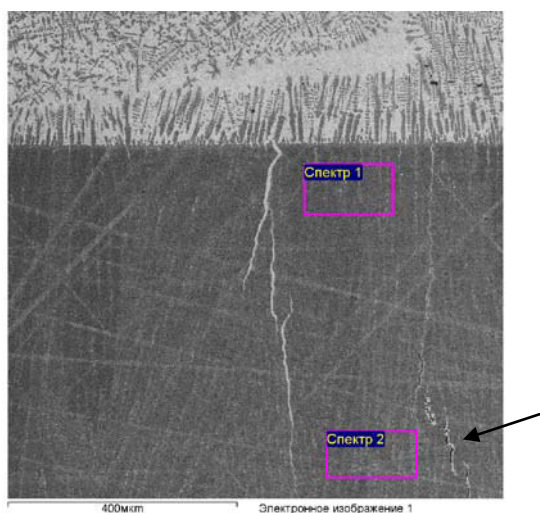
звать в слоях никелевого сплава образование трещин и межкристаллитных проникновений (рис. 4.16). Причем трещины могут образоваться и в стали.



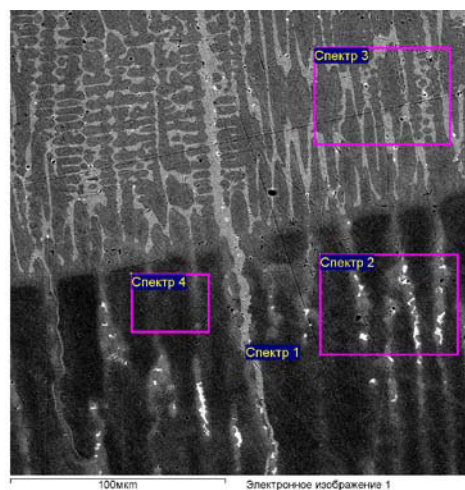
а



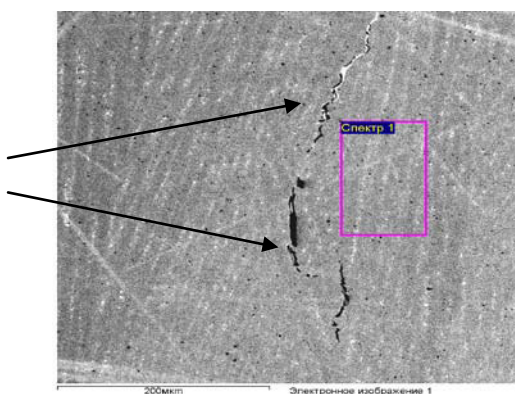
б



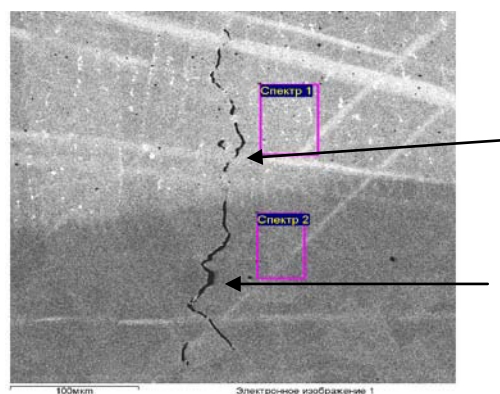
в



г



д



е

Рисунок 4.16 – Образование трещин (указаны стрелками) и межкристаллитных проникновений медного сплава (или отсутствие и тех, и других) после наплавки на сталь сварочной проволокой марки МНЖКТ5-1-0,2-0,2 подслоя, наплавленного сварочны-



ми проволоками Св-02Х20Н72Г3Б3, Св-02Х22Н64М9Б3 и LNT NiCr60/20 (выбранные в разделе 4.1) на сталь 04Х20Н6Г11М2АФБ:

а – отсутствие трещин и проникновений в соединении;

б – образование трещин в никелевом подслое;

в, д - образование проникновений медного сплава и трещин в никелевом подслое;

г - образование межкристаллитных проникновений медного сплава в никелевом подслое

(спектр 1 – 72% Cu)

е – образование трещин в никелевом подслое и в стали

Доказательством того, что настоящие проникновения являются именно межкристаллитными проникновениями медного сплава, являются результаты микрорентгеноспектрального (рис. 4.16, г, спектр 1) и EBSD-анализов (рис. 4.17).

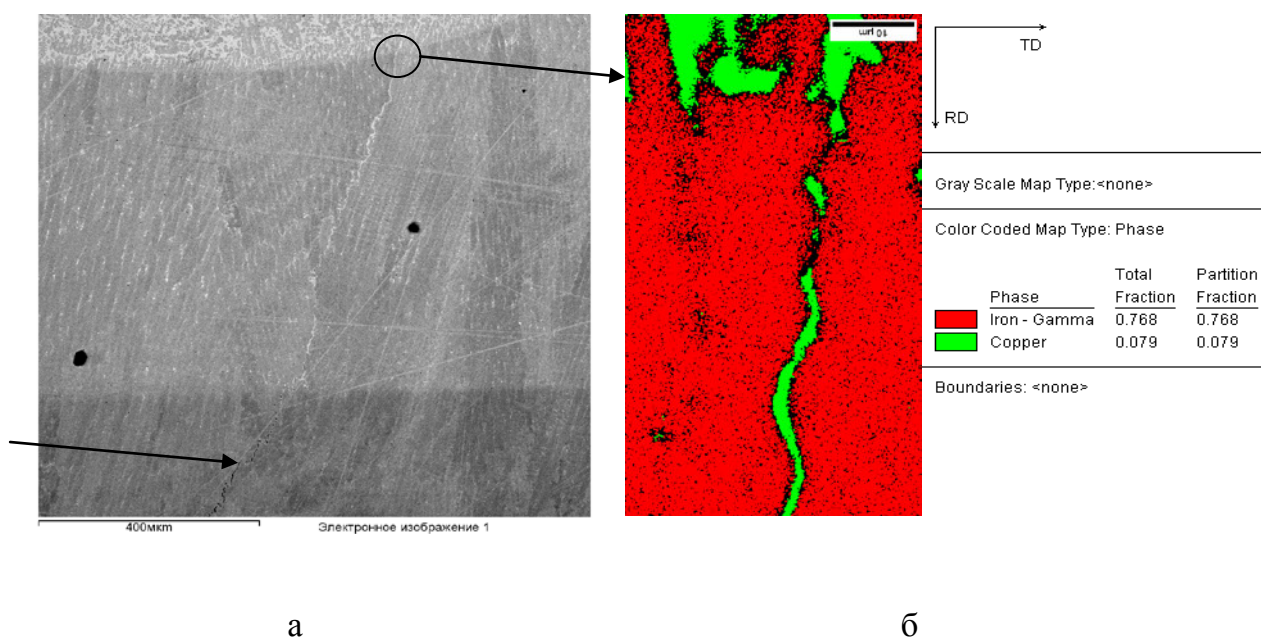


Рисунок 4.17 – Структура (а) и EBSD-анализ (б) зоны сплавления металла, наплавленного сварочной проволокой марки МНЖКТ5-1-0,2-0,2 на верхний слой, наплавленный прутками LNT NiCr60/20 на сталь ( → - односторонней стрелкой указана трещина во втором из двух слоев никелевого сплава).

Из результатов выполненных в работе исследований, приведенных на рис. 4.17, б, видно, что фазовый состав проникновения – фаза на основе меди. Подобная картина характерна для всех вариантов выбранных рабочих никелевых сплавов, наплавленных на сталь.

Поэтому можно утверждать, наблюдаются именно межкристаллитные проникновения медного сплава в наплавленный подслое на основе никеля.

Также из рис. 4.17 видно, что при наплавке медного сплава на второй слой подслоя образовавшееся в нем межкристаллитное проникновение, дойдя до границы первого и второго слоев никелевого сплава, вызвало под воздействием напряжений и деформаций образование трещины ровно на этой границе, с точностью, с которой позволяет рассмотреть эту зону электронный микроскоп. Развитие этой трещины происходит в первом слое никелевого подслоя, наплавленного непосредственно на сталь, в сторону стали и практически перпендикулярно ей.

Рассмотренный эксперимент позволяет сделать следующие выводы:

1) Металл, наплавленный сварочными проволоками 02Х20Н72ГЗБЗ, Св-02Х22Н64М9БЗ и LNT NiCrо 60/20 на сталь 04Х20Н6Г11М2АФБ, и вероятнее всего, другими подобными по составу никелевыми сплавами, может быть подвержен воздействию поверхностно-активного медного сплава при его наплавке на этот металл. Это воздействие в присутствии сварочных напряжений и деформаций может приводить к образованию в наплавленном никелевом сплаве и даже в стали межкристаллитных проникновений медного сплава и трещин.

2) Основными причинами такого воздействия являются: состав наплавляемого медного сплава, состава металла подслоя; режимы и техника наплавки, характеризующие величины напряжений и деформаций; жесткость конструкции; форма конструкции и, как можно предположить, вид поставляемого материала – литье или деформированный материал.

Таким образом, если отработать режимы и технику наплавки на модель конструкции, аналогичной самой конструкции, то есть произвести наплавку на аналогичную по габаритам и форме поверхности, аналогичной или большей жесткости, чем у самой конструкции, главной задачей прогнозирования образования трещин и межкристаллитных проникновений медного сплава будет являться соотношение составов наплавляемых медного и никелевого сплавов, а именно тех элементов, которые оказывают основное влияние при наплавке и которыми нельзя пренебречь.

Безусловно, к таким элементам в первую очередь необходимо отнести медь, которая и оказывает первоочередное влияние. Также в металл, наплавленный проволокой МНЖКТ 5-1-0,2-0,2, переходит значительное количество никеля в результате расплавления, который снижает поверхностно-активное воздействие меди при наплавке. Остальные элементы, как известно из литературных источников и из настоя-

щих экспериментов, не оказали какого-либо значительного влияния на никелевый сплав. Для выяснения, какие элементы наплавленного на сталь никелевого сплава оказывают основное влияние, рассмотрены вариации его химического состава (рис. 4.18).

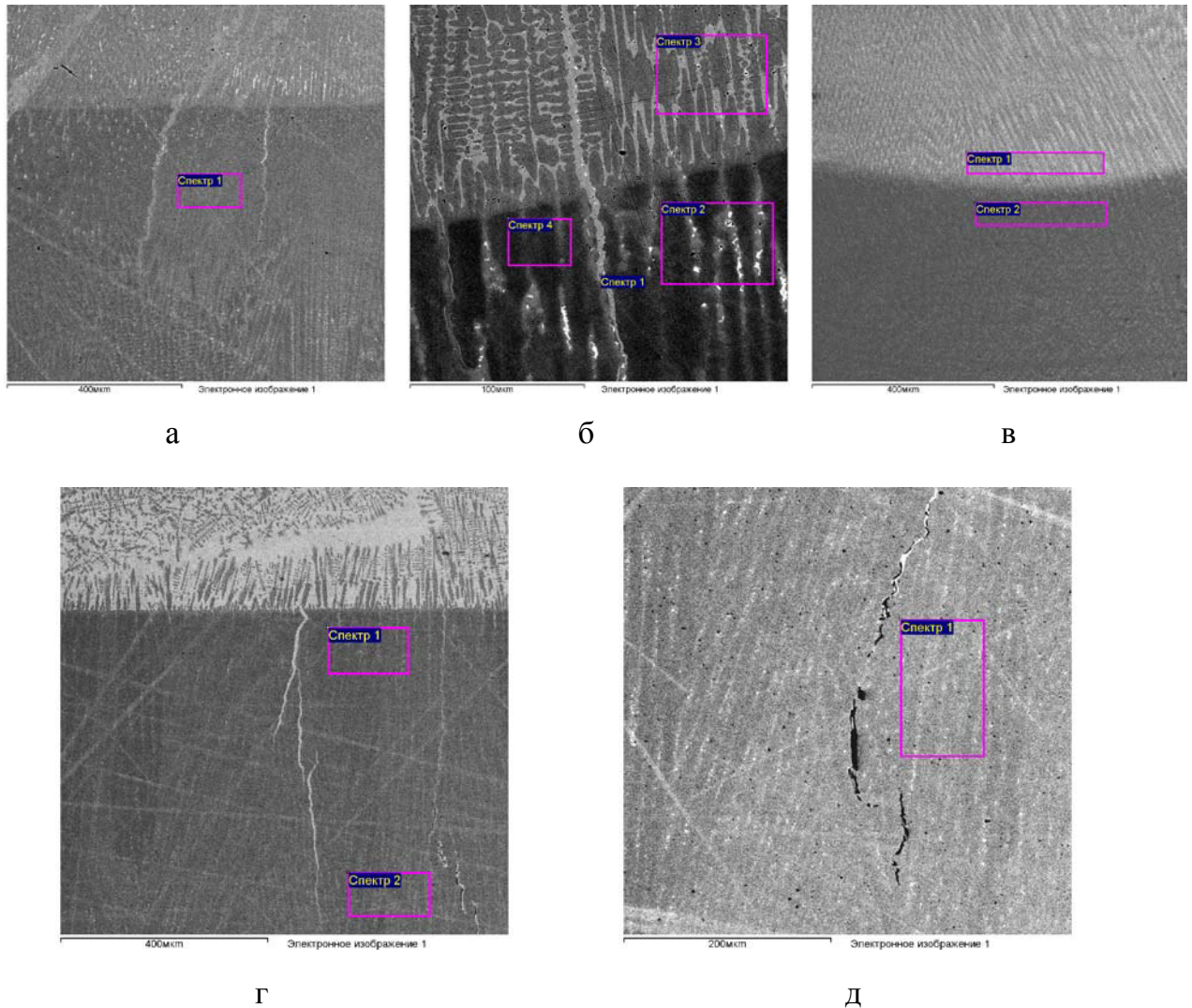


Рисунок 4.18 – Трещины и межкристаллитные проникновения в металле композиций Niоснова-Cr-Fe-Mn-Nb и Niоснова-Cr-Fe-Mn-Nb-Mo после наплавки на них сварочной проволоки МНЖКТ5-1-0,2-0,2:

а, б – межкристаллитные проникновения;

в – отсутствие межкристаллитных проникновений и трещин;

г, д – межкристаллитные проникновения и трещины

Таблица 4.2 – Химический состав металла, наплавленного сварочными проволоками Св-02Х20Н72ГЗБЗ, Св-02Х22Н64М9БЗ и LNT NiCr60/20 на сталь 04Х20Н6Г11М2АФБ

№ рисунка	№ спектра	Si	Cr	Mn	Fe	Ni	Cu	Nb	Mo
4.18 а	1	0.2	22.2	2.2	12.8	51.5	-	3,0	8.3
4.18 б	2	0.2	21.6	2.2	13.0	49.8	1.6	3.2	8.5
	4	0.1	21.8	2.3	14.2	50.5	1.2	1.9	8.0
4.18 в	2	0.3	20.9	3.6	5.4	66.3	-	2.6	0.4
4.18 г	1	0.4	20.4	6.0	23.4	46.1	1.0	2.1	0.5
	2	0.2	20.3	6.1	23.3	47.4	-	2.0	0.5
4.18 д	1	0.3	20.4	6.7	27.2	43.0	-	1.7	0.4

Исходя из теоретических основ сварки медных сплавов со сталями в части образования межкристаллитных проникновений и проведенных в настоящей работе экспериментов (рис. 4.10) очевидно, что основными элементами, которые изменяются и теоретически могут повлиять на образование или трещин, или межкристаллитных проникновений, или и того, и другого одновременно – никель и железо.

Наплавка любого известного медного сплава на чистый никель не может вызвать образования в нем ни того, ни другого, так как медь не является поверхностно-активной к этому металлу. Аналогично, как было установлено в этой работе, при наплавке сварочной проволоки марки МНЖКТ 5-1-0,2-0,2 на составы никелевых сплавов, применяемых в качестве подслоя, и близких к ним, ни трещин, ни проникновений не образовывалось (рис. 4.18, в). С повышением количества железа в рассматриваемых металлах и с понижением количества никеля, наблюдается стабильная картина – образование и того, и другого в зависимости от соотношения никеля и железа. Остальные элементы, как было установлено из экспериментов, практически не оказали заметного влияния.

Медь к железу является поверхностно-активным элементом при наплавке. И чем больше этого металла в составе рассматриваемых наплавленных никелевых сплавах, тем заметно больше и проникновений и трещин.

Таким образом, основными критериями влияния химического состава будут являться соотношения никеля и меди в медном сплаве и соотношения железа и никеля в никелевом сплаве.

Представим их графически в виде  $Cu_{\text{экв.}} = [Cu]/([Ni]+[Cu])$  и  $Fe_{\text{экв.}} = [Fe]/([Ni]+[Fe])$  (рис. 4.11)

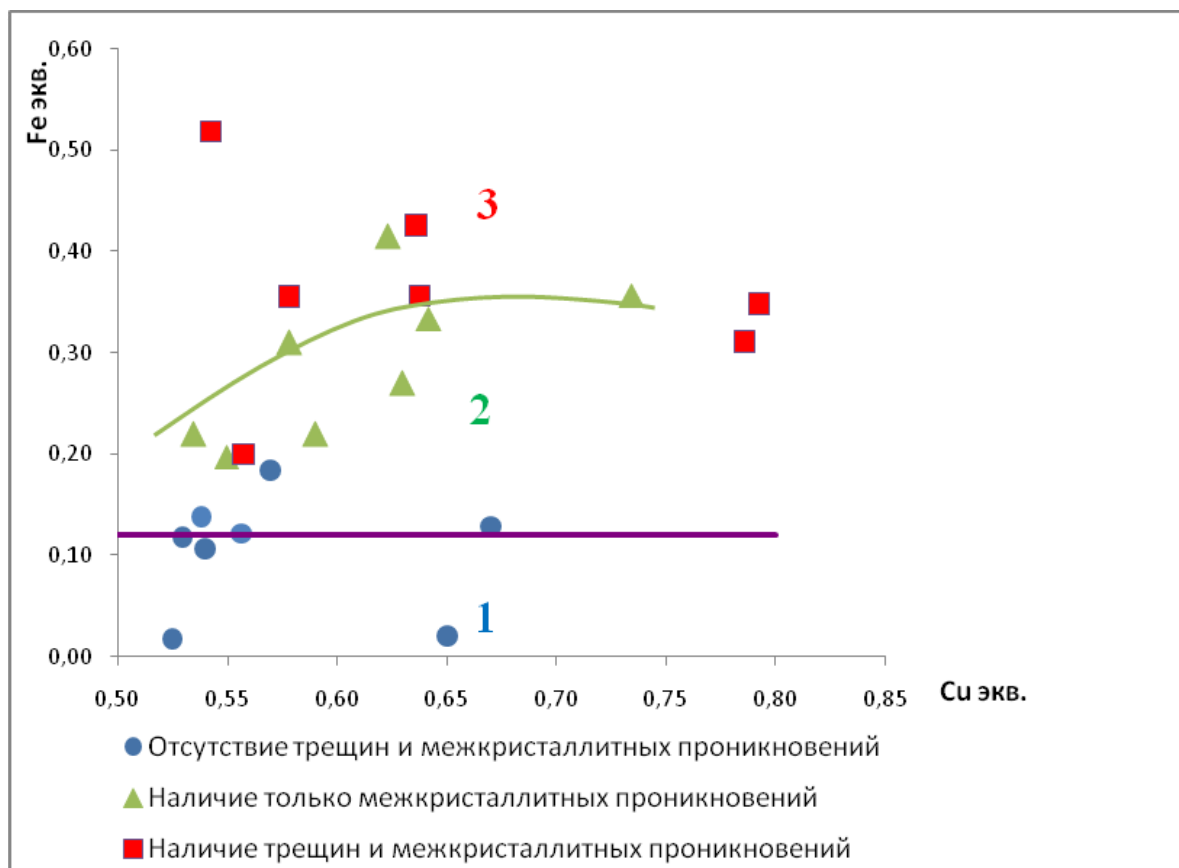


Рисунок 4.19 – Влияние  $Cu_{\text{экв.}}$  и  $Fe_{\text{экв.}}$  на образование трещин и межкристаллитных проникновений медного сплава в рассматриваемых наплавленных никелевых слоях после наплавки на них сварочной проволоки марки МНЖКТ5-1-0,2-0,2 (*область 1* – отсутствие трещин и межкристаллитных проникновений, *область 2* – наиболее вероятно образование межкристаллитных проникновений, *область 3* – вероятно образование трещин и межкристаллитных проникновений)

Из диаграммы на рис. 4.19 выбрана область для получения гарантированного отсутствия проникновений и трещин в никелевом слое после наплавки на него сварочной проволоки марки МНЖКТ 5-1-0,2-0,2 и предложен коэффициент  $k_{\text{тмп}} = [Fe]/([Ni]+[Fe]) \leq 0,12$ . Это технологически соответствует 4 и более слоям наплавленного никелевого сплава на сталь ручным аргонодуговым способом сварочной проволокой диаметром 2-3 мм и 3 и более слоям, наплавленным механизированным аргонодуговым способом сварочной проволокой диаметром 1,2 мм.

Установлена возможность получения маломангнитного наплавленного медного сплава при содержании железа заметно большем, чем регламентирует даже график на

рис. 4.7. Так, после наплавки проволоки марки МНЖКТ5-1-0,2-0,2 на никелевый под-  
 слой получен медный сплав с 13,6 % железа и магнитной проницаемостью на уровне  
 1,001-1,003 (рис. 4.20).

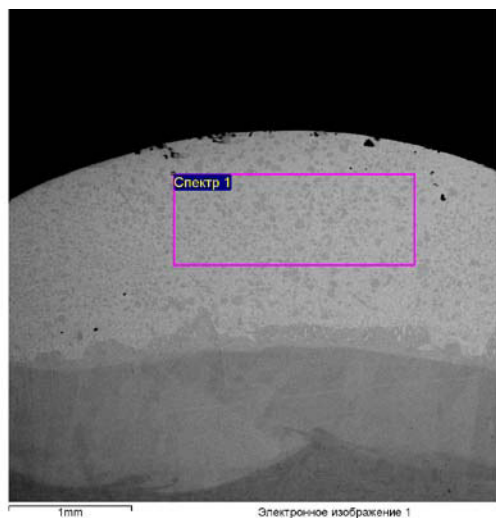
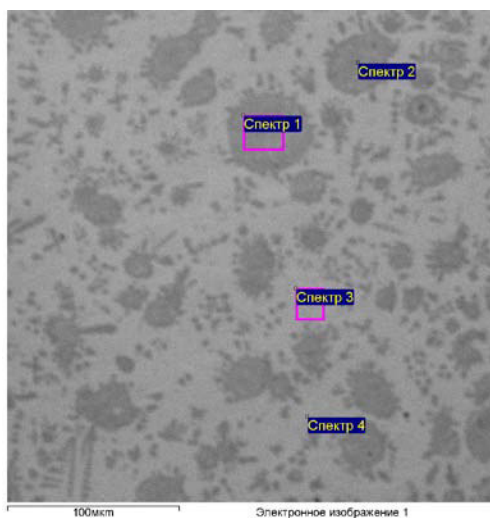


Рисунок 4.20 – Спектр 1 наплавленного медного сплава – 13,6% железа

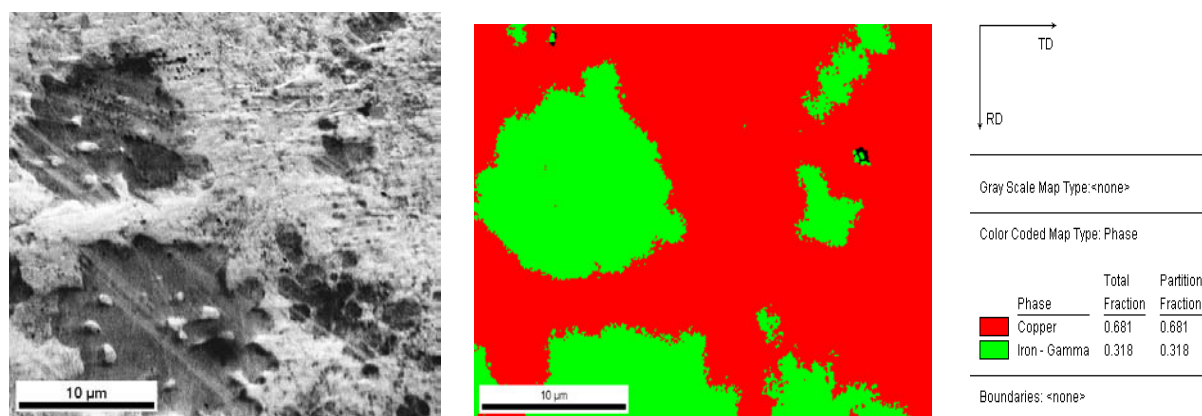
Исследования показали, что магнитная проницаемость медного сплава зависит  
 не только от содержания железа в медном сплаве, как описано в литературе, а еще и  
 от химического и фазового состава самих структурных составляющих (рис. 4.21).



Спектр	Si	Cr	Mn	Fe	Ni	Cu	Nb	Mo
Спектр 1	0.4	20.2	1.1	34.0	21.8	12.8	1.8	7.9
Спектр 2	0.5	20.5	1.2	34.3	22.5	11.4	1.9	7.7
Спектр 3	0.2	1.7	3.7	3.0	8.7	82.7		
Спектр 4	0.2	1.7	3.8	3.2	9.0	82.1		

Рисунок 4.21 – Химический состав структурных составляющих наплавленного медно-  
 го сплава.

Из рис. 4.21 видно, что химический состав фазы на основе железа содержит значительное количество элементов-аустенитизаторов – более 21% никеля и значительное количество меди – более 11%, а матрица медного сплава – около 3% железа. На основании графика на рис. 4.7 можно сделать вывод, что магнитная проницаемость одной только матрицы медного сплава менее 1,01. Фазовый состав железистой составляющей установлен с применением EBSD-анализа (рис. 4.22).



а б в  
Рисунок 4.22 – Фаза на основе железа (а) и ее фазовый EBSD -анализ (б, в)

Из рис. 4.22 (б) видно, что фаза на основе железа – это аустенит, который имеет магнитную проницаемость менее 1,01.

Эти результаты доказывают то, что магнитная проницаемость медного сплава зависит не только от количества железа в нем, но и в каком фазовом состоянии оно в нем кристаллизуется –  $\alpha$ - или  $\gamma$ -фазе – и, соответственно, как влияет на магнитную проницаемость соединения.

Однако наплавка проволоки марки МНЖКТ5-1-0,2-0,2 на никелевый подслои, как показал эксперимент, может приводить к образованию трещин в наплавленном металле (рис. 4.23). Образование трещин наблюдались не во всех, а в ряде экспериментов. При этом трещины шли только по области фазы на основе меди (более светлая область на рис. 4.15).

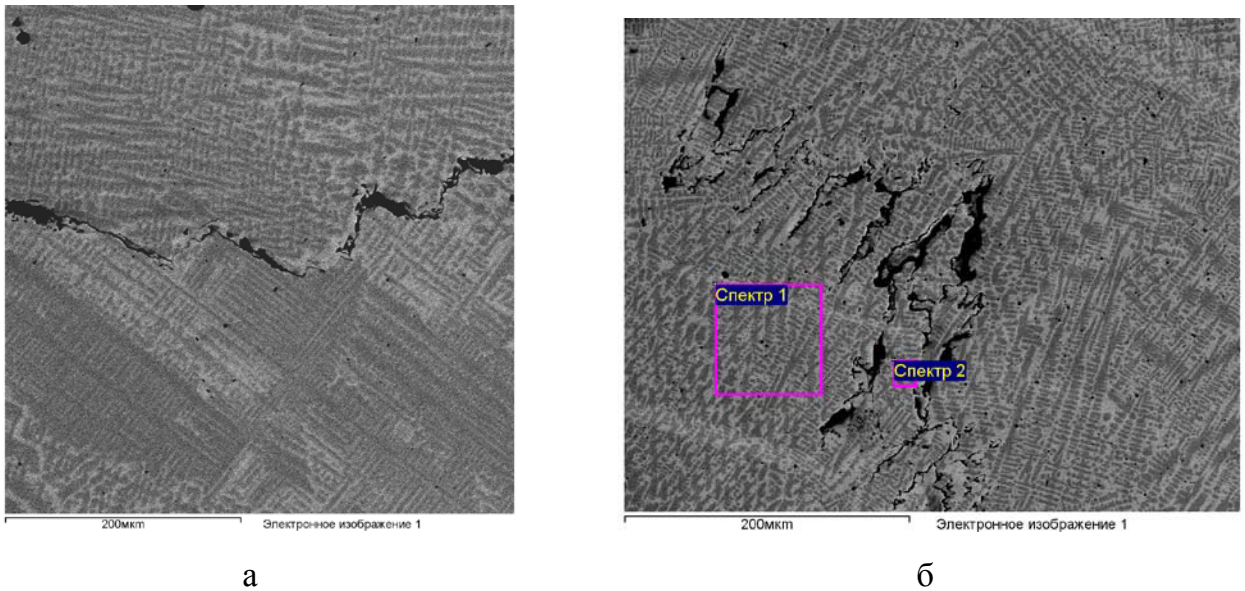


Рисунок 4.23 – Трещины в металле, наплавленном сварочной проволокой марки МНЖКТ5-1-0,2-0,2 на слой металла, наплавленный сварочной проволокой марки 02Х20Н72ГЗБ3 на сталь

Такая склонность к трещинообразованию в наплавленном медном сплаве может быть объяснена следующим образом. Во-первых, переходом в медный сплав значительного количества хрома и железа в результате проплавления подложки из никелевого сплава. Из источников [119,120] известно, что хром может заметно снижать стойкость против образования трещин при наплавке медного сплава из-за снижения пластических свойств материала. Во-вторых, рассмотрение диаграммы состояния Cu-Ni-Cr (рис. 4.24) показывает следующее.



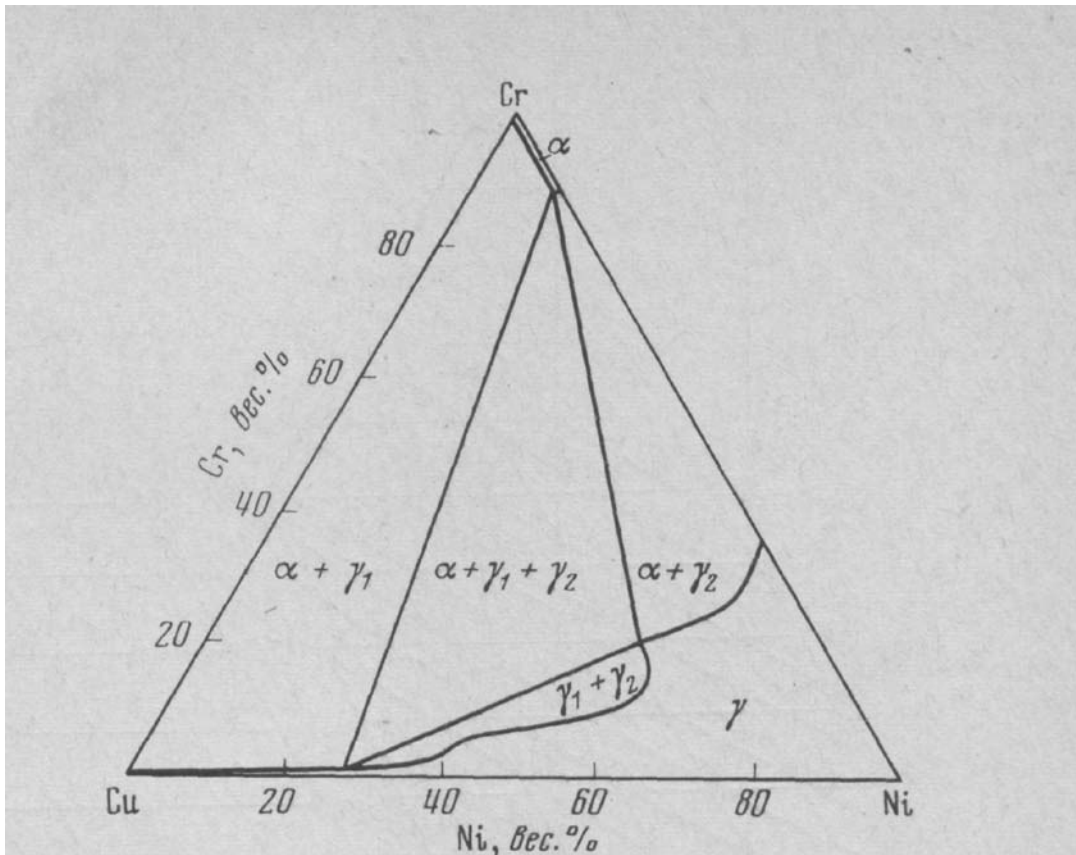


Рисунок 4.24 – Тройная диаграмма медь-никель-хром

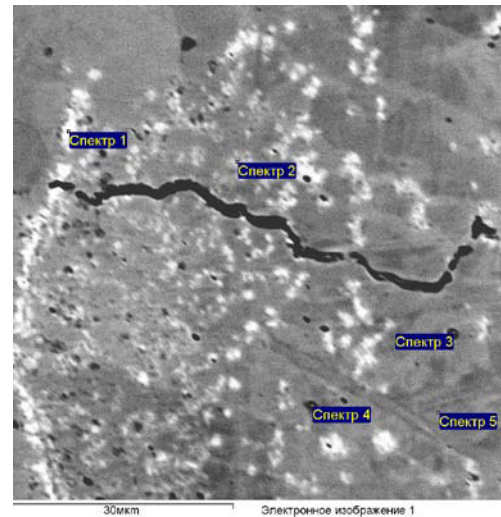
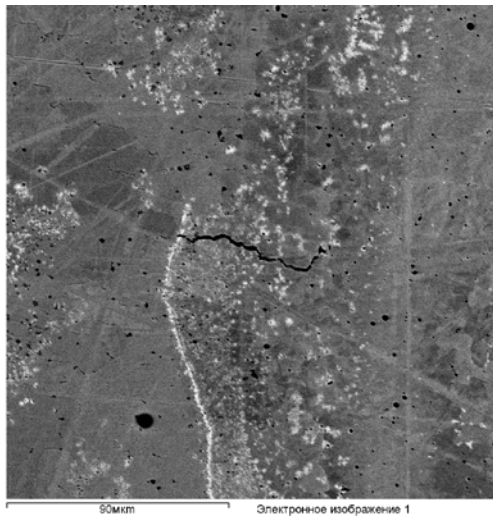
Из рис. 4.24 видно, что на диаграмме существует однофазная область  $\gamma$ -твердого раствора на основе никеля, расслоение на  $\gamma_1$  и  $\gamma_2$  ( $\gamma$  – твердый раствор на основе никеля и  $\gamma$ - твердый раствор на основе меди) и область с выделением  $\alpha$  – твердый раствор на основе хрома. Вероятнее всего, наиболее устойчивая против трещинообразования область будет относиться к однофазной области твердого раствора на основе никеля в данной системе, все остальные при наличии областей твердых растворов на основе меди с хромом будут заметно снижать стойкость против высокотемпературных трещин наплавленного металла.

Таким образом, настоящий вариант композиции подслоя на основе сварочных материалов - 02X20H72ГЗБЗ-МНЖКТ5-1-0,2-0,2 – может не обеспечить необходимое качество и свойства наплавленного металла.

#### **4.2.2 Разработка системы легирования металла подслоя для наплавки на бронзу. Выбор сварочных материалов. Исследование особенностей наплавки металла подслоя на бронзу.**

Был рассмотрен второй вариант подслоя – подслоя на бронзу БрАМц9-2. На основании выводов раздела 4.1 о необходимости предотвращения образования трещин от интерметаллидной фазы (Ni,Al), был опробован вариант избежать этой ситуации при помощи сварочной проволоки марки МНЖКТ5-1-0,2-0,2. Ранее было установлено, что медно-никелевый сплав с 5-6,5% никеля в составе может растворять до 10% алюминия [84, 86]. Такой состав можно получить, наплавив на бронзу сварочную проволоку марки МНЖКТ 5-1-0,2-0,2. Поскольку в бронзе БрАМц9-2 алюминия менее 10%, то в металле, наплавленном проволокой марки МНЖКТ 5-1-0,2-0,2 на бронзу, алюминий должен полностью растворяться. Исследования показали, что в таком наплавленном металле отсутствуют дефекты в виде трещин, пористости и т.д. Фазовый состав металла наплавки –  $\alpha$ -твердый раствор на основе меди без каких-либо структурных выделений, поэтому в качестве присадочного материала для наплавки промежуточного подслоя была использована сварочная проволока марки МНЖКТ 5-1-0,2-0,2. Для предотвращения образования плен оксида алюминия наплавка производилась на переменном токе ручным аргонодуговым способом. Режим наплавки: ток 200-240 А, расход аргона 9-10 л/мин, диаметр проволоки 3 мм, напряжение 16-17 В.

Далее на слой, наплавленный проволокой марки МНЖКТ 5-1-0,2-0,2 на бронзу БрАМц9-2, была произведена наплавка ручным и механизированным аргонодуговым способом всеми принятыми в настоящей работе сварочными проволоками на основе никеля композициями с молибденом и без молибдена (рис. 4.25).



Спектр 1 – основа 37,3% молибдена

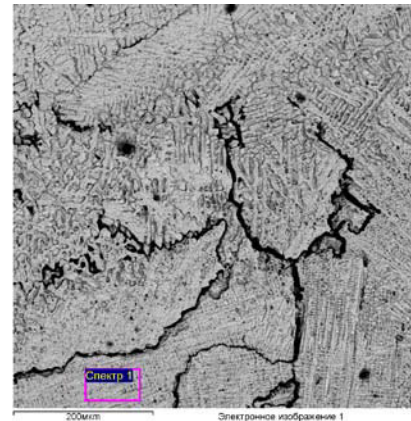
а

б



в

г



д

е

Спектр	Al	Si	Ti	Cr	Mn	Fe	Ni	Cu	Nb
Спектр 1	1.6	0.4	0.30	13.5	1.8	1.1	42.2	36.9	1.9

Рисунок 4.25 – Трещины в зоне сплавления МНЖКТ5-1-0,2-0,2 с никелевым сплавом с содержанием молибдена 8,0-10,0% (а, б), зона сплавления МНЖКТ5-1-0,2-0,2 с никелевым сплавом без молибдена (в, г), трещины в середине никелевого сплаве без молибдена, наплавленного на МНЖКТ5-1-0,2-0,2 (д, е)

Из рис. 4.25 видно, что при наплавке композиций никелевых сплавов с молибденом на медно-никелевый сплав с 5% никеля выделяется значительное количество фазы на основе молибдена, которая снижает пластичность и деформационную способность зоны сплавления, что приводит к образованию трещин. При наплавке композиций без молибдена, зона сплавления без дефектов, что подтверждает предыдущее объяснение о влиянии молибдена на образование трещин в зоне сплавления с медным сплавом. Однако наблюдается образование трещин в центре наплавленного никелевого сплава во всех экспериментах, что объясняется получением двухфазной области тройной диаграммы медь-никель-хром, природа которых была объяснена в разделе 4.2.1 (рис.4.16). Отсутствие трещин в сплаве с молибденом в зонах, кроме зоны сплавления можно объяснить более высокой стойкостью к образованию трещин в наплавленном металле от модификационного воздействия самого молибдена.

Таким образом, применение никелевого сплава без молибдена недопустимо, годны к дальнейшему применению только прутки с 8,0-10,0% молибдена - Св-02Х22Н64М9Б3 и LNT NiCrO 60/20.

Основной задачей затем явилось обеспечение качественного сплавления никелевого сплава с бронзой. Основным решением является наплавка материала, повышающего растворимость молибдена в зоне сплавления. Таким материалом может быть медно-никелевый сплав с высоким содержанием никеля.

В настоящее время в НИЦ «Курчатовский институт» - ЦНИИ КМ «Прометей» разработана коррозионно-стойкая сварочная проволока для наплавки арматуры из алюминиевой бронзы марки Св-МНЖМцТК40-1-1-0,3-0,1, содержащая около 40% никеля. Однако такое высокое содержание никеля может привести к образованию трещин от интерметаллидной фазы (Ni,Al).

Результат наплавки сварочной проволоки Св-МНЖМцТК40-1-1-0,3-0,1 на бронзу БрАМц9-2 приведен на рис. 4.26.



Рисунок 4.26 – Трещина в металле, наплавленном сварочной проволокой марки Св-МНЖМцТК40-1-1-0,3-0,1 на алюминиевую бронзу БрАМц9-2 (увеличение  $\times 200$ )

Поскольку структурных выделений интерметаллидов визуалью не было обнаружено, был произведен рентгенофазовый анализ наплавленного металла, который подтвердил наличие интерметаллидной фазы  $\text{Ni}_3\text{Al}$  (рис. 4.27).

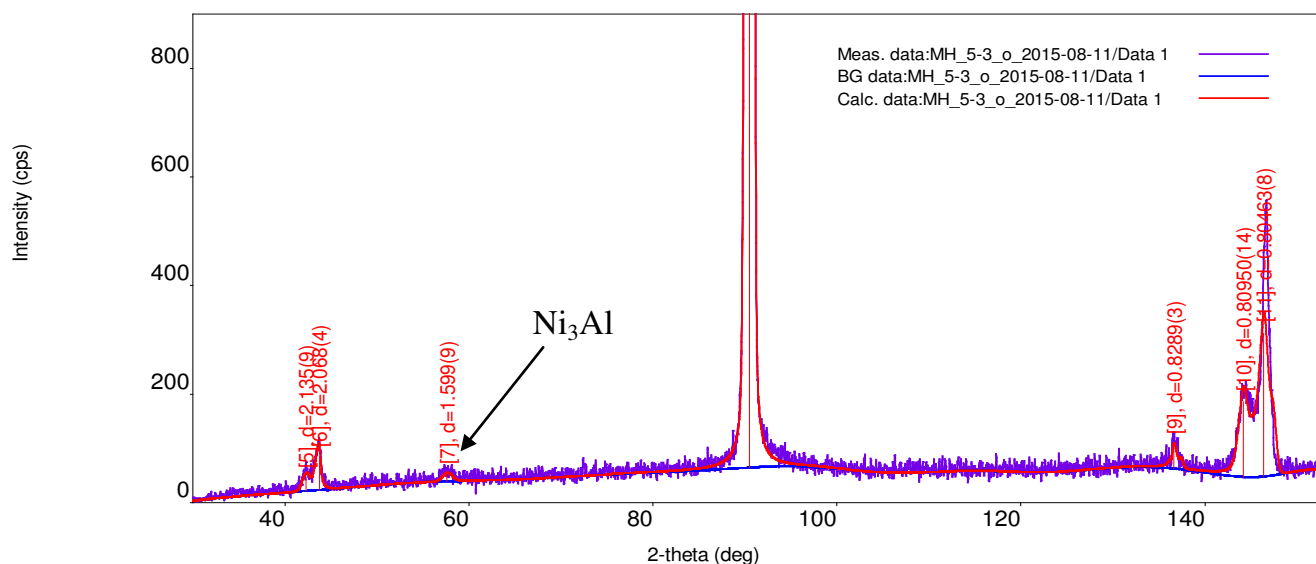


Рисунок 4.27 – Рентгенофазовый анализ наплавленного металла.

Для разработки технологии наплавки подслоя экспериментально было установлено содержание алюминия, обеспечивающее отсутствие трещин в слое, наплавленном проволокой Св-МНЖМцТК 40-1-1-0,3-0,1 на металл подслоя (рис. 4.28). Трещины образовались во всех пробах в основном слое при содержании в нем алюминия

2,2 % и выше. При содержании алюминия в рабочем слое не более 1,5% трещины в соединении гарантированно не образовывались. При содержании алюминия в рабочем слое от 1,5% до 2,2 % на образование трещин в нем вероятнее всего заметно влияли режимы наплавки, геометрические параметры валиков, техника сварщика.

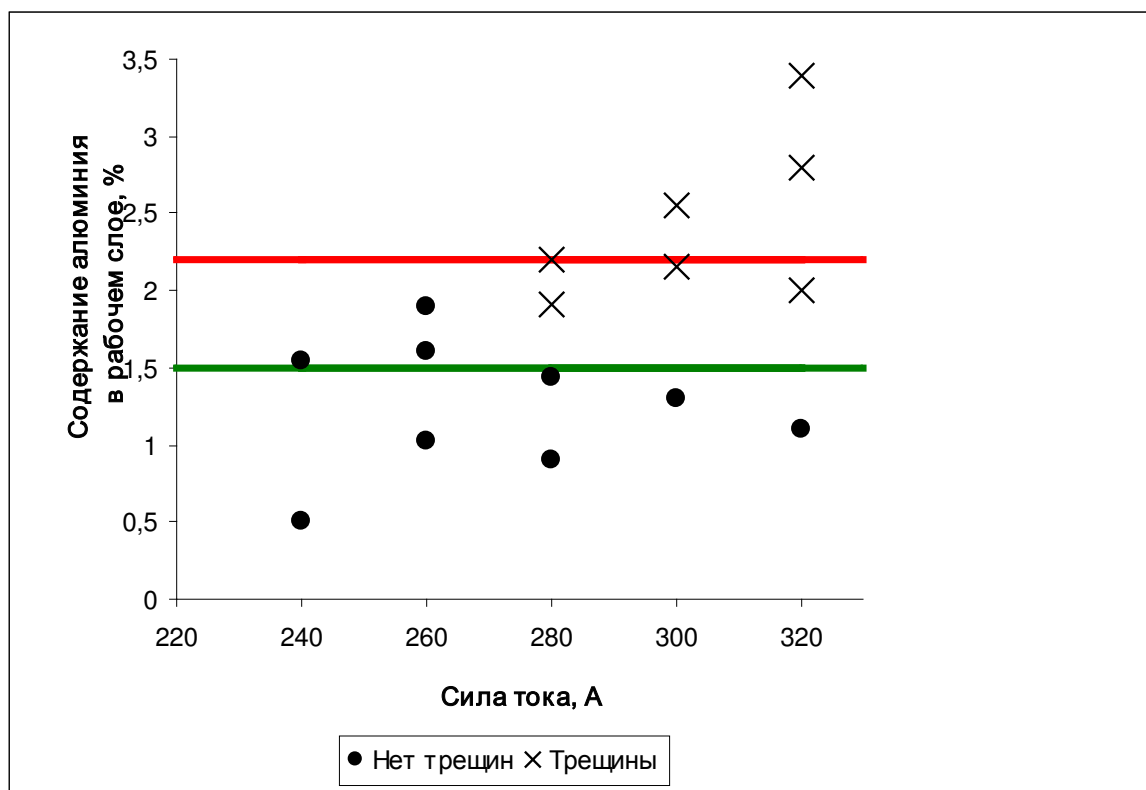


Рисунок 4.28 – Возможность трещинообразования в наплавленном рабочем слое в зависимости от содержания в нем алюминия и рабочего тока наплавки

На основе исследований были разработаны технологические параметры наплавки коррозионно-стойкого сплава марки Св-МНЖМцТК 40-1-1-0,3-0,1 на бронзу марки БрАМц9-2. Для обеспечения отсутствия трещин в наплавленном металле, на бронзу предварительно необходимо наплавить не менее двух слоев подслоя проволокой марки МНЖКТ 5-1-0,2-0,2 общей высотой не менее 2,5 мм. Такие параметры подслоя обеспечивают гарантированное содержание алюминия в рабочем слое менее 1,5 %. Далее на подслое наплавляется слой проволокой марки Св-МНЖМцТК 40-1-1-0,3-0,1 высотой не менее, чем в 2 слоя, что обеспечивает содержание никеля в нем на уровне 30-40%.

Далее были наплавлены ручным аргодуговым способом неплавящимся электродом на переменном токе и механизированным аргодуговым способом слой сварочными проволоками композиции Ni-Cr-Mn-Mo-Nb и механически обработаны с обеих плоскостей для стыковки под сварку. Дефектов ни визуальнo, ни металлографически не было обнаружено (рис. 4.29).

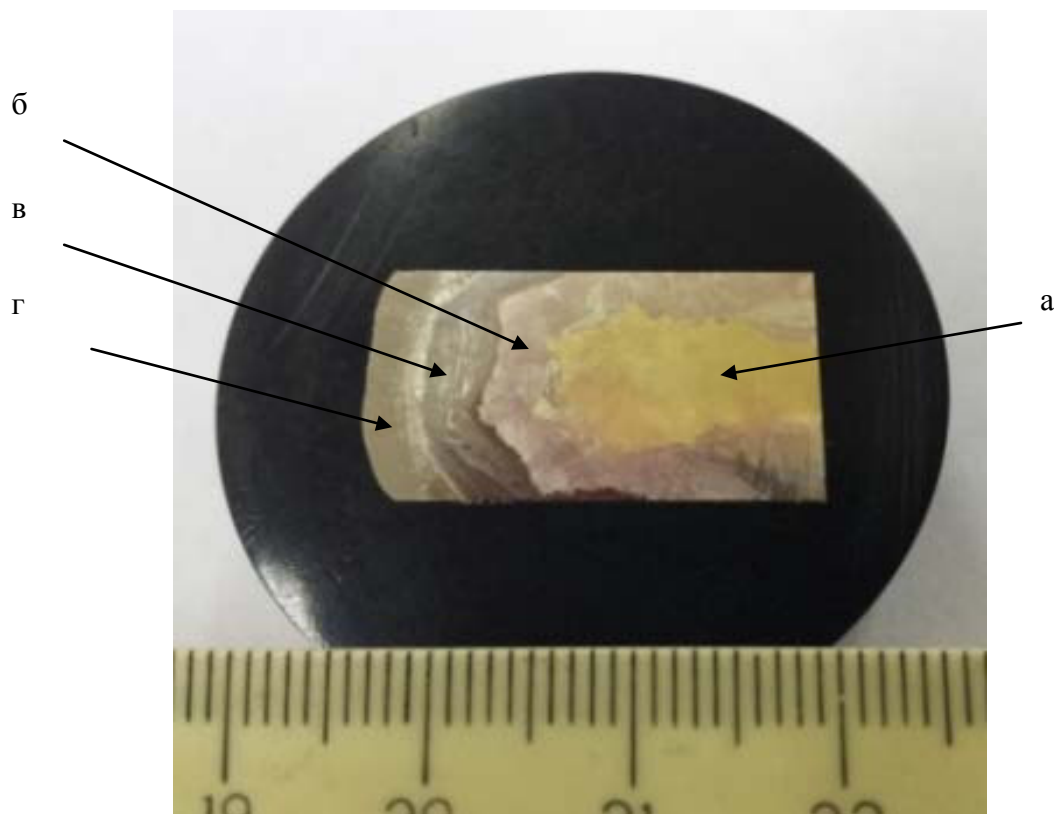


Рисунок 4.29 – Шлиф соединения, полученного наплавкой маломагнитного подслоя ручным аргодуговым способом неплавящимся электродом на бронзу. Использованные основной металл (а) и сварочные материалы (б-г):

- а – бронза БрАМц9-2
- б – МНЖКТ5-1-0,2-0,2
- в - Св-МНЖМцТК40-1-1-0,3-0,1
- г - LNT NiCr 60/20

Структура металла, наплавленного выбранными композициями проволок LNT NiCr 60/20 и Св-02Х22Н64М9Б3, отлична от структуры аналогичного подслоя при наплавке сварочных проволок системы Ni-Cr-Mn-Nb. Для сравнения на металл, на-

плавленный сварочной проволокой Св-МНЖМцТК40-1-1-0,3-0,1, была наплавлена сварочная проволока марки 02Х20Н72ГЗБЗ (рис. 4.30).

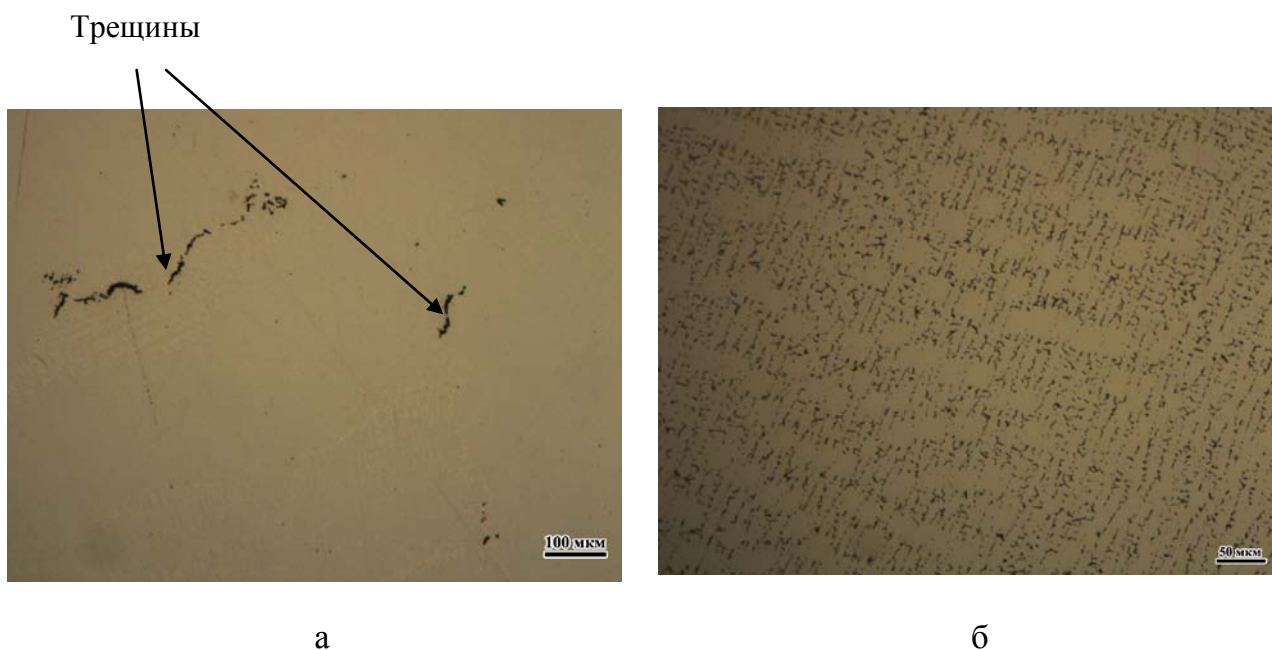


Рисунок 4.30 – Середина металла, наплавленного на подслои системы Св-МНЖМцТК40-1-1-0,3-0,1-МНЖКТ5-1-0,2-0,2-БрАМц9-2:

а – сварочной проволокой Св-02Х20Н72ГЗБЗ;

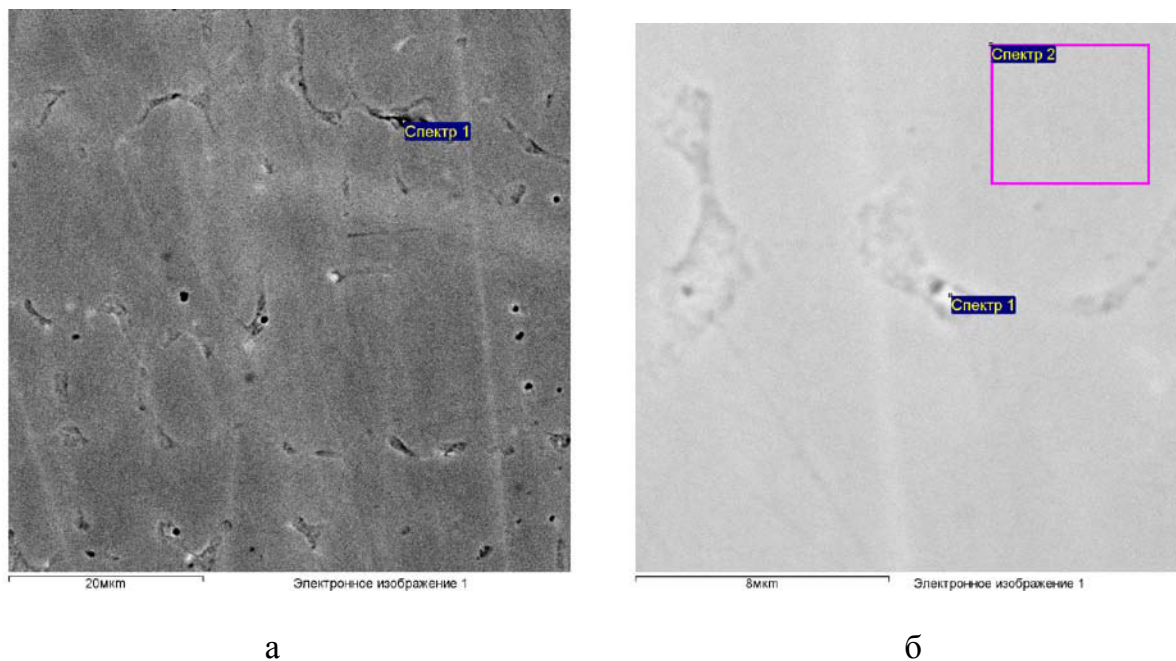
б - сварочной проволокой Св-02Х22Н64М9БЗ .

Исследуя структуры, приведенные на рис. 4.22, можно заметить, что при использовании материала 02Х20Н72ГЗБЗ даже при наплавке на медный сплав с содержанием порядка 30-40% никеля, наплавленный металл кристаллизуется неоднородно с появлением областей как с однофазной  $\gamma$ -структурой на основе никеля, не содержащей дефектов, так и с двухфазными областями: протяженными  $\gamma_1$ -твердым раствором на основе меди, в которых образуются трещины, и  $\gamma_2$ -твердым раствором на основе никеля.

После кристаллизации металла, наплавленного сварочными проволоками марок Св-02Х22Н64М9БЗ и LNT NiCr 60/20, образуется однородная структура. Наблюдается отсутствие протяженных границ и локальных неоднородностей с многочисленными выделениями фазы на основе меди (рис. 4.30,б). Исследования, выполненные с применением электронного микроскопа (рис. 4.31) показывают, что фаза на основе меди кристаллизовалась в виде небольших по протяженности выделений, в составе которых обнаружены модификаторы – молибден или совместно ниобий с молибде-



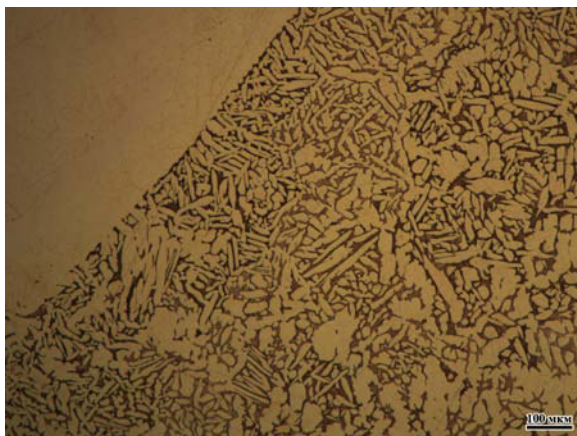
ном. Остальная часть наплавленного металла – фаза на основе никеля. Именно такая структура и обеспечила повышение стойкости к образованию трещин при наплавке и получение качественного соединения.



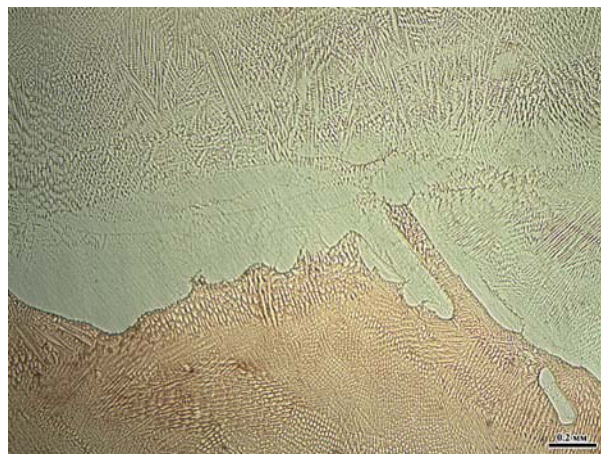
Спектр	Al	Ti	Cr	Mn	Fe	Ni	Cu	Nb	Mo
Спектр 1	0.3	1.9	6.7	0.6	0.4	20.6	39.7	26.2	3.6
Спектр 2	0.5	0.17	16.7	0.3	0.6	56.3	16.1	1.9	7.6

Рисунок 4.31 – Структура и состав металла, наплавленного сварочной проволокой марки LNT NiCrMo 60/20

Структура наплавленного подслоя представлена на рис 4.32 (следует отметить, что структура слоев, наплавленных Св-02Х22Н64М9Б3 и LNT NiCrMo 60/20, идентична). Выделений на основе молибдена в зоне сплавления Св-МНЖМцТК40-1-1-0,3-0,1 - LNT NiCrMo 60/20 не обнаружено.



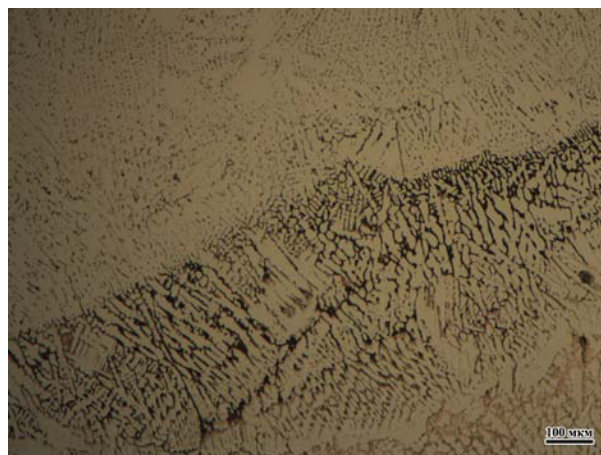
а



б



в



г

Рисунок 4.32 – Структура подслоя по высоте:

а – зона сплавления МНЖКТ5-1-0,2-0,2 – бронза

б – зона сплавления МНЖКТ5-1-0,2-0,2 – Св-МНЖМцТК40-1-1-0,3-0,1

в- зона сплавления Св-МНЖМцТК40-1-1-0,3-0,1 - LNT NiCro 60/20

г – зона сплавления LNT NiCro 60/20 - LNT NiCro 60/20

Таким образом, разработанная композиция подслоя [МНЖКТ5-1-0,2-0,2- Св-МНЖМцТК40-1-1-0,3- (LNT NiCro 60/20 или Св-02Х22Н64М9Б3)] обеспечила получение качественного соединения. Эта композиция подслоя и была принята для дальнейшей сварки.

**4.3 Разработка технологии сварки металла подслоя с основным металлом. Исследование особенностей формирования состава, структуры и свойств сварного соединения, выполненного ручным и механизированным аргонодуговыми способами.**

Сварка подслоя со сталью производилась ручным аргонодуговым способом неплавящимся электродом с присадочной проволокой LNT NiCrO 60/20 диаметром 2 мм и механизированным аргонодуговым способом присадочной проволокой Св-02Х22Н64М9Б3 диаметром 1.0 мм.

Были отработаны следующие режимы сварки:

1) ручной способ: ток переменный – 230-280 А, напряжение 16-19 В, расход аргона – 10-11 л/мин;

2) механизированный способ : постоянный ток обратной полярности 200-240 А, напряжение 25-26 В, расход аргона - 12-15 л/мин, скорость сварки – 17-20 м/ч.

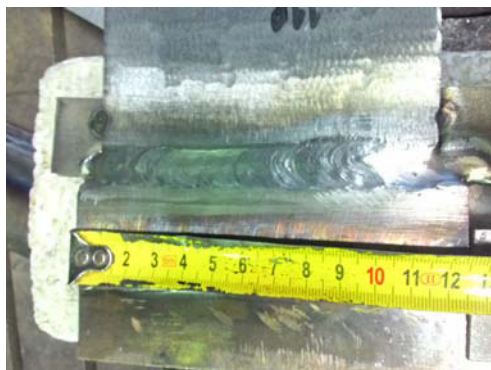
Сварные соединения приведены на рис. 4.33.



а



б



в



г

Рисунок 4.33 – Сварка ручным способом (а,б,в) и сваренное соединение механизированным способом алюминиевой бронзы с азотсодержащей сталью 04Х20Н6Г11М2АФБ

Визуальным, радиографическим и металлографическим контролем дефектов в сварных соединениях не было обнаружено. Макрошлиф сварного соединения представлен на рис. 4.34.

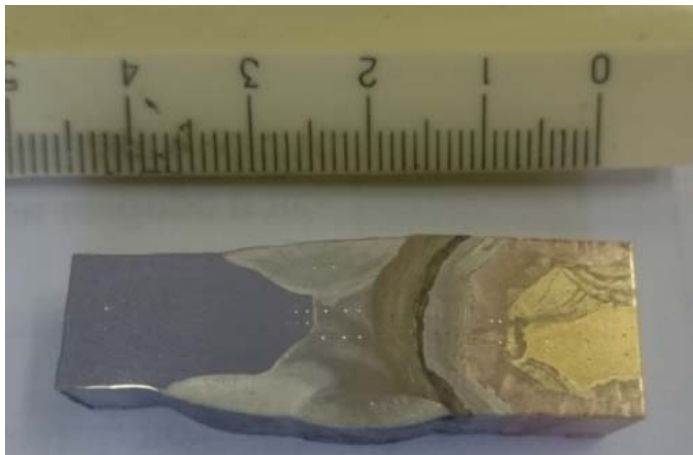


Рисунок 4.34 – Макрошлиф сварного соединения азотсодержащей стали 04X20H6Г11М2АФБ с алюминиевой бронзой БрАМц9-2.

Магнитная проницаемость сварного соединения составила менее 1,01. Измерена магнитная проницаемость по шлифам и на образцах, вырезанных поперек сварных соединений (рис.4.35).



Рисунок 4.35 – Образцы на магнитную проницаемость по РД.5.9197.

Полученные значения временного сопротивления соединений составили 408-422 МПа, что более требуемых 250 МПа. Разрушение произошло на всех образ-

цах по подслою в области металла, наплавленного сварочной проволокой марки МНЖКТ5-1-0-,2-0,2 на бронзу.

Вид образцов после разрушения представлен на рис. 4.36, разрушение произошло по подслою в зоне металла, наплавленного сварочной проволокой марки МНЖКТ 5-1-0,2-0,2 на бронзу.



Рисунок 4.36 – Вид цилиндрических образцов на статическое растяжение из сварных соединений, изготовленных ручным (а) и механизированным (б) способами

На основании исследований было установлено, что для отсутствия трещин в стали содержание меди в металле шва должно быть не более 1,5 %. Для этого необходимо наплавить не менее 4 слоев никелевого подслоя ручным способом или 3 слоев механизированным способом.

Разработанная технология освоена на заводе АО «Армалит», выпущены «Технологические рекомендации на выполнение сварки бронзы БрАМц 9-2 с азотсодержащей сталью 04Х20Н6Г11М2АФБ для изготовления маломагнитных узлов трения».

Основываясь на проведенных исследованиях, на литературных данных [96, 97], для упрощения технологии и улучшения свойств может быть предложен вариант для замены материала втулки в узле трения с бронзы БрАМц9-2 на медно-никелевый сплав МН40 (порядка 40 % никеля), разработанный в НИЦ «Курчатовский институт» - ЦНИИ КМ «Прометей». Материал Св-МНЖМцТК40-1-1-0,3-0,1 является прототипом сплава МН40, отличаясь от него по химическому составу лишь отсутствием добавок алюминия, ниобия и ванадия для улучшения технологичности и стойкости против образования трещин при сварке. МН40 является сплавом, предполагающим работу на трение в арматуре [96, 97], в отличие от МНЖМцТК40-1-1-0,3-0,1, обладающий магнитной проницаемостью заметно меньшей, чем 1,01, временным сопротивлением более 500 МПа.

За счет уже имеющегося необходимого содержания никеля сварка сплава МН40 с азотсодержащей сталью производится аналогично сварке наплавленной части подслоя проволокой Св-МНЖМцТК40-1-1-0,3-0,1:

1) наплавка подслоя - не менее 4 слоев никелевого подслоя ручным способом или 3 слоев механизированным способом сварочными проволоками LNT NiCro 60/20 или Св-02Х22Н64М9Б3.

2) сварка наплавленного подслоя этими же проволоками - LNT NiCro 60/20 или Св-02Х22Н64М9Б3 – непосредственно с азотсодержащей сталью.

Но поскольку сплав МН40 не является материалом, включенным в государственные стандарты для применения его как материала в пару трения со сталями, и не проведено исследований в этой области, в настоящее время этот вариант является перспективным для последующего внедрения при получении требуемых триботехнических характеристик, предъявляемых проектантами для рассматриваемых узлов трения.

Таким образом, разработанная технология обеспечила получение качественных маломагнитных сварных соединений алюминиевой бронзы БрАМц9-2 с азотсодержащей сталью 04Х20Н6Г11М2АФБ с магнитной проницаемостью менее 1,01 и временным сопротивлением на уровне 400 МПа.

#### **Выводы по главе 4**

1. Применение для наплавки подслоя на азотсодержащую сталь 04Х20Н6Г11М2АФБ сварочных проволок на основе меди с высоким содержанием никеля и марганца, чистого никеля, монель-металла, БрКМц3-1 приводит к образованию трещин в стали от воздействия меди, порообразованию в наплавленном металле от воздействия азота из стали, повышению магнитной проницаемости соединения. Применение аустенитно-ферритной сварочной проволоки ЭП-263Ш обеспечивает качество соединения, но приводит к повышению магнитной проницаемости заметно больше, чем 1,01. Поэтому эти материалы не могут быть применены для получения маломагнитных соединений медного сплава со сталью.

2. Рассмотрен вариант получения маломагнитных соединений медных сплавов со сталью 04Х20Н6Г11М2АФБ с применением наплавки подслоя на сталь [Ni основа-

(18-22%)Cr-Fe-Mn-Nb] - [Cu основа -(5-6,5%)Ni]. Установлены особенности взаимодействия медного сплава при его наплавке на никелевый сплав на межфазной границе в виде образования межкристаллитных проникновений и трещин в нем, установлены особенности влияния химического и фазового состава на магнитную проницаемость наплавленного металла.

3. Разработана композиция металла подслоя, наплавленного на медный сплав, [Cu основа -(5-6,5%)Ni] – [Cu основа -(30-42%)Ni] -[Ni основа-(18-22%)Cr -Mn-Nb-Mo], обеспечивающая магнитную проницаемость  $\mu < 1,01$  и временное сопротивление не менее 250 МПа сварных соединений медно-никелевых сплавов и алюминиевых бронз со сталью 04X20H6Г11M2АФБ. Выбраны сварочные материалы и разработана технология наплавки подслоя на медный сплав.

4. Установлено, что молибден в присадочной проволоке в сплавах [Ni основа-(18-22%)Cr -Mn-Nb-(8-10%)Mo], являясь модификатором, обеспечивает отсутствие трещин в металле шва, вызываемых переходом в него железа из стали и меди из подслоя. Применение аналогичных присадочных материалов системы [Ni основа-(18-22%)Cr -Mn-Nb] без молибдена приводит к образованию продольных трещин в корне шва.

5. Предложены критерии пористости в металле, наплавленном на сталь 04X20H6Г11M2АФБ, присадочными материалами на основе никеля на основании влияния их элементов на активность азота, выделяющегося из стали в процессе наплавки. Установлены соотношения:  $Ni_{\text{экв.н.м.}}/Cr_{\text{экв.н.м.}} \leq 1,2$  – отсутствие пористости в шве;  $Ni_{\text{экв.н.м.}}/Cr_{\text{экв.н.м.}} \geq 1,8$  – значительная пористость в шве. При применении выбранных для сварки присадочных материалов на основе никелевых сплавов повышению стойкости шва против порообразования способствует содержание в них углерода до 0,03%, содержание хрома 18-22% и применение в них ниобия.

6. Установлено, что фаза на основе железа в наплавленном медном сплаве при наличии в нем элементов-аустенитизаторов может кристаллизоваться не только в виде  $\alpha$ -Fe фазы, но и в виде  $\gamma$ -Fe фазы. Показана возможность получения соединений с магнитной проницаемостью  $\mu < 1,01$  с наплавленным медно-никелевым сплавом вне зависимости от среднего содержания в нем железа. Получена зависимость магнитной проницаемости  $\mu$  от содержания железа для сплава [Cu основа -(5-6,5%)Ni] при его однопроходной ручной аргонодуговой наплавке на низкоуглеродистую сталь при кристаллизации фазы на основе железа в виде  $\alpha$ -Fe фазы:  $[\%Fe] \leq 3,7\%$   $\mu = 1,001 - 1,003$ ;  $[\%Fe] \geq 4\%$ ,  $\mu([\%Fe]) \approx 0,007 * [\%Fe] + 1$

## Глава 5. Разработка технологии сварки медно-никелевого сплава МНЖ 5-1 с азотсодержащей сталью 04Х20Н6Г11М2АФБ при отсутствии специальных требований по магнитной проницаемости

### 5.1 Разработка состава металла подслоя и обоснование выбора сварочных материалов. Отработка режимов и разработка технологии наплавки подслоя

Поскольку азотсодержащие стали находят все большее применение в судостроении, необходимо рассмотреть все варианты получения качественного сварного соединения медных сплавов со сталью как с обязательным требованием по магнитной проницаемости, так и без этого требования, так как для ряда изделий данное требование может не понадобиться, а экономически и технически это может быть заметно выгоднее.

В главе 4 было показано, что медный сплав можно сварить со сталью 04Х20Н6Г11М2АФБ через подслоя, наплавленный сварочной проволокой ЭП-263Ш на сталь. Исследуем химический состав различных зон металла соединения, полученного наплавкой сплава МНЖКТ 5-1-0,2-0,2 на сталь 04Х20Н6Г11М2АФБ через подслоя, наплавленный проволокой ЭП-263Ш (табл.5.1).

Таблица 5.1 – Средний химический состав зон металла соединения, наплавленного сплавом МНЖКТ 5-1-0,2-0,2 на сталь 04Х20Н6Г11М2АФБ через подслоя, наплавленный проволокой ЭП-263Ш

Зона соединения, полученного наплавкой	Химический состав элементов, вес. %									
	Si	V	Cr	Mn	Fe	Ni	Ti	Nb	Mo	Cu
сталь вдали от зоны сплавления	0,36	0,12	19,94	10,81	59,60	6,99	-	0,12	2,06	-



Зона соединения, полученного наплавкой	Химический состав элементов, вес. %									
	Si	V	Cr	Mn	Fe	Ni	Ti	Nb	Mo	Cu
середина подслоя из ЭП-263Ш	0,53	0,09	26,03	5,66	58,99	7,54	-	0,06	1,10	-
металл наплавки МНЖКТ 5-1-0,2-0,2 в зоне сплавления с подслоем	0,41	-	1,09	0,98	3,55	5,83	0,12	-	-	88,15
середина металла наплавки МНЖКТ 5-1-0,2-0,2	0,43	-	0,31	0,69	1,92	6,72	0,22	-	-	89,71

Из таблицы 5.1 видно, что за счёт доли участия основного металла химический состав металла подслоя уже заметно отличается от исходного ЭП-263Ш. В металл подслоя перемешиванием добавилось значительное количество марганца (аустенитизатора), содержание никеля уменьшилось совсем незначительно. В то же время заметно уменьшилось содержание элемента-ферритизатора хрома. Таким образом, можно предположить, что за счёт увеличения содержания количества аустенита увеличится вязкость металла подслоя и уменьшится его магнитная проницаемость.

В металле наплавки сплавом МНЖКТ 5-1-0,2-0,2 на металл подслоя содержание железа даже в зоне сплавления меньше 4-5 %, а по сечению металла наплавки в среднем составляет 1,92 %. Это подтверждают металлографические исследования, свидетельствующие о том, что фаза на основе железа не должна была выделиться (выделение фазы на основе железа в шве при сварке происходит при содержании железа в нём более 4-5 %). Такие невысокие значения количества железа объясняются

тем, что наплавка медного сплава была произведена практически без расплавления подслоя.

Для разработки технологии наплавки металла подслоя необходимо четко установить, какое количество ферритной фазы необходимо получить в металле подслоя во избежании образования трещин как в подслое, так и в стали, поскольку, по данным [51] ферритная фаза обеспечивает снижение поверхностной активности медного сплава по отношению к стали. Было установлено, что при одном слое подслоя возможно проникновение медного сплава металла шва в подслоя на всю толщину подслоя, что может вызвать появление трещин в стали при сварке; также возможно и трещинообразование и в самом металле подслоя (рис. 5.1).



Рисунок 5.1 – Трещины в стали и подслое при сварке с одним слоем подслоя

Расчетным путем по диаграмме Шеффлера было установлено, что при содержании ферритной фазы в подслое не менее 40-50% на кромке при сварке сплава марки МНЖ 5-1 с азотсодержащей сталью 04Х20Н6Г11М2АФБ толщинами до 13 мм трещинообразования в металле подслоя и в стали, а также недопустимых межкристаллитных проникновений медного сплава в подслоя можно избежать.

Кроме того, для дополнительной более объемной оценки образования возможных дефектов и исключения падения механических свойств наплавленного подслоя была произведена сварка пластин толщиной 13 мм стали 04Х20Н6Г11М2АФБ непосредственно сварочной проволокой ЭП-263Ш ручным аргонодуговым способом с V-образной (рис. 5.2) и К-образной разделками (рис. 5.3).

Пластины с V-образной разделкой кромок были собраны под сварку с развалом и двумя прихватками. Режим, на котором, выполнялись прихватки – сила тока 120 А,

расход аргона 8-10 л/мин. Всего было выполнено 14 проходов вместе с заваркой выбранного корня.

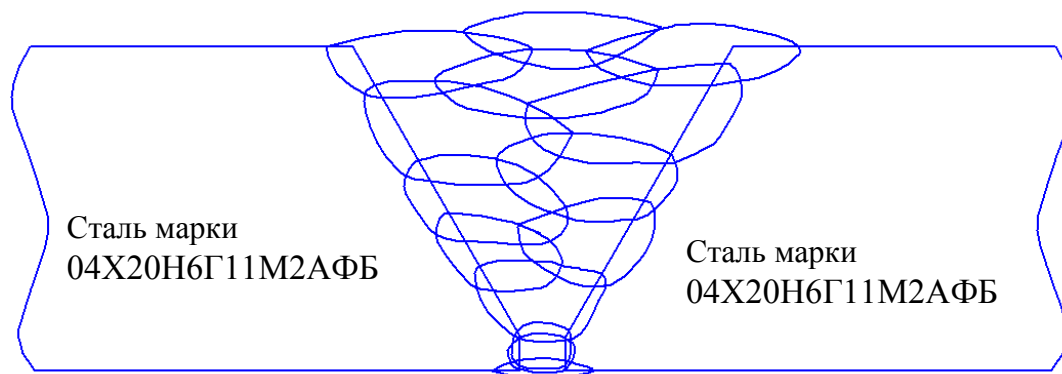


Рисунок 5.2 – Схема раскладки валиков по сечению металла шва V-образного сварного соединения сталей 04X20H6Г11M2АФБ, выполненного присадочной проволокой ЭП-263Ш

Корневой проход был выполнен на токе 140-160 А с полным проваром, расход аргона 8-10 л/мин. Дефектов не обнаружено. После этого было выполнено 3 прохода на режиме: ток – 160-180 А, расход аргона 8-10 л/мин. Далее была произведена выборка корня шва до основного металла и последующая ее заварка. Она производилась в два прохода на режиме: сила тока - 180А, расход аргона 8-10 л/мин. Оставшиеся проходы были заварены на режимах: сила тока – 180-220 А.

Формирование шва и плавление металла на подобранных режимах хорошие, разбрызгивание отсутствовало. Дефектов в виде трещин, значительной пористости, свищей и т.п. внешним осмотром, радиографическим контролем и металлографическими исследованиями не обнаружено.

Пластины с К-образной разделкой кромок были собраны под сварку с двумя прихватками. Режим, на котором выставлялись прихватки – сила тока 120 А, расход аргона 8-10 л/мин. Всего было выполнено 12 проходов вместе с заваркой выбранного корня.

Корневой проход был выполнен на токе 160 А, расход аргона 8-10 л/мин с проваром корня. После этого было выполнено 2 прохода на токах 160-180 А при расходе аргона 8-10 л/мин. Далее была произведена выборка корня шва до основного металла и последующая заварка выборки. Она производилась на проход на режиме: ток – 200 А, расход аргона 8-10 л/мин. Оставшиеся проходы были выполнены на режимах: сила тока – 180-200 А, расход аргона 8-10 л/мин. Дефектов в виде трещин, сплошной по-

ристости, свищей и т.п. внешним осмотром, радиографическим контролем и металлографическими исследованиями не обнаружено.

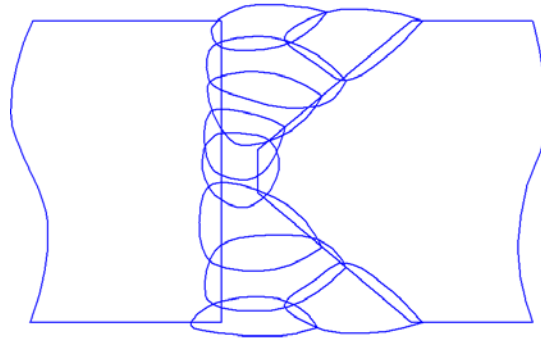


Рисунок 5.3 – Схема раскладки валиков по сечению металла шва К-образного сварного соединения сталей 04Х20Н6Г11М2АФБ, выполненного присадочной проволокой ЭП-263Ш

Структура металла шва изменяется от корня к поверхности металла шва. В корне шва структура представляет аустенит и некоторое количество  $\delta$ -феррита (рис. 5.4).



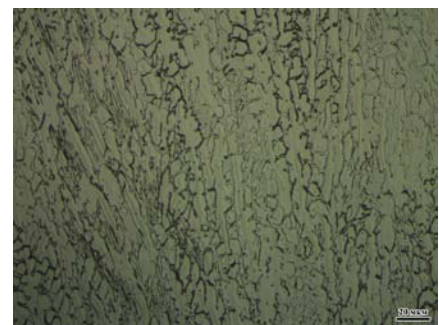
а



б



в



г

Рисунок 5.4 – Структура металла середины корня шва:  
а, б – соединения с V-образной разделкой под сварку  
в, г – соединения с К-образной разделкой под сварку

В связи с увеличением доли присадочного металла и уменьшением доли участия основного металла, чем ближе к поверхности металла шва, тем большее количество  $\delta$ -

феррита образуется в нём. При этом ближе к поверхности металла шва во всех сварных соединениях количество ферритизаторов настолько возрастает (особенно количество хрома – основного ферритизатора в исследуемом металле шва), что наблюдается на фотографиях шлифов изменение структуры на феррито-аустенитную с крупным зерном феррита и выделением аустенита в теле зерна феррита и на межзёрнных границах (рис.5.5), а также вероятнее всего карбидов или карбонитридов.

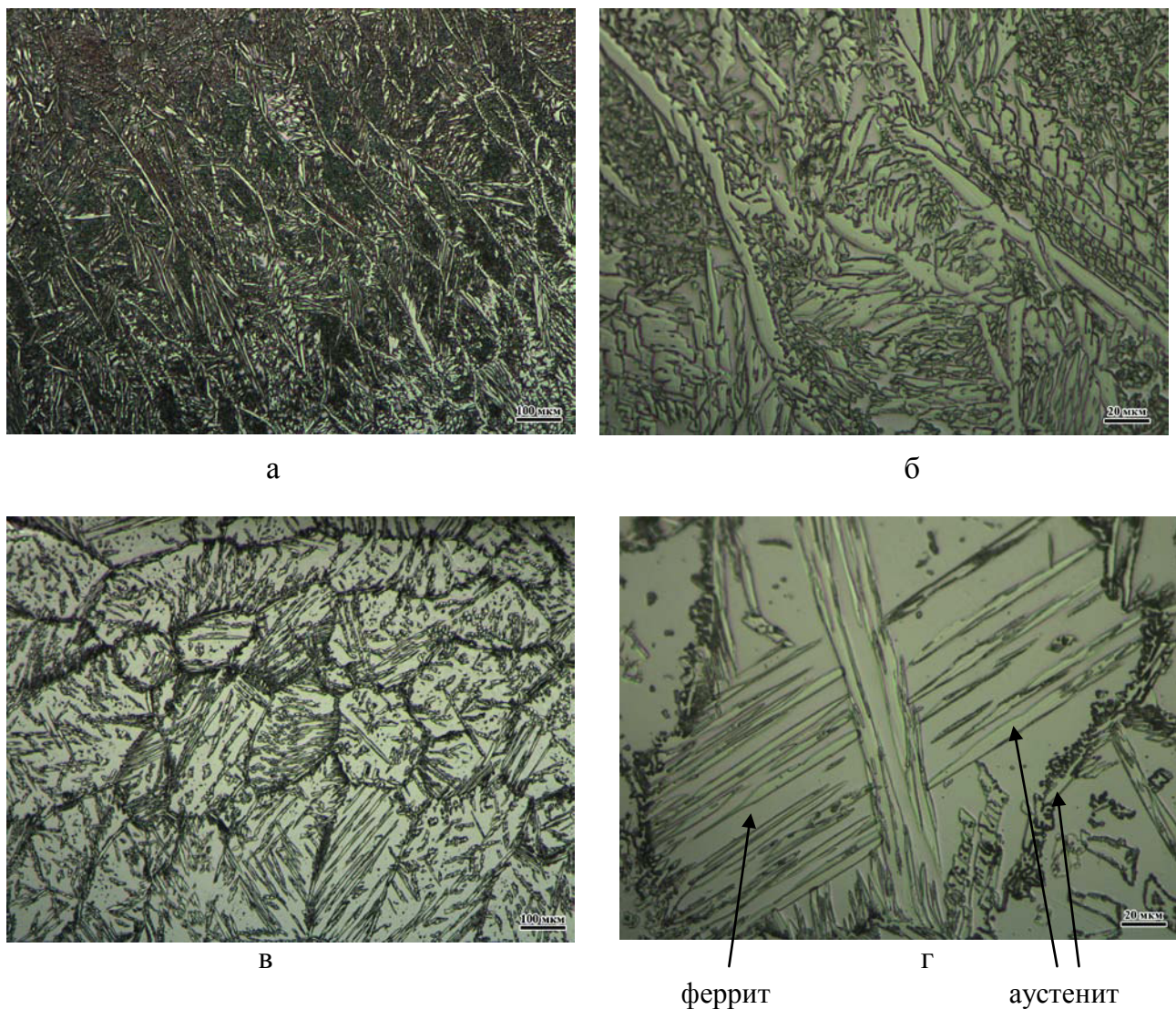


Рисунок 5.5 – Структура металла шва в середине (а, б) и у его поверхности (в, г)

В соединениях с К-образной разделкой феррито-аустенитная структура значительно ближе к поверхности по высоте металла шва, что связано с меньшим углом разделки и, соответственно, с меньшей долей участия присадочной проволоки и большей долей участия основного металла.

В стали в зоне термического влияния (на расстоянии порядка 0,6-1,2 мм) наблюдается некоторое увеличение размеров зерна (рис. 5.6).

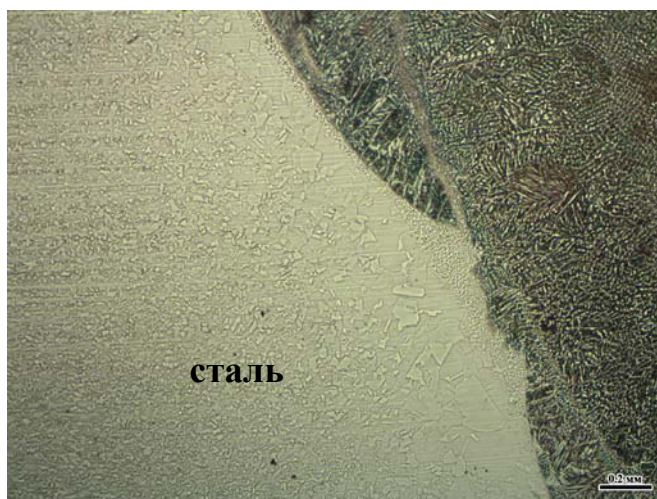


Рисунок 5.6 – Зона сплавления металла шва со сталью в сварном соединении сталей 04X20H6Г11M2АФБ присадочной проволокой ЭП-263Ш

Результаты испытаний образцов на растяжение из сварных соединений сталей 04X20H6Г11M2АФБ приведены в таблице 5.2. Из таблицы 5.2 видно, что сварные соединения имеют прочность выше основного металла, что позволяет утверждать, что подслои, наплавленный проволокой ЭП-263Ш на азотсодержащую сталь марки 04X20H6Г11M2АФБ, не уменьшит временного сопротивления разнородных сварных соединений медных сплавов с данной азотсодержащей сталью.

Таблица 5.2 – Значения временного сопротивления сварных соединений сталей марки 04X20H6Г11M2АФБ и основного металла и место разрушения сварных соединений

Материал	Временное сопротивление $\sigma_b$ , МПа	Место разрыва
Сварные соединения с V-образной разделкой	$\frac{874-882}{878}$	по металлу шва
Сварные соединения с К-образной разделкой	$\frac{968-939}{954}$	по металлу шва
сталь марки 04X20H6Г11M2АФБ	не менее 850	-

Примечание: значения временного сопротивления сварных соединений с V-образной и К-образной разделками приведены по результатам испытаний пяти образцов.

Образцы на растяжение после испытаний представлены на рисунке 5.7.



а



б

Рисунок 5.7 – Фотографии образцов из сварных соединений сталей марки 04X20H6Г11М2АФБ, изготовленных при помощи проволоки марки ЭП-263Ш, после испытаний на растяжение:

а – сварные образцы с предварительной V-образной разделкой кромок

б – сварные образцы с предварительной К-образной разделкой кромок

Также из таблицы видно, что значения временного сопротивления сварных соединений с предварительной К-образной разделкой больше значений соединений с V-образной разделкой кромок. Можно предположить, что это связано с тем, что в К-образной разделке геометрические размеры шва меньше, чем при V-образной разделке.

Результаты испытаний образцов на ударную вязкость при комнатной температуре приведены в таблице 5.3.

Таблица 5.3 – Значения ударной вязкости сварных соединений сталей марки 04X20H6Г11М2АФБ, изготовленных при помощи сварочной проволоки ЭП-263Ш

Материал	Ударная вязкость KCV, Дж/см <sup>2</sup>	Место надреза
Сварные соединения с V-образной разделкой	<u>40,5; 47,1; 50,4</u> 46,0	по центру шва
сталь марки 04X20H6Г11М2АФБ	не менее 100	-

Из таблицы 5.3 видно, что значения ударной вязкости сварных образцов с надрезом по центру шва сварных соединений ниже по сравнению с ударной вязкостью стали.

По фотографии излома (рис. 5.8) разрушение можно классифицировать как хрупкое с малой энергоёмкостью. Такое охрупчивание по сравнению с основным металлом, который при испытании на ударную вязкость имеет вязкий излом, можно объяснить тем, что надрез был сделан на поверхности шва в слое с достаточно хрупкой структурой феррита с выделениями аустенита в теле зерна и по границам зёрен (рис. 5.5 в, г).



Рисунок 5.8 – Фотографии образцов из сварных соединений сталей марки 04X20H6Г11M2АФБ, сваренных с применением проволоки марки ЭП-263Ш, после испытаний на ударную вязкость

Поэтому для получения качественного сварного соединения медного сплава марки МНЖ 5-1 с азотсодержащей аустенитной сталью марки 04X20H6Г11M2АФБ с высокими статической прочностью и ударной вязкостью необходимо наплавлять проволокой марки ЭП-263Ш наименьшее количество слоёв, надёжно обеспечивающих отсутствие трещинообразования и других дефектов во всех зонах этого соединения.

В настоящей работе было установлено, что для получения сварных соединений при наплавке на сталь только одного слоя подслоя проволокой ЭП-263Ш для его сварки со сплавом МНЖ 5-1 могут образоваться трещины как в металле подслоя, так и в стали; при наплавке на сталь двух и более слоёв - трещины и другие дефекты в сварном соединении отсутствуют.



Также было установлено, что в случае значительного проплавления металла подслоя при сварке стали с медным сплавом возможно образование трещин в кристаллизационных прослойках в фазе на основе железа (рис. 5.9).

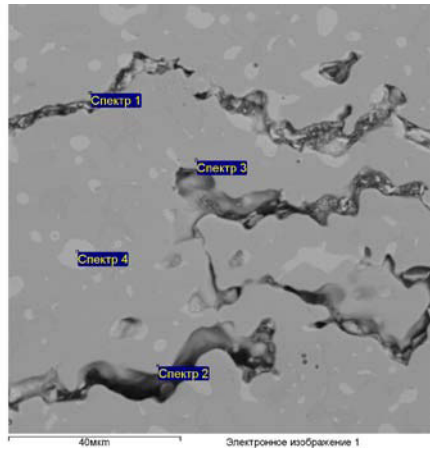


Рисунок 5.9 – Трещины в кристаллизационных прослойках в фазе на основе железа

Поэтому в итоге был принят следующий порядок сварки:

- 1) наплавка 2 слоев проволокой марки ЭП-263Ш на сталь;
- 2) на наплавленный подслоя произвести наплавку двух слоев проволокой марки МНЖКТ 5-1-0,2-0,2, обеспечивая минимальное проплавление подслоя;
- 3) произвести сварку со сплавом марки МНЖ 5-1 проволокой марки МНЖКТ 5-1-0,2-0,2.

Наплавка подслоя проволокой ЭП-263Ш диаметром 2 мм на сталь толщиной 5 мм производилась ручным аргонодуговым способом неплавящимся электродом в среде аргона с расходом 9-10 л/мин. Первый слой на обеих поверхностях стальной пластины был наплавлен в 3 валика с перекрытием на токах 100-110 А, при напряжении 14-15 В. Первый слой торцевой части со скосом кромки на токах 60-70 А, при напряжении 11-12 В.

Далее второй слой на обеих поверхностях стальной пластины был наплавлен на режиме: ток 120-140 А, напряжение 14-15 В. Второй слой торцевой части со скосом кромки наплавлен на токах 80-100 А.

Наплавка проволокой марки МНЖКТ 5-1-0,2-0,2 производилась на токах 100-110 А в 2 слоя при напряжении 12-13 В и расходе аргона 10-11 л/мин. Наплавка непо-

средственно на стальную часть подслоя выполнялась полунезависимой дугой и альтернативным вариантом уменьшения проплавления с использованием способов наплавки с применением ленточных облицовок, на которые получен патент на изобретение «Способ дуговой наплавки меди и медных сплавов на сталь», патент №2470752. Также был впоследствии опробован и запатентован «Способ дуговой сварки меди и медно-никелевых сплавов со сталью», патент №2470750.

Процесс шёл стабильно, горение дуги устойчивое, переход к основному металлу и от валика к валику получен плавный, разбрызгивания не наблюдалось. Визуальным осмотром дефектов в виде трещин, пор, свищей, несплавлений не выявлено. После каждого прохода производилась зачистка зоны наплавки кордшётками.

После наплавки подслоя были выполнены механическая обработка подслоя и скос кромок под сварку (рис. 5.10).

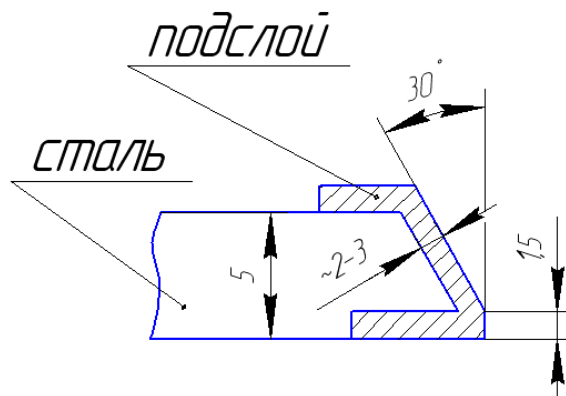


Рис. 5.10 – Схема конструктивного элемента из стали 04Х20Н6Г11М2АФБ с обработанным подслоем ЭП-263Ш под сварку

На пластины толщиной 13 мм наплавка отличалась увеличением силы тока на 20-30 А, по сравнению с пластинами толщиной 5 мм, остальные параметры режима те же.

## 5.2 Сварка металла подслоя со сплавом марок МНЖ 5-1 ручным аргонодуговым способом неплавящимся электродом

Пластины с V-образной разделкой кромок (рис. 5.11) под сварку были собраны с развалом и двумя прихватками. Режим, на котором выставлялись прихватки – сила тока 190-200 А, расход аргона 9-10 л/мин, диаметр присадочной проволоки - 2 мм. Всего было выполнено 10 проходов вместе с заваркой вырубленного корня шва.

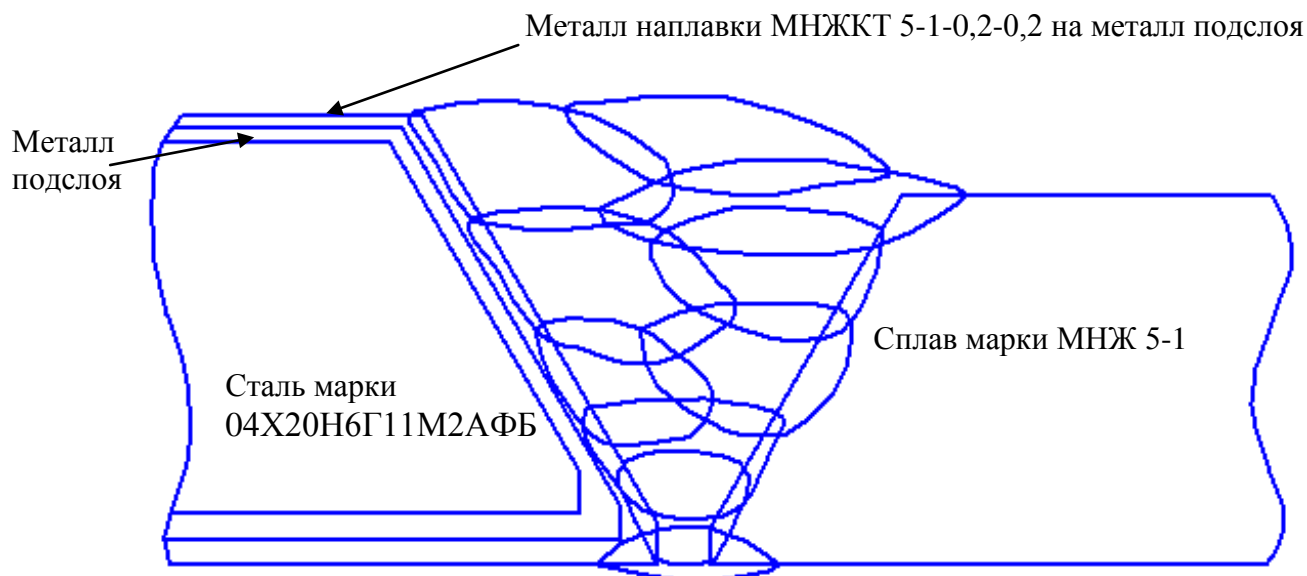


Рисунок 5.11 – Схема сварки V-образного сварного соединения сплава марки МНЖ 5-1 со сталью 04Х20Н6Г11М2АФБ через подслоя, наплавленный проволокой ЭП-263Ш

Далее порядок и режимы сварки были следующие:

- корневой проход – ток 200-220 А, обеспечившие провар. Дефектов не обнаружено.
- после этого было выполнено 2 прохода на режимах: сила тока – 220 А,
- далее была произведена выборка корня шва до основного и последующая заварка выборки. Она производилась в один проход на режиме: сила тока - 220А, расход аргона 8-10 л/мин, диаметр присадочной проволоки - 3 мм.
- оставшиеся проходы были заварены на режимах: сила тока – 220-280 А., расход аргона 8-10 л/мин, диаметр присадочной проволоки - 3 мм.

Процесс сварки протекал стабильно, формирование шва на подобранных режимах хорошее, разбрызгивание отсутствует. Дефектов в виде трещин, сплошных пор, свищей и т.п. не обнаружено.

Пластины с К-разделкой кромок (рис. 5.12) были собраны под сварку с двумя прихватками. Режим, на котором выставлялись прихватки, такие же, как и в случае V-разделки кромок – сила тока 200 А, расход аргона 9-10 л/мин, диаметр присадочной проволоки - 2 мм. Всего было выполнено 10 проходов вместе с заваркой выбранного корня.

Режимы сварки аналогичны режимам сварки пластин с V-образной разделкой кромок. Корневой проход выполнен на токе 200 А, расход аргона 8-12 л/мин, диаметр присадочной проволоки - 2 мм. После этого было выполнено 2 прохода на режимах: сила тока – 220-240 А, расход аргона 8-10 л/мин, диаметр присадочной проволоки - 3 мм. Далее была произведена выборка корня шва до основного металла (на глубину примерно до 3 мм) и последующая заварка выборки. Она производилась в один проход на токах – 220-240 А при расходе аргона 8-12 л/мин присадочной проволокой диаметром 2 мм. Оставшиеся проходы были заварены на режимах: сила тока – 220-280 А., расход аргона 8-10 л/мин, диаметр присадочной проволоки - 3 мм.

Формирование шва и плавление металла на подобранных режимах получены хорошие, разбрызгивание не наблюдалось. Дефектов в виде трещин, сплошных пор, свищей и т.п. не обнаружено.

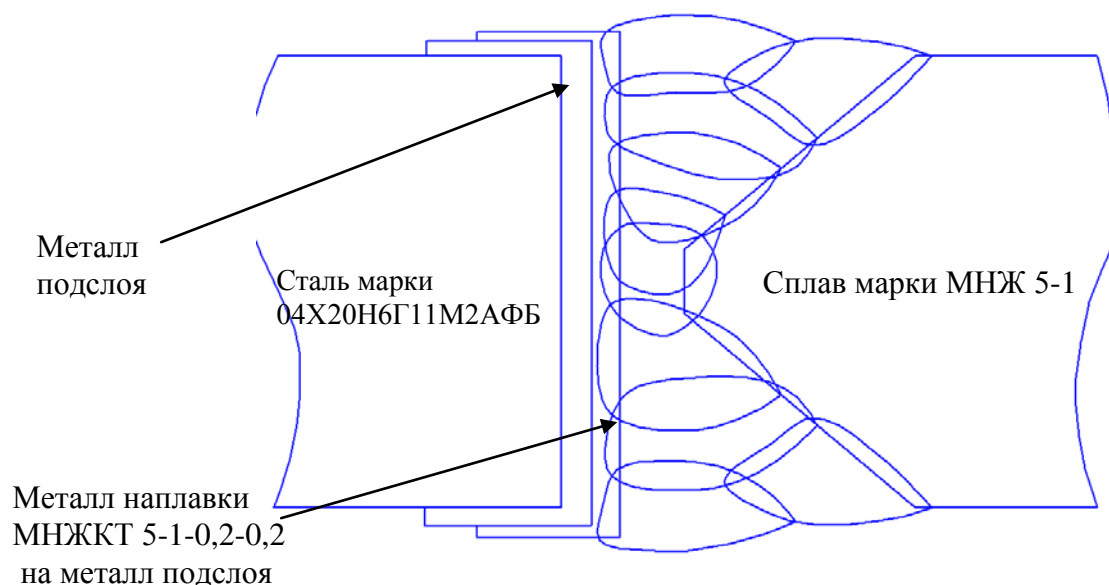


Рисунок 5.12. Схема сварки К-образного сварного соединения марки МНЖ 5-1 со сталью 04X20H6Г11M2AFB через подслоя, наплавленный проволокой марки ЭП-263Ш.

### 5.3 Исследование состава, структуры и свойств сварных соединений. Влияние азота в стали на качество, структуру и свойства сварных соединений

Исследование микрошлифов показало, что структура металла шва сварного соединения МНЖ 5-1 с азотсодержащей сталью – двухфазная. Одна фаза - фаза на основе меди - матрица металла шва, другая – фаза на основе железа (рис. 5.13, а-г). Наибольшее количество фазы на основе железа выделилось вблизи границы сплавления шва с металлом подслоя и в корне шва. С удалением от этой границы сплавления в сторону сплава марки МНЖ 5-1 количество и размеры составляющих уменьшаются. Аналогичная картина наблюдается при перемещении от центра корня шва к поверхности. Это объясняется разбавлением металла шва по мере такого перемещения металлом присадочной проволоки и основным металлом марки МНЖ 5-1.

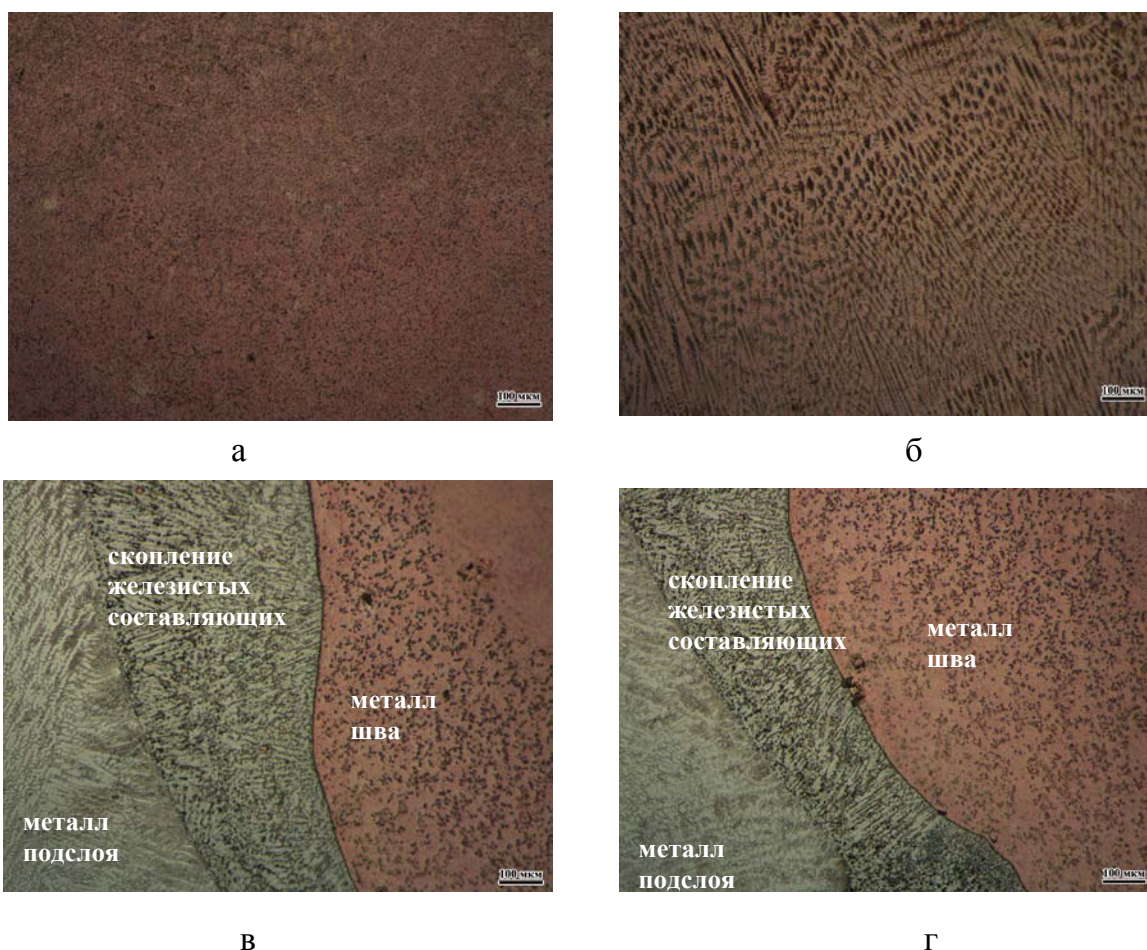


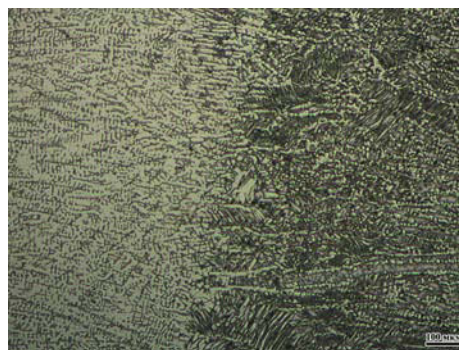
Рисунок 5.13 – Структуры середины металла шва (а, б), зоны сплавления металла подслоя с металлом шва (в, г) и корня шва (д, е) в сварном соединении стали 04Х20Н6Г11М2АФБ со сплавом марки МНЖ 5-1 через подслоя, наплавленный проволокой ЭП-263Ш

Хром имеет низкую растворимость в меди. Однако, несмотря на высокое содержание хрома в стали (21,57 %) и ещё большее его содержание в проволоке марки ЭП-263Ш (31,51%), которой наплавлялся металл подслоя, хром, перешедший в металл шва вследствие перемешивания при сварке, не обнаружен металлографически в виде отдельных фаз. Таким образом, перешедший в металл шва хром распределился между фазами, оставшись в твёрдом растворе в матрице металла шва и в железистых составляющих.

Подслоя имеет двухфазную структуру - аустенит и  $\delta$ -феррит. На рис. 5.14 можно отчётливо различить 2 слоя подслоя. Структура первого и второго слоёв подслоя отличается только количеством  $\delta$ -феррита. Это объясняется тем, что в первом слое произошло расплавление чисто аустенитной стали и в металл наплавки перешли элементы-аустенитизаторы и разбавили количество элементов-ферритизаторов. Второй же слой по составу гораздо ближе к исходному составу проволоки.



а



б



в

Рисунок 5.14 – Структура металла подслоя: а – металл, наплавленный проволокой ЭП-263Ш на сталь (первый слой подслоя); б – зона сплавления первого и второго слоя подслоя (металл, наплавленный проволокой ЭП-263Ш поверх первого слоя подслоя); в – структура металла второго слоя подслоя

В зоне термического влияния основных металлов стали и медного сплава на фотографиях шлифов можно увидеть увеличение зерна вблизи зоны сплавления соответственно с металлом подслоя и металлом шва (рис. 5.15).



Рисунок 5.15 – Зоны сплавления стали с металлом подслоя (а) и сплава МНЖ 5-1 с металлом шва (б)

Для исследования химического состава всех зон сварного соединения был выполнен микрорентгеноспектральный анализ. Результаты исследования приведены в таблице 5.4.

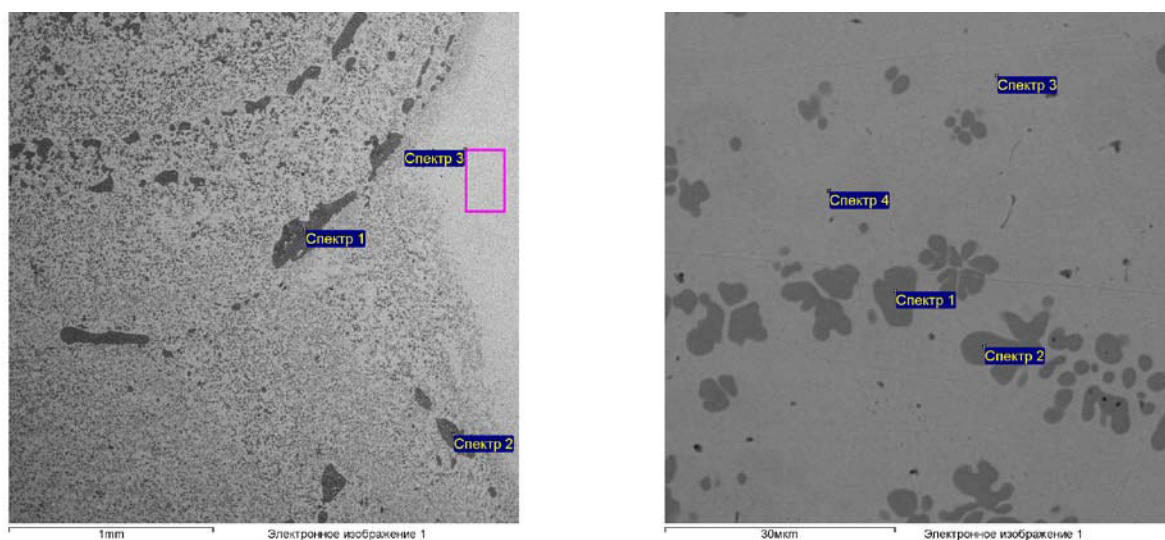
Таблица 5.4 – Средний химический состав металла всех зон сварного соединения сплава марки МНЖ 5-1 с азотсодержащей сталью марки 04X20H6Г11М2АФБ, выполненного через подслоя, наплавленный проволокой ЭП-263Ш

Зона соединения, полученного наплавкой	Химический состав элементов, вес. %									
	Si	V	Cr	Mn	Fe	Ni	Ti	Nb	Mo	Cu
основной металл – сталь марки 04X20H6Г11М2АФБ	0,4	0,2	21,6	10,7	59,8	5,9	-	0,1	1,5	-
1-й слой подслоя, наплавленного проволокой ЭП-263Ш на сталь	0,4	-	24,1	7,8	59,7	6,5	-	-	1,2	-
2-й слой подслоя,	0,5	-	26,6	5,2	59,6	7,1	-	-	1,1	-

	наплавленного про- волокой ЭП-263Ш на первый слой под- слоя											
К-образная разделка	металл шва	поверх ность шва	0,3	-	2,2	1,2	5,8	5,8	-	-	-	84,7
		корень шва	0,1	-	5,4	2,1	12,9	5,6	-	-	0,4	73,6
V-образная разделка	металл шва	поверх ность шва	0,3	-	0,6	0,8	2,6	6,0	-	-	-	89,8
		сере- дина шва	0,3	-	0,9	0,9	3,7	6,5	0,2	-	0,2	87,4
		корень шва	0,3	-	2,9	1,4	8,3	6,8	-	-	-	80,2
	основной металл – сплав марки МНЖ 5-1		0,1	-	-	0,9	1,1	5,5	-	-	-	ос- нова
Примечание: химический состав зоны наплавки сварочной проволоки марки МНЖКТ 5-1-0,2-0,2 на металл подслоя перед сваркой не рассматривается, поскольку эта зона сварного соединения была переплавлена при сварке и является составной частью сварного шва.												

Из таблицы 5.4 следует, что в подслое с каждым последующим слоем растёт содержание хрома, никеля, кремния и понижается содержание марганца, молибдена. Это объясняется увеличением доли присадочного материала с каждым последующим слоем. По сечению металла шва из таблицы 5.4 видно, от поверхности до корня шва содержание железа и других легирующих элементов изменяется, что также объясняется уменьшением доли участия присадочного материала и увеличением доли участия металла подслоя. В корне шва содержание железа максимально - 12,9% и 8,3% - для К-образной и V-образной разделок соответственно. Такое содержание железа объясняет появление наибольшего количества железистых составляющих в корне шва. Фотографии и химический состав по данным микрорентгеноспектрального анализа железистых составляющих приведён на рис. 5.16.





а

б

Спектр	Si	Ti	Cr	Mn	Fe	Ni	Cu	Mo
1	0.6	-	23.4	0.9	55.7	9.9	8.6	1.1
2	0.6	0.3	24.0	0.9	52.3	10.3	9.9	1.6
3	0.0			0.7	1.3	6.2	91.9	

Спектр	Si	Cr	Mn	Fe	Ni	Cu	Mo
1	0.96	13.3	0.6	45.8	18.1	20.8	0.5
2	0.99	15.2	0.5	51.2	17.6	13.8	0.8
3	0.20	1.0	1.5	3.5	5.4	88.4	
4	0.15	1.0	1.9	2.1	3.6	91.3	

Рисунок 5.16 – Корень шва. Химический состав фазы на основе железа и матрицы металла шва - фазы на основе меди по данным микрорентгеноспектрального анализа

Из рис. 5.16 видно, что фаза на основе железа содержит все элементы металла подслоя, а также достаточно высокое содержание никеля, не характерное ни для металла подслоя, ни для основного и присадочного материала, в то время, как матрица металла шва вблизи железистых составляющих обеднена этим элементом. В то же время, в матрице металла шва содержится достаточно высокое содержание хрома, не выделившееся в виде отдельной фазы вследствие высоких скоростей охлаждения при сварке. Следует отметить, что железистые составляющие обогащены и титаном, который скапливается местами в железистой составляющей и выделяется в виде отдельных включений

Такая химическая неоднородность металла шва - выделение железистых составляющих, понижение содержания некоторых легирующих элементов матрицы металла шва и выделение включений на основе титана может привести к падению свойств

сварного соединения. Поэтому для уменьшения этой неоднородности необходимо вести сварку (наплавку) медных сплавов с металлом подслоя с минимальным проплавлением металла подслоя.

Фотографии образцов после испытаний представлены на рис.5.17. Результаты механических испытаний сварных образцов на растяжение и на ударную вязкость приведены в таблице 5.5.

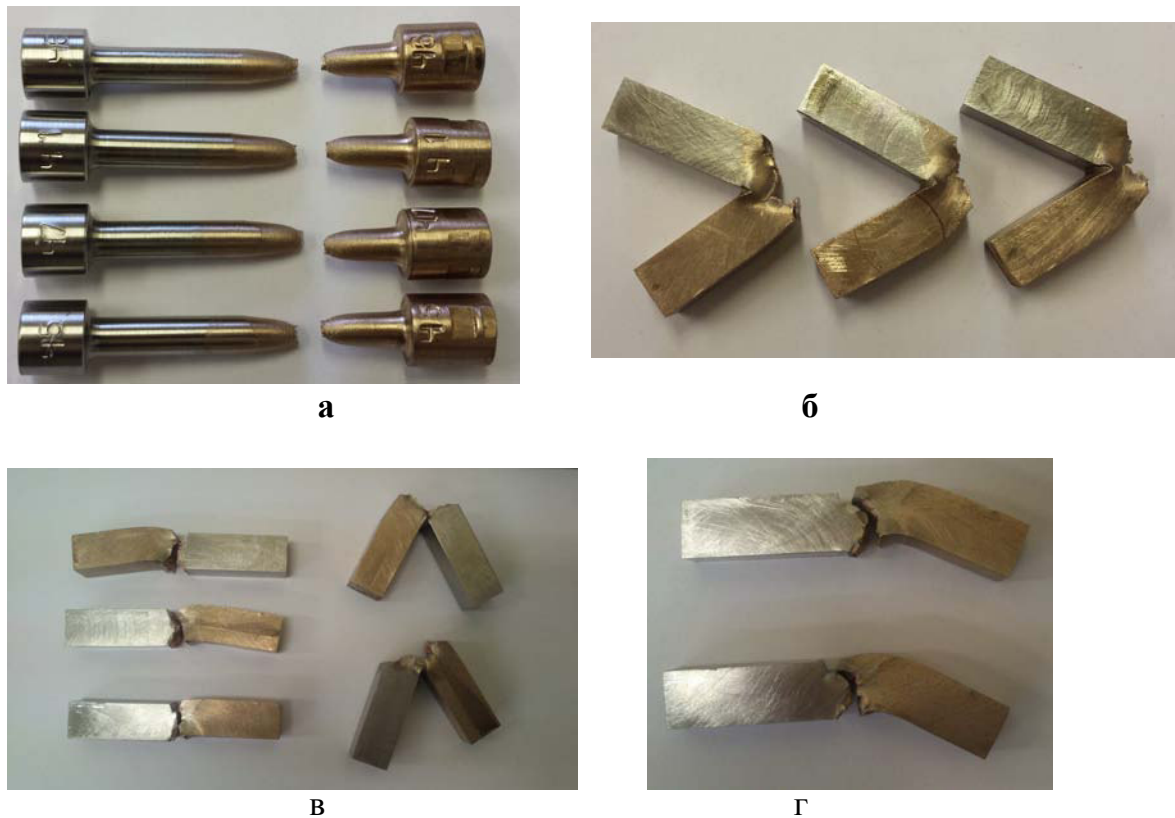


Рисунок 5.17 – Образцы после испытаний:

а – на растяжение

б – на ударный изгиб при надрезе по центру шва

в – на ударный изгиб при надрезе по границе сплавления шва с подслоем

г – на ударный изгиб при надрезе по металлу подслоя

Таблица 5.5 – Механические свойства сплава марки МНЖ 5-1 и БрАЖНМц9-4-4-1 стали марки 04Х20Н6Г11М2АФБ и сварных соединений стали марки 04Х20Н6Г11М2АФБ со сплавом МНЖ 5-1, выполненных через подслоя, наплавленный проволокой марки ЭП-263Ш

Материал	Временное сопротивление разрыву, МПа	Место разрушения при испытании на растяжении	KCV, Дж/см <sup>2</sup>			
			при надрезе по зоне сплавления подслоя-шов	при надрезе по центру шва	при надрезе по металлу подслоя*	основного металла
сварное соединение с МНЖ5-1	$\frac{280-286}{283}$	основной металл - сплав марки МНЖ 5-1	$\frac{71-100}{84}$	$\frac{158-201}{184}$	152; 147	-
сплав марки МНЖ 5-1 (по ОСТ5.9208-81)	не менее 250	-	-	-	-	225**
сталь марки 04Х20Н6Г11М2АФБ	не менее 850	-	-	-	-	не менее 100

Примечания: 1) количество образцов на растяжение и на ударную вязкость при надрезе по границе сплавления подслоя и шва соответственно 4 и 5 шт., при надрезе по центру шва – 3 шт.  
 2) \* - надрез на образцах для испытания на ударную вязкость металла подслоя выполнен на расстоянии 2-3 мм от границы сплавления металла подслоя с металлом шва (на одном образце - по центру первого слоя подслоя, на втором надрез идёт частично по границе сплавления первого и второго слоя подслоя, частично по второму слою подслоя)  
 3) при испытании образцов на ударную вязкость с надрезом по металлу подслоя разрушение произошло вдоль границы сплавления металла подслоя с металлом шва  
 4) \*\* - в ОСТ5.9208-81 приводятся для катанного отожжённого материала при испытании с U-образным надрезом как справочные данные среди величин, не предусмотренных стандартами; значений KCV для сплава марки МНЖ 5-1 в нормативной документации и справочниках не найдено.

Из таблицы 5.5 видно, что временное сопротивление сварного соединения медного сплава марки МНЖ 5-1 с азотсодержащей аустенитной сталью марки 04Х20Н6Г11М2АФБ находится на уровне основного наименее прочного материала – сплава марки МНЖ 5-1 – и составило в среднем 283 МПа.

Разрушение при испытании на ударный изгиб при надрезе по центру металла шва – вязкое. Значения ударной вязкости этой зоны сварного соединения составило в среднем 184 Дж/см<sup>2</sup>, что находится на уровне ударной вязкости стали, но чуть ниже

значения ударной вязкости сплава марки МНЖ 5-1 по ОСТ5.9208-81. Более низкое значение ударной вязкости по сравнению со сплавом марки МНЖ 5-1 объясняется переходом элементов подслоя за счёт перемешивания при сварке, которые могут привести к понижению значений ударной вязкости шва – к ним относятся железо, хром, а также вероятно и другим видом надреза (испытания выполнялись с V-образным надрезом, а в ОСТ5.9208-81 приведено значение с U-образным надрезом). По границе сплавления ударная вязкость (в среднем  $84 \text{ Дж/см}^2$ ) ниже, чем по центру металла шва (в среднем  $184 \text{ Дж/см}^2$ ), и несколько ниже, чем у основного металла ( $100 \text{ Дж/см}^2$ ), что связано с образованием скоплений фазы на основе железа вдоль границы сплавления металла шва и металла подслоя вследствие проплавления стали. При испытании подслоя на ударный изгиб разрушение пошло не по подслою, а по более слабой зоне – границе сплавления шва с металлом подслоя. Ударная вязкость составила в среднем  $150 \text{ Дж/см}^2$ , что находится на уровне основного менее вязкого металла – стали.

Таким образом, настоящими испытаниями установлено, что оптимальное количество слоёв подслоя, наплавленных проволокой марки ЭП-263Ш, обеспечивающих качество, временное сопротивление и ударную вязкость сварного соединения - два слоя.

### **Выводы по главе 5**

На основании выполненных исследований по сварке медно-никелевого сплава марки МНЖ 5-1 с азотсодержащей сталью марки 04Х20Н6Г11М2АФБ можно сделать следующие выводы и заключения:

1) Для оценки качества и механических свойств подслоя, наплавленного сварочной проволокой ЭП-263Ш на сталь 04Х20Н6Г11М2АФБ, изготовлены сварные соединения стали марки 04Х20Н6Г11М2АФБ с применением этой сварочной проволоки. Результаты испытаний на растяжение и ударный изгиб показали, что подслоем обеспечивается временное сопротивление сварного соединения на уровне стали марки 04Х20Н6Г11М2АФБ, но необходимо ограничивать количество слоёв металла подслоя для сохранения вязкости сварного соединения.

2) Для сварки сплава МНЖ5-1 со сталью 04Х20Н6Г11М2АФБ определено, что оптимальным количеством слоёв подслоя, наплавленного проволокой ЭП-263Ш, ко-

торые обеспечивают отсутствие трещинообразования при сварке и вязкость не ниже вязкости стали, является 2 слоя, что соответствует примерно 40-50%  $\delta$ -феррита во втором слое.

3) Показано, что целесообразно наплавить 2 слоя проволокой марки МНЖКТ 5-1-0,2-0,2 на ЭП-263Ш во избежание образования трещин в металле шва из-за образования скоплений фазы на основе железа.

4) Разработана технология сварки медного сплава марки МНЖ 5-1 с азотсодержащей сталью марки 04Х20Н6Г11М2АФБ. При этом для уменьшения проплавления стали были отработаны режимы наплавки слоя проволоки МНЖКТ 5-1-0,2-0,2 на подслое на небольших значениях силы тока для уменьшения проплавления подслоя при сварке. Показано, что при данной технологии азот, испаряющийся из стали при сварке, не оказывает влияния на качество и механические свойства сварного соединения. Временное сопротивление сварного соединения сплава марки МНЖ 5-1 с азотсодержащей сталью марки 04Х20Н6Г11М2АФБ через подслое, наплавленный проволокой марки ЭП-263Ш, составило в среднем 283 МПа, что находится на уровне сплава марки МНЖ 5-1 (не менее 250 МПа). При испытании на ударный изгиб металл подслоя не разрушился, разрушение произошло по границе сплавления металла шва и металла подслоя со средним значением ударной вязкости 150 Дж/см<sup>2</sup>.

## ГЛАВА 6. ПРИМЕНЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ РАБОТЫ ДЛЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ СУДОВОЙ АРМАТУРЫ ИЗ БРОНЗЫ С УВЕЛИЧЕННЫМ СРОКОМ ЭКСПЛУАТАЦИИ

### 6.1 Применение использованных в работе сварочных материалов для наплавки уплотнительных поверхностей судовой арматуры из бронзы БрА9Ж4Н4Мц1

Поскольку сварочная проволока, которая применялась для выполнения наплавки составной части подсюа под сварку маломагнитного сварного соединения азотсодержащей стали 04Х20Н6Г11М2АФБ с бронзой Бр.АМц9-2 (см. главу 4) – Св-МНЖМцТК40-1-1-0,3-0,1 – является медно-никелевым сплавом с высоким содержанием никеля, то металл, наплавленный этой проволокой, должен обладать высокой коррозионной стойкостью в морской воде, что может обеспечить повышение коррозионной стойкости судовой арматуры из алюминиевой бронзы Бр.А9Ж4Н4Мц1. Технология наплавки этой проволоки на близкую по составу алюминиевую бронзу Бр.АМц9-2 уже разработана в настоящей работе. В связи с этим дополнительно необходимо:

1) проверить коррозионные свойства наплавленного этой проволокой металла и сопоставить их с требованиями к уплотнительным полям арматуры из бронзы БрА9Ж4Н4Мц1;

2) разработать технологии ручной, механизированной и автоматической аргонодуговой наплавки сварочной проволоки Св-МНЖМцТК40-1-1-0,3-0,1 уплотнительных полей узлов судовой арматуры из бронзы БрА9Ж4Н4Мц1 применительно к промышленным корпусам арматуры, обеспечивающие качество, свойства соединения и герметичность узла затвора.

С этой целью были проведены испытания образцов наплавленного металла МНЖМцТК40-1-1-0,3-0,1 на общую, струевую, избирательную и питтинговую коррозии в морской воде, которые выполняли в НИЦ «Курчатовский институт» - ЦНИИ КМ «Прометей».

Результаты испытаний на общую коррозию приведены в табл. 6.1.

Испытания образцов (рис.6.3) на общую коррозию показали, что металл, наплавленный проволокой марки Св-МНЖМцТК40-1-1-0,3-0,1, обладает высокой коррозионной стойкостью, и его потери составляют не более 0,0026 г/ м<sup>2</sup> час.

Таблица 6.1 - Скорость коррозии наплавленных образцов в водном растворе 3.5% NaCl при комнатной температуре при экспозиции в 1000 часов.

Способ наплавки образцов	вес образца, г		потери веса, г	скорость коррозии, г/ м <sup>2</sup> час	
	до испытания	после испытания		образца	средняя
Ручной аргодуговой неплавящимся электродом	66,6343	66,626	0,0083	0,0022	0,0026
	65,9052	65,8965	0,0087	0,0023	
	66,0674	66,056	0,0114	0,0030	
Механизированный аргодуговой плавящимся электродом	66,6361	66,6293	0,0068	0,0018	0,0024
	66,6115	66,6005	0,011	0,0029	
	67,0092	66,9994	0,0098	0,0026	
Автоматический аргодуговой плавящимся электродом	66,6775	66,6703	0,0072	0,0019	0,0025
	66,6307	66,6213	0,0094	0,0025	
	66,6659	66,6543	0,0116	0,0031	

*Определение потенциала коррозии.* Определение потенциала коррозии металла, наплавленного проволокой марки Св-МНЖМцТК40-1-1-0,3-0,1, выполняли на образцах на лопатке 5×10×10 мм с хвостовиком 50 мм (рис. 6.2).

Экспозиция испытания составляла не менее 1000 часов. Замеры потенциалов производили через 3 – 4 суток и смене рабочего раствора после каждого замера.

По результатам проведения испытаний было установлено, что потенциал коррозии материала наплавки в водном растворе 3,5% NaCl при комнатной температуре:  $E = + 0,105 \pm 0,002$  В н.в.э.

*Испытания на стойкость против струевой коррозии.* Для проведения испытаний использовались плоские образцы №1 (рис. 6.1) со шлифованной поверхностью размером 5×30×50 мм с двумя отверстиями для крепежа Ø 2,5 мм.

Результаты испытания на стойкость против струевой коррозии приведены в табл. 6.2.

Таблица 6.2 – Скорость струевой коррозии наплавленного металла в водном растворе 3.5% NaCl при скорости обтекания 3 м/сек

Способ наплавки образцов	вес образца, г		потеря веса, г	скорость коррозии г/м <sup>2</sup> час	средняя скорость коррозии, г/м <sup>2</sup> час
	до испытания	после испытания			
Ручной аргодуговой неплавящимся электродом	64,4647	64,4620	0,0027	0,0194	0,0182
	64,4895	64,4868	0,0027	0,0194	
	65,2291	65,2263	0,0028	0,0159	
Механизированный аргодуговой плавящимся электродом	65,2372	65,2343	0,0029	0,0167	0,0181
	65,2491	65,2458	0,0033	0,0189	
	65,3790	65,3757	0,0033	0,0189	
Автоматический аргодуговой плавящимся электродом	65,5856	65,5822	0,0034	0,0155	0,0162
	65,6308	65,6274	0,0034	0,0155	
	65,7345	65,7314	0,0031	0,0178	

Исследования показали, что наплавленный металл, полученный с применением различных способов наплавки, обладает высокой стойкостью против струевой коррозии. Скорость струевой коррозии металла, наплавленного проволокой МНЖМцТК40-1-1-0,3-0,1, составляет не более 0,0182 г/м<sup>2</sup>час., что лучше, чем у бронзы БрА9Ж4Н4Мц1 (0,046 г/м<sup>2</sup>час) не менее, чем в 2 раза.

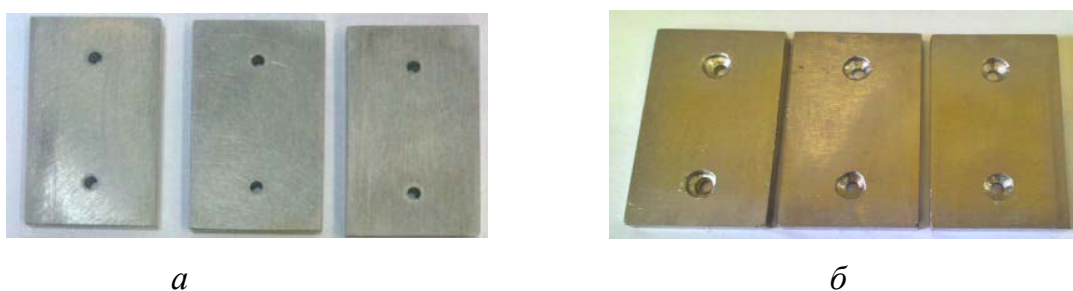


Рисунок 6.1 – Образцы на струевую коррозию до испытаний (а) и после испытаний (б) металла, наплавленного сварочной проволокой марки Св-МНЖМцТК40-1-1-0,3-0,1

*Испытания на питтинговую коррозию.* Испытания на питтинговую коррозию выполняли в спокойном водном растворе 3,5%NaCl при комнатной температуре на образцах размером 5×30×50 мм (рис. 6.3). Длительность испытаний составила 1000 часов.



Дополнительно на питтинговую коррозию также были испытаны образцы в виде лопатки (рис. 6.2) в контакте с пластинками из меди марки МЗ. Соотношение площадей рабочих поверхностей составляло 1:25, 2:25, 3:25 и 4:25. Один образец-лопатка был оставлен в качестве «свидетеля» для оценки состояния поверхности.

После выдержки в течение 1000 часов образцы извлекались из емкости с раствором и визуально осматривались с применением лупы увеличением  $\times 7$  по ГОСТ 25706.

Визуальный осмотр образцов показал отсутствие каких-либо питтинговых (язвенных) поражений наплавленного металла (рис 6.2) в отличие от материала БрА9Ж4Н4Мц1.

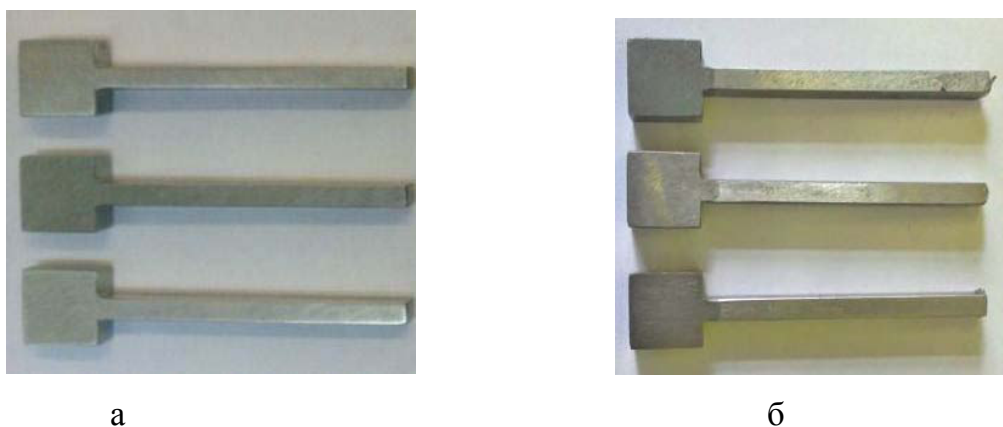


Рисунок 6.2 – Образцы на питтинговую коррозию до испытаний (а) и после испытаний (б) металла, наплавленного сварочной проволокой марки Св-МНЖМцТК40-1-1-0,3-0,1

*Испытания на избирательную коррозию.* Испытания на избирательную коррозию выполнялись на образцах размером  $5 \times 30 \times 50$  мм (рис.6.3) из металла, наплавленного медно-никелевой проволоки марки Св-МНЖМцТК40-1-1-0,3-0,1.

Испытания проводились погружением образцов в спокойный водный раствор  $3,5\% \text{NaCl}$ , нагретый до  $70^\circ \text{C}$ , на 100 часов.

После выдержки в течение 100 часов образцы извлекались из емкости с раствором и визуально осматривались с применением микроскопа МБС-2 увеличением в 50–80 раз. Об избирательной коррозии свидетельствует изменение цвета части (большей части, реже – всей) поверхности образца вследствие образования тёмно-красного хлопьевидного «узора», чётко фиксируемого при увеличении в 50–100 раз.

Проведенный осмотр образцов не выявил на их поверхности тёмно-красного хлопьевидного «узора», что говорит об отсутствии склонности наплавленного металла к избирательной коррозии (рис. 6.3).



Рисунок 6.3 – Образцы на избирательную коррозию до испытаний (а) и после испытаний (б) металла, наплавленного сварочной проволокой марки Св-МНЖМцТК40-1-1-0,3-0,1

Таким образом, по результатам испытаний установлено:

- скорость общей коррозии наплавленного металла составляет не более  $0,0026 \text{ г/м}^2 \text{ час}$ ;
- скорость струевой коррозии наплавленного металла составляет не более  $0,0182 \text{ г/м}^2 \text{ час}$ ;
- наплавленный металл не склонен к избирательной и питтинговой коррозии.

Установленные показатели наплавленного металла МНЖМцТК40-1-1-0,3-0,1 по стойкости к коррозионным разрушениям значительно лучше, чем у бронзы БрА9Ж4Н4Мц1.

Таким образом, на основании полученных коррозионных свойств металла, наплавленного проволокой Св-МНЖМцТК40-1-1-0,3-0,1, разработка технологий наплавки уплотнительных полей сварочной проволокой марки Св-МНЖМцТК40-1-1-0,3-0,1 позволит повысить фактический ресурс арматуры заборной воды из бронзы БрА9Ж4Н4Мц1 до ремонта порядка в 2 раза – с 5-6 лет до 10-12 лет.

Поскольку бронза БрА9Ж4Н4Мц1 содержит также порядка 9% алюминия, как и бронза марки БрАМц9-2, наплавку сварочной проволокой марки Св-МНЖМцТК40-1-1-0,3-0,1 на нее необходимо производить через промежуточный подслоя, наплав-

ленный проволокой МНЖКТ5-1-0,2-0,2 во избежания образования трещин из-за влияния интерметаллидной фазы  $Ni_3Al$ , как было установлено в настоящей работе (см. раздел 4.3).

В настоящей работе экспериментально было установлено, что технологические параметры наплавки коррозионно-стойкого сплава марки Св-МНЖМцТК 40-1-1-0,3-0,1 на бронзу марки БрА9Ж4Н4Мц1 аналогичны разработанным параметрам наплавки этой проволоки на бронзу БрАМц9-2( см. раздел 5.3). Поэтому для обеспечения отсутствия трещин в наплавленном металле, на бронзу предварительно необходимо наплавить не менее двух слоев подслоя проволокой марки МНЖКТ 5-1-0,2-0,2 общей высотой не менее 2,5 мм. Такие параметры подслоя обеспечивают гарантированное содержание алюминия в рабочем слое менее 1,5 %. Далее на подслое наплавляется рабочий слой проволокой марки Св-МНЖМцТК 40-1-1-0,3-0,1 высотой не менее 4 мм, что обеспечивает содержание никеля в нем на уровне состава сварочной проволоки.

Оценку прочностных свойств соединения проводили на образцах на отрыв, показанных на рис. 6.4.



Рисунок 6.4 – Образцы на отрыв плакированного слоя (до испытания).

Как показали испытания, временное сопротивление соединения составило 356-406 МПа (среднее – 394 МПа) – на уровне сплава МНЖМцТК 40-1-1-0,3-0,1 , что удовлетворяет требованиям к рассматриваемому узлу арматуры.

**6.2 Разработка технологий ручной, механизированной и автоматической аргодуговой наплавки корпусов судовой арматуры из бронзы БрА9Ж4Н4Мц1 коррозионно-стойкой сварочной проволокой. Наплавка опытной партии корпусов арматуры на АО «Армалит»**

**6.2.1 Разработка технологии ручной аргодуговой наплавки неплавящимся электродом проволоки Св-МНЖМцТК 40-1-1-0,3-0,1 на уплотнительные поверхности узлов затворов судовой арматуры из бронзы марки БрА9Ж4Н4Мц1**

Исследования показали, что для предотвращения образования интерметаллидов при наплавке сварочной проволоки Св-МНЖМцТК40-1-1-0,3-0,1 на бронзы БрАМц9-2 и БрА9Ж4Н4Мц1 высота подслоя, наплавленного проволокой МНЖКТ 5-1-0,2-0,2 на бронзу, должна составлять  $(2,5^{+1,0})$  мм и два слоя по высоте. Меньшие габариты подслоя могут привести к его полному проплавлению при наплавке на него сплава Св-МНЖМцТК40-1-1-0,3-0,1 и даже некоторому проплавлению основного металла бронзы БрА9Ж4Н4Мц1.

Наплавку сплавов Св-МНЖМцТК40-1-1-0,3-0,1 и МНЖКТ5-1-0,2-0,2 для предотвращения образования тугоплавкой пленки окислов  $Al_2O_3$  выполняли на переменном токе.

Исследования показали, что наплавку рабочего слоя сплавом Св-МНЖМцТК40-1-1-0,3-0,1 необходимо выполнять не менее, чем в 2 или три слоя до получения общей высоты наплавки (подслой + рабочий слой) от 8 до 9 мм. При наплавке в два и более слоев рабочего слоя в верхнем слое наплавленного металла содержание никеля в наплавленном металле составляет порядка 35-40%, что должно обеспечить необходимые коррозионные свойства.

Для выполнения качественной наплавки кругового валика без прерывания процесса на поворот изделия наплавку целесообразно производить на вращателе.

В процессе работы были отработаны режимы наплавки, обеспечивающие получение качественного соединения: сила тока – 250-300 А, напряжение – 18-22 В, расход аргона – 9-11 л/мин, диаметр лантанированного вольфрамового электрода – 4 мм, диаметр сварочных прутков – 3-4 мм.

Исследования показали, что на меньших токах может наблюдаться неудовлетворительное формирование валиков наплавленного металла, при этом сварщику

приходится очень долго разогревать основной металл для получения сварочной ванны, что существенно увеличивает время наплавки и происходит перегрев металла.

При наплавке на более высоких токах, так же, как и при наплавке на оптимальных токах, дуга горит стабильно, без обрывов, наблюдается хорошее растекание наплавляемого металла, обеспечивается хорошее сплавление валиков наплавленного металла между собой, плавный переход между валиками и основным металлом. Однако из-за высоких значений сварочного тока может произойти существенное расплавление основного металла, увеличение сварочных деформаций и напряжений, количества алюминия в наплавленном металле, что может привести к образованию интерметаллидов и трещин. Поэтому силу тока, используемую при наплавке, целесообразно ограничить.

Для предотвращения возможности образования трещин, связанных с понижением пластических свойств медных сплавов в области температур 100-500 °С, после наплавки каждого валика контролировалось остывание образца до температуры ниже 60° С.

Исследование влияния величины расхода защитного газа на качество наплавленного металла показало, что надежная защита сварочной ванны от воздействия окружающей среды обеспечивается при расходе газа в диапазоне 8-12 л/мин. При меньшем расходе защитного газа в наплавленном металле образуются дефекты в виде плен и пористости; при большем расходе защитного газа из-за подсоса воздуха в сварочную ванну в наплавленном металле могут образоваться поры из-за турбулентного характера истечения газа.

Внешний осмотр образцов показал, что при наплавке на отработанных режимах обеспечивается хорошее сплавление валиков наплавленного металла между собой и с основным металлом, плавный переход к основному металлу, отсутствие в наплавленном металле трещин, скоплений пор и др. дефектов.

Исследования макрошлифов, вырезанных из наплавленных образцов, внешним осмотром с увеличением в 3-7 раза показали, что в наплавленном металле наблюдается хорошее сплавление валиков между собой и с основным металлом, отсутствуют недопустимые дефекты типа трещин, несплавлений, цепочек пор.

На основании проведенных исследований и полученных положительных результатов наплавки сплава Св-МНЖМцТК40-1-1-0,3-0,1 на бронзу БрА9Ж4Н4Мц1 через

подслой из сплава МНЖКТ5-1-0,2-0,2 была разработана технология ручной аргонодуговой наплавки корпусов арматуры из бронзы БрА9Ж4Н4Мц1 и выпущен РД 5.УЕИА.3659-2015 «Ручная аргонодуговая наплавка неплавящимся электродом уплотнительных поверхностей опытной партии судовой арматуры из алюминиевой бронзы».

### **6.2.2 Разработка технологии механизированной аргонодуговой наплавки плавящимся электродом проволоки Св-МНЖМцТК 40-1-1-0,3-0,1 на уплотнительные поверхности узлов затворов судовой арматуры из бронзы марки БрА9Ж4Н4Мц1**

Первым делом разрабатывалась технология наплавки подслоя сварочной проволокой марки МНЖКТ5-1-0,2-0,2 на бронзу БрА9Ж4Н4Мц1.

Для оценки минимального режима наплавки в части силы тока (регулирующего скоростью подачи сварочной проволоки) и напряжения, обеспечивающих стабильное горение дуги, сплавление валика с основным металлом, его формирование были наплавлены валики в диапазоне сварочных токов от 125 А до 220 А и напряжений от 19 В до 28 В (таблица 6.3). Расход аргона составлял – 13-15 л/мин. Валики наплавлились на заготовке на вращателе, частота вращения заготовок (скорость наплавки) регулировалась сварщиком. Расстояние от центра заготовки до оси валика соблюдалось одинаковым для всех вариантов режимов.

Таблица 6.3 – Режимы наплавки

Ток, А	Напряжение, В	Скорость наплавки, м/ч
163	21	15
216	21	18
182	21	17
153	21	14
125	21	14

197	21	17
194	21	18
182	21	17
183	21,7	17
187	26	19
188	22,8	17
187	23,7	18
186	19,3	17
184	21,6	17
187	28	19

Рекомендуемым условием оптимальной формы валика является соотношение:  $\varphi_{\text{в}}=e/h=7 \div 10$ , где  $\varphi_{\text{в}}$  – коэффициент формы наплавленного валика,  $e$  – ширина валика,  $h$  – высота валика. При силе тока менее 180 А – валики горбатые ( $\varphi_{\text{в}}=1 \div 3$ ), плохое сплавление с основой (наплывы наплавленного металла) и формирование валика. При наплавке на токах 180-200 А наблюдается лучшее формирование металла и более плавный переход от валика к основному металлу,  $\varphi_{\text{в}}=5 \div 6$ . При больших токах и заданном напряжении 21 В формирование и стабильность процесса ухудшаются и увеличивается разбрызгивание. При напряжении меньше 20 В дуговой промежуток слишком мал, наблюдаются нестабильное горение и повышенное разбрызгивание. Стабильное горение дуги и минимальное разбрызгивание обеспечивалось при напряжении 23-24 В.

Таким образом, начальный режим наплавки для дальнейшей отработки был назначен следующий:  $I=180-200$  А (скорость подачи 6 м/мин),  $U= 23-24$  В, расход аргона 15 л/мин.

По итогам первых экспериментов был также сделан вывод о необходимости ведения наплавки на вращателе, обеспечивающем настройку постоянной частоты вращения, так как сварщик, регулируя сам частоту вращения заготовки педалью, может не обеспечить стабильность ведения процесса, что приводит к ухудшению формиро-

вания и качества наплавленных валиков. Чем меньше расстояние от центра заготовки до оси наплавленного валика, тем заметнее проявляется нестабильность процесса и ухудшение качества наплавленных валиков. А поскольку судовая арматура изготавливается большого диапазона условных диаметров, следующей задачей было исследовать влияние частоты вращения заготовок на формирование наплавленных валиков и выбор оптимальных вариантов для начала отработки.

Отработка технологии механизированной аргонодуговой наплавки плавящимся электродом на вращателе производилась по схеме, приведенной на рис. 6.5.

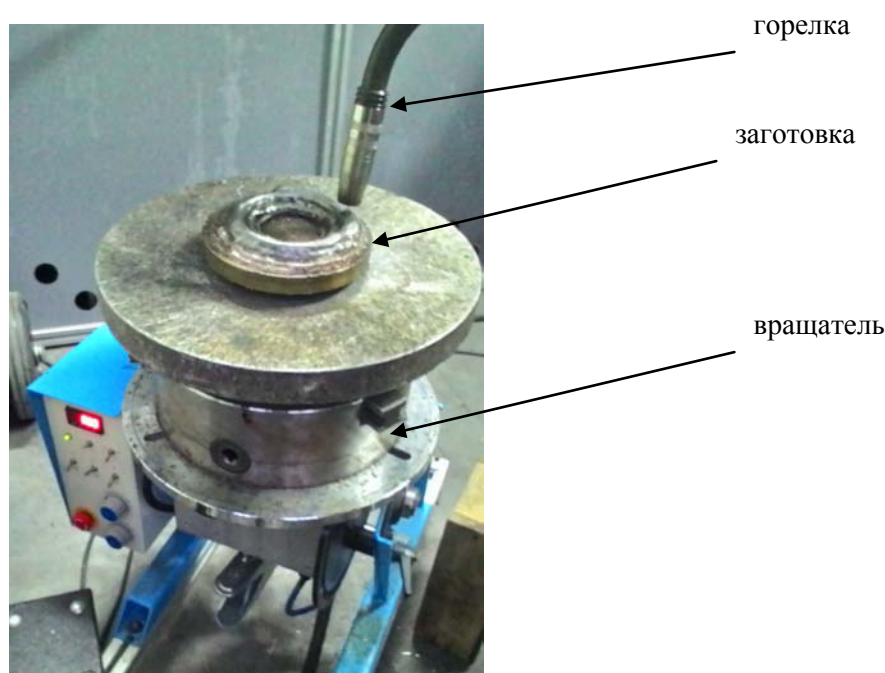


Рисунок 6.5 – Схема отработки технологии механизированной аргонодуговой наплавки модели уплотнительного поля плавящимся электродом на вращателе

Исходными были взяты частоты вращения заготовок ( $\nu_{вр}$ ) 1,86 об/мин, 1,6 об/мин и 1,3 об/мин при токе  $I=180-190$  А (скорость подачи проволоки 6 м/мин),  $U=23-24$  В, расход аргона 13-15 л/мин. Образцы соединений, полученных наплавкой, представлены на рис. 6.6.





а

б



в

Рисунок 6.6 – Внешний вид валиков, наплавленных сварочной проволокой марки МНЖКТ5-1-0,2-0,2 диаметром 1,2 мм на бронзу БрА9Ж4Н4Мц1 на режиме  $I=180-190$  А,  $U=23-24$  В при  $v_{вр}=1,86$  об/мин (а),  $v_{вр}=1,6$  об/мин (б),  $v_{вр}=1,3$  об/мин (в)

Визуальный осмотр показал, что исходный режим наплавки по току и напряжению может потребовать корректировки для улучшения межваликового сплавления и формирования наплавленного поля в целом. Самый близкий к центру заготовки валик имеет лучшее формирование при скорости вращения 1,86 об/мин, самый дальний от центра – 1,3 об/мин. По этой причине для получения качественного наплавленного

металла необходимо провести сравнительную наплавку слоев с перекрытием на исходном и скорректированном режиме и определить оптимальный диапазон областей частот вращения заготовки  $\nu_{вр}$  в зависимости от расстояния  $R$  от центра заготовки до оси валика.

Для нового режима наплавки сварочной проволоки марки МНЖКТ5-1-0,2-0,2 с целью улучшения проплавления основного металла и межваликового сплавления ток был увеличен до  $I=230-250$  А (скорость подачи проволоки 8,4-8,5 м/мин) при  $U= 24-25$  В (рис. 6.7)



Рисунок 6.7 – Сравнение формирования наплавленной поверхности подслоя на исходном режиме: ( $I=180-190$  А и  $U= 23-24$  В) и новом:  $I=230-240$  А (скорость подачи 8,4-8,5 м/мин) и  $U= 24-25$  В.

Формирование последующих наплавленных слоев заметно зависит от низлежащих наплавленных слоев – от плотности прилегания валиков, от заварки кратеров, от ширины самих валиков. Новый режим ( $I=230-240$  А (скорость подачи 8,4-8,5 м/мин) и  $U= 24-25$  В) показал надежное сплавление, стабильность процесса и хорошее формирование всей наплавленной поверхности в отличие от исходного режима, при выполнении наплавки на котором образовывались межваликовые несплавления.

Для нового режима наплавки были скорректированы частоты вращения заготовки в зависимости от расстояния от центра заготовки до наплавливаемого валика (рис. 6.8). Внутри области между огибающими отработаны те частоты вращения заготовки

в зависимости от расстояния от центра заготовки, которые обеспечили хорошее внешнее формирование наплавленного металла и качественное сплавление валиков между собой и с основным металлом.

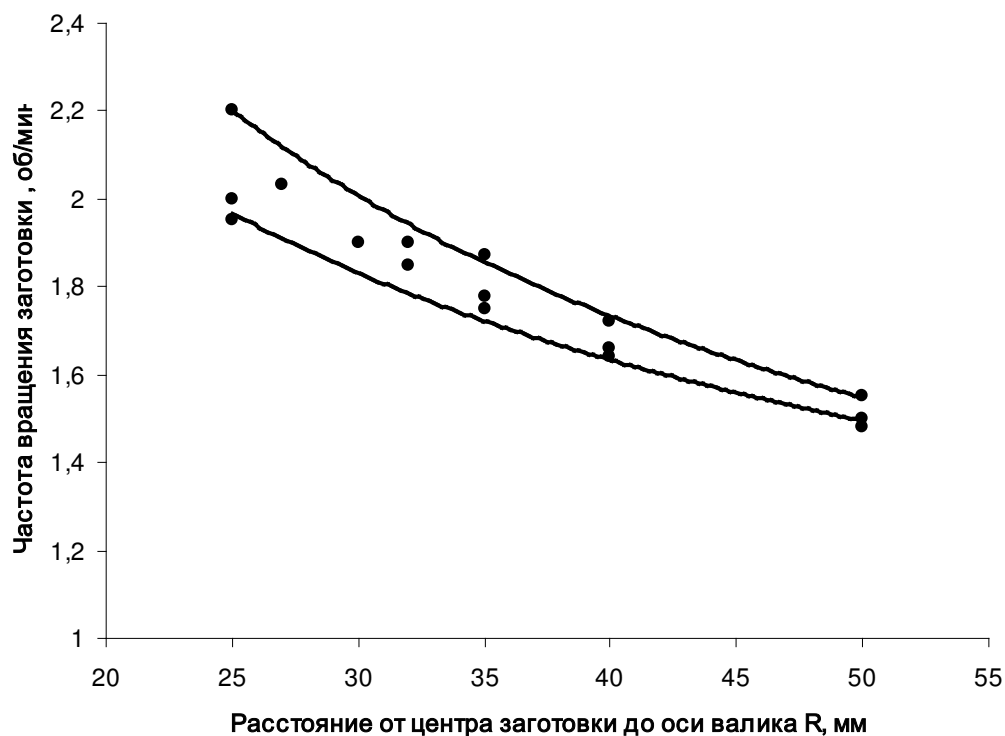


Рисунок 6.8 – Область частот вращения между огибающими, которая обеспечивает качественное формирование всего наплавленного металла на режиме  $I=230-240$  А и  $U=24-25$  В

На новом режиме, в соответствии с частотами вращения заготовки из области на рис. 6.8, выполнена наплавка двух слоев подслоя по высоте (рис. 6.9).

После каждого прохода производился визуальный контроль на наличие дефектов в наплавленном металле. Дефектов обнаружено не было.



Рисунок 6.9 – Внешний вид подслоя, наплавленного сварочной проволокой марки МНЖКТ5-1-0,2-0,2 на бронзу БрА9Ж4Н4Мц1 в 2 слоя

Основной слой наплавлялся сварочной проволокой Св-МНЖМцТК 40-1-1-0,3-0,1 на металл подслоя без его механической обработки. За исходный был взят тот же скорректированный режим, на котором производилась наплавка подслоя сварочной проволокой марки МНЖКТ 5-1-0,2-0,2 на бронзу:  $I=230-240$  А (скорость подачи проволоки 8,4 м/мин) и  $U= 24-25$  В при расходе аргона 12-15 л/мин, а также ещё 2 режима для выявления более оптимального:  $I=200-210$  А (скорость подачи проволоки 6,3 м/мин),  $U= 24-25$  В и  $I=260-270$  А (скорость подачи проволоки 9 м/мин),  $U= 24-25$  В.

Эксперимент показал, что на токах 200-210 А формирование валика получалось неудовлетворительное. На токах 260-270 А формирование получалось несколько хуже, чем при 230-240 А, при этом процесс сопровождался сильным разбрызгиванием. Хорошее формирование валика и стабильное горение дуги при среднем разбрызгивании достигается на режиме при  $I=230-240$  А и  $U= 24-25$  В (рис. 6.10). Этот режим и был взят для наплавки основных слоев опытной модели механизированным способом плавящимся электродом с применением полуавтомата.

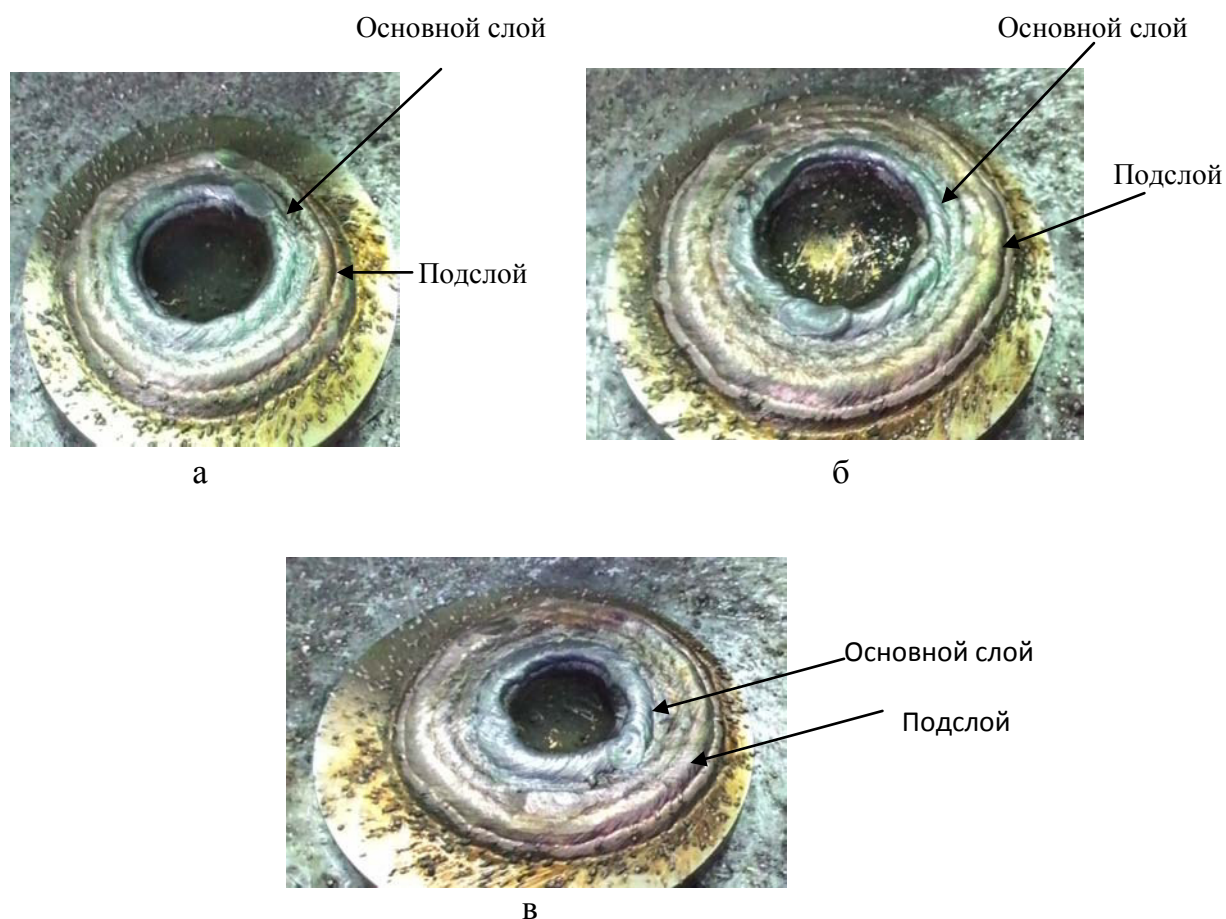


Рисунок 6.10 – Внешний вид валиков металла основного слоя, наплавленного сварочной проволокой Св-МНЖМцТК40-1-10,3-0,1 на подслое на режимах:  
 а -  $I=230-240$  А (скорость подачи проволоки 8,4 м/мин) и  $U= 24-25$  В  
 б -  $I=200-210$  А (скорость подачи проволоки 6,3 м/мин),  $U= 24-25$  В  
 в -  $I=260-270$  А (скорость подачи проволоки 9 м/мин),  $U= 24-25$  В

На выбранном режиме были наплавлены 3 слоя сварочной проволокой Св-МНЖМцТК40-1-1-0,3-0,1 на подслое. Каждый слой представлял металл, наплавленный по ширине в 3 валика с перекрытием. Выбор частоты вращения заготовки определялся в соответствии с графиком на рис. 6.8. Вид модели уплотнительного поля после наплавки подслоя и основного приведен на рисунке 6.11. Визуальный осмотр не выявил недопустимых дефектов.



Рисунок 6.11 – Вид модели уплотнительного поля после наплавки по высоте двух слоев подслоя и трех слоев основного слоя

Таким образом, отработанная технология механизированной аргонодуговой наплавки модели уплотнительного поля узла затвора судовой арматуры из бронзы БрА9Ж4Н4Мц1 обеспечила хорошее формирование наплавленного металла, стабильность горения дуги, сплавление с основным металлом и соседними валиками и получение бездефектного соединения.

### **6.2.3 Разработка технологии автоматической аргонодуговой наплавки неплавящимся электродом проволоки Св-МНЖМцТК 40-1-1-0,3-0,1 на уплотнительные поверхности узлов затворов судовой арматуры из бронзы марки БрА9Ж4Н4Мц1**

Разработку технологии автоматической аргонодуговой наплавки плавящимся электродом проволоки Св-МНЖМцТК 40-1-1-0,3-0,1 на уплотнительные поверхности узлов затворов судовой арматуры из бронзы марки БрА9Ж4Н4Мц1 выполняли в автоматизированном режиме на установке для наплавки клапанов энергетического исполнения ПКТБА-УН-25-300-А (рис. 6.12), включающей: вращатель сварочный с планшайбой, опору, колонну, консоль, навесное оборудование, пульт дистанционного управления, регулятор расхода газа У-30/Ar40, а также оснащенную источником питания Taurus 351 Basic FDG (рис. 6.13) и автономный блок принудительного охлаждения BeCool 2.2 Sensor .



Рисунок 6.12 – Автомат для наплавки клапанов энергетического исполнения в автоматизированном режиме ПКТБА-УН-25-300-А.



Рисунок 6.13 – Источник питания Taurus 351 Basic FDG

Для отработки технологии использовали заготовки из бронзы марки Бр. А9Ж4Н4Мц1 и сварочные проволоки диаметром 1,2 мм марок МНЖКТ5-1-0,2-0,2 по ГОСТ 16130 для наплавки подслоя и Св-МНЖМцТК40-1-1-0,3-0,1 для наплавки рабочего слоя.

Наплавку выполняли на постоянном токе обратной полярности. Между прохо-

дами производилось охлаждение образца до температуры ниже  $60^{\circ}\text{C}$  в связи с понижением пластических свойств медных сплавов при повышенных температурах.

Автоматическую наплавку образцов на установке ПКТБА-УН-25-300-А производили в следующей последовательности:

- наплавляемый образец устанавливается в самоцентрирующее устройство, закрепляется на столе вращения и отцентровывается относительно оси вращения;
- включается режим настройки и устанавливается сварочная горелка на требуемый диаметр и глубину наплавки, приняв начальные координаты за начальную точку отсчета, при этом расстояние между срезом сопла горелки и наплавляемой поверхностью составляло от 15 до 20 мм;
- устанавливается амплитуда и частота колебаний сварочной горелки в зависимости от ширины наплавляемого валика;
- устанавливается заданный режим наплавки;
- переключали установку в автоматический режим и включали процесс наплавки.

Были отработаны режимы автоматической наплавки, обеспечивающие получение качественных соединений: сварочный ток - 250-280 А; напряжение от 25-26 В; расход аргона от 12 до 15 л/мин. Этот режим обеспечил стабильное горение дуги, хорошее формирование наплавленного металла, незначительное разбрызгивание.

Отработка технологий ручной, механизированной и автоматической видов наплавки заканчивалась изготовлением контрольной опытной модели, аналогичной узлу затвора (рис. 6.14).



Рисунок 6.14 – Вид модели уплотнительного поля после механической обработки



Изготовленная модель проверялась на отсутствие дефектов визуальным, цветным методами контроля и металлографически на шлифах (рис. 6.15).

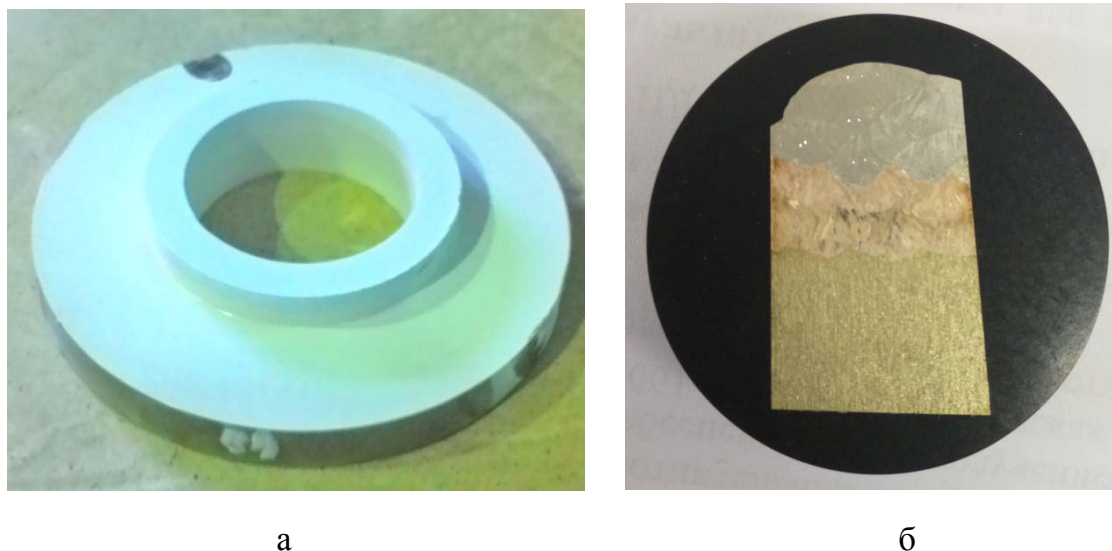


Рисунок 6.15 – Вид модели после механической обработки и цветного контроля (а) и макрошлиф соединения непосредственно после наплавки (б)

Металлографический анализ показал, что структура наплавленного металла однофазная –  $\alpha$ -твердый раствор на основе меди (рис. 6.16). Подобная структура обеспечивает необходимое качество соединения (так как отсутствуют интерметаллидные фазы на основе (Ni,Al)) и высокие коррозионные свойства.

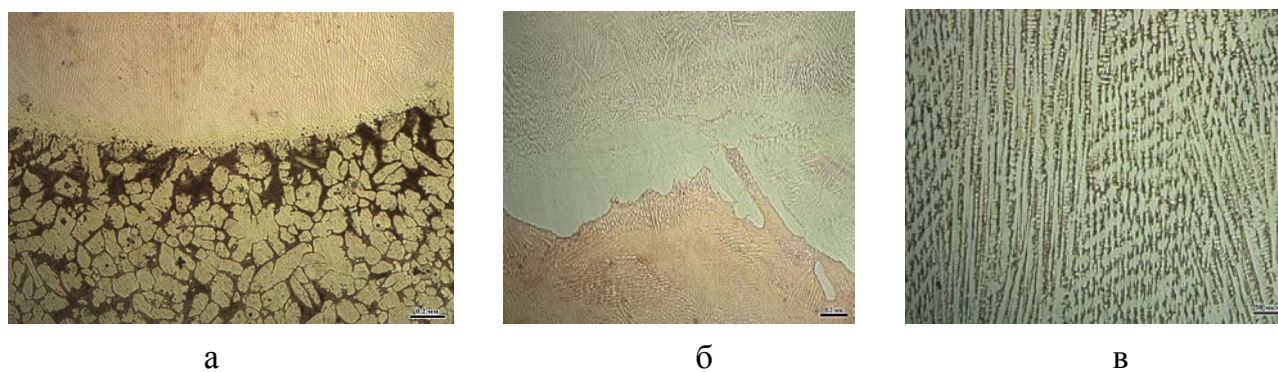


Рисунок 6.16 – Структура зоны сплавления металла подслоя с бронзой (а), зоны сплавления рабочего слоя и металла подслоя (б) и поверхности рабочего слоя (в)

На основании проведенных в работе исследований и разработанных технологий были успешно наплавлены опытные промышленные корпуса арматуры из бронзы БрА9Ж4Н4Мц1 Ду=100 мм (рис. 6.17).

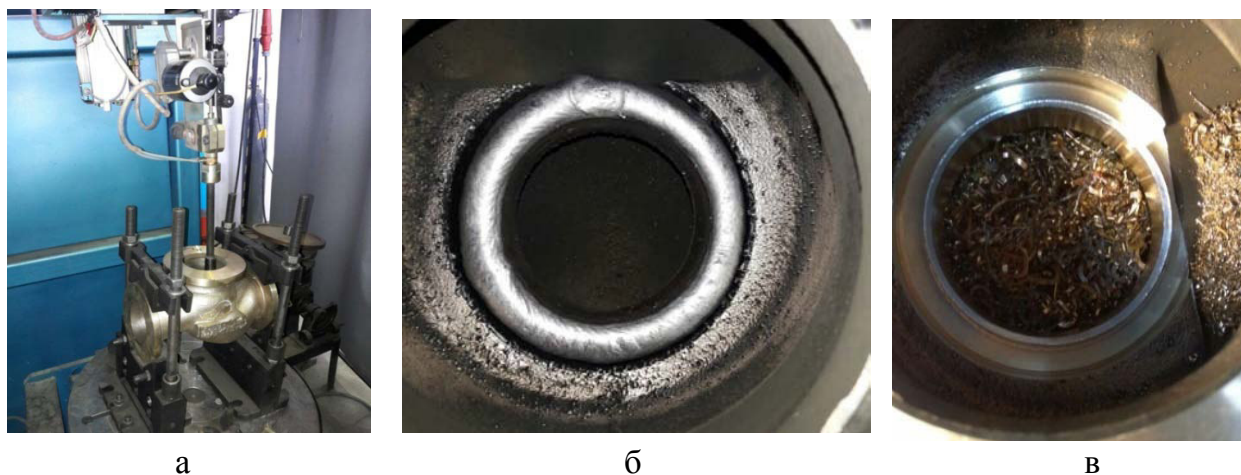


Рисунок 6.17 – Уплотнительное поле судовой арматуры из бронзы БрА9Ж4Н4Мц1 после автоматической наплавки на него сварочной проволоки Св-МНЖМцТК 40-1-1-0,3-0,1

а – корпус арматуры установлен на вращатель и закреплен перед началом наплавки

б – вид уплотнительного поля после окончания наплавки

в – вид уплотнительного поля непосредственно после окончательной механической обработки

Наплавленные опытные корпуса прошли стендовые гидравлические испытания (рис. 6.18).

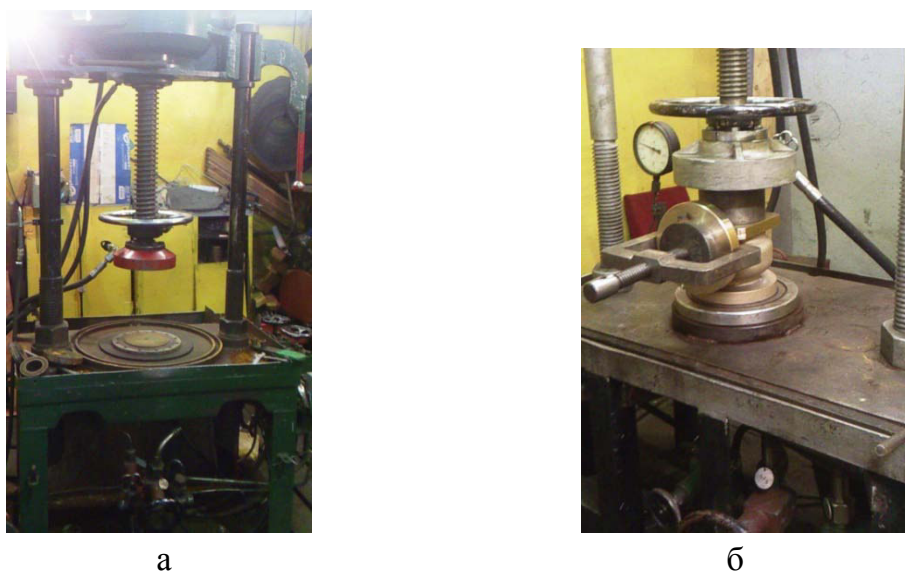


Рисунок 6.18 – Стенд К2 - 00855 для проведения гидравлических испытаний фланцевой судовой арматуры

а - внешний вид стенда без арматуры

б - стенд с закрепленной арматурой в процессе её испытания

На основе разработанных технологий выпущены руководящие документы на наплавку судовой арматуры: РД5.УЕИА.3659-2015 «Ручная аргонодуговая наплавка неплавящимся электродом уплотнительных поверхностей опытной партии судовой арматуры из алюминиевой бронзы»; РД5.УЕИА.3661-2015 «Автоматическая аргонодуговая наплавка плавящимся электродом уплотнительных поверхностей опытной партии судовой арматуры из алюминиевой бронзы»; РД5.УЕИА.3665-2015 «Механизованная аргонодуговая наплавка плавящимся электродом уплотнительных поверхностей опытной партии судовой арматуры из алюминиевой бронзы».

Изобретения на способ дуговой наплавки медно-никелевого сплава с содержанием никеля от 40 до 50% на алюминиево-никелевые бронзы и седло клапана в корпусе судовой арматуры защищены патентами РФ соответственно [122] и [123].

Разработанные технологии освоены и внедрены на одном из ведущих заводоизготовителей судовой арматуры в России – АО «Армалит».

Таким образом, показано, что применение сварочной проволоки марки Св-МНЖМцТК40-1-1-0,3-0,1 и технологии ее наплавки на алюминиевые бронзы может использоваться не только для изготовления маломаннитных узлов трения, а значительно шире – для увеличения ресурса судовой арматуры забортной воды из бронзы БрА9Ж4Н4Мц1 для изготовления новых заказов морской техники, как минимум, не уступающих в этой области судового машиностроения современным зарубежным аналогам.

## **Выводы по главе 6**

1) Исследования показали, что металл, наплавленный сварочной проволокой марки Св-МНЖМцТК 40-1-1-0,3-0,1, позволяет увеличить коррозионную стойкость уплотнительного поля узлов затворов судовой арматуры из бронзы БрА9Ж4Н4Мц1 примерно в 2 раза. Это основано на том, что металл имеет однофазную структуру - твердого раствора на основе меди, не склонен к питтинговой коррозии, не склонен к язвенной коррозии, в отличие от бронзы БрА9Ж4Н4Мц1, и имеет в 2 раза выше стойкость против струевой коррозии в условиях морской воды по сравнению с бронзой БрА9Ж4Н4Мц1.

2) Разработаны технологии наплавки ручным, механизированным и автоматическим способом уплотнительных полей узлов судовой арматуры из бронзы БрА9Ж4Н4Мц1. Выпущены документы на наплавку опытной партии арматуры из бронзы БрА9Ж4Н4Мц1: РД5.УЕИА.3659-2015 «Ручная аргонодуговая наплавка неплавящимся электродом уплотнительных поверхностей опытной партии судовой арматуры из алюминиевой бронзы»; РД5.УЕИА.3661-2015 «Автоматическая аргонодуговая наплавка плавящимся электродом уплотнительных поверхностей опытной партии судовой арматуры из алюминиевой бронзы»; РД5.УЕИА.3665-2015 «Механизированная аргонодуговая наплавка плавящимся электродом уплотнительных поверхностей опытной партии судовой арматуры из алюминиевой бронзы».

3) Успешно наплавлена опытная партия судовой арматуры из бронзы БрА9Ж4Н4Мц1 и проведены ее стендовые гидравлические испытания с положительным результатом.

4) Новизна разработанных технических решений защищена патентами РФ на изобретение №2610656 «Способ дуговой наплавки медно-никелевого сплава с содержанием никеля от 40 до 50% на алюминий-никелевые бронзы» и на полезную модель №168835 «Седло клапана в корпусе судовой арматуры».

## Выводы по работе

1. Выполнен комплекс исследований и определены основные особенности такой сварки аргодуговой сварки медных сплавов с азотсодержащей сталью аустенитного класса 04X20H6Г11M2АФБ, устанавливающие необходимость применения промежуточного подслоя по следующим причинам:

- трещинообразование в азотсодержащей стали, вызванное воздействием поверхностно-активным медным сплавом совместно с образующимися сварочными напряжениями растяжения;

- порообразование в наплавленном металле (металле шва), вызванное азотом, содержащимся в стали и взаимодействующим при ее расплавлении с наплавленным металлом (металлом шва).

2. Рассмотрен вариант получения маломагнитных соединений медных сплавов со сталью 04X20H6Г11M2АФБ с применением наплавки подслоя на сталь [Ni основа-(18-22%)Cr-Fe-Mn-Nb] - [Cu основа -(5-6,5%)Ni]. Установлены особенности взаимодействия медного сплава при его наплавке на никелевый сплав на межфазной границе в виде образования межкристаллитных проникновений и трещин в нем, установлены особенности влияния химического и фазового состава на магнитную проницаемость наплавленного металла.

3. Разработана композиция металла подслоя, наплавленного на медный сплав, [Cu основа -(5-6,5%)Ni] – [Cu основа -(30-42%)Ni] - [Ni основа-(18-22%)Cr -Mn-Nb-Mo], обеспечивающая магнитную проницаемость  $\mu < 1,01$  и временное сопротивление не менее 250 МПа сварных соединений медно-никелевых сплавов и алюминиевых бронз со сталью 04X20H6Г11M2АФБ. Выбраны сварочные материалы и разработана технология наплавки подслоя на медный сплав.

4. Установлено, что молибден в присадочной проволоке в сплавах [Ni основа-(18-22%)Cr -Mn-Nb-(8-10%)Mo], являясь модификатором, обеспечивает отсутствие трещин в металле шва, вызываемых переходом в него железа из стали и меди из подслоя. Применение аналогичных присадочных материалов системы [Ni основа-(18-22%)Cr -Mn-Nb] без молибдена приводит к образованию продольных трещин в корне шва.

5. Предложены критерии пористости металле, наплавленном на сталь 04X20H6Г11M2АФБ, присадочными материалами на основе никеля на основании

влияния их элементов на активность азота, выделяющегося из стали в процессе наплавки. Установлены соотношения:  $Ni_{\text{ЭКВ.Н.М.}}/Cr_{\text{ЭКВ.Н.М.}} \leq 1,2$  – отсутствие пористости в шве;  $Ni_{\text{ЭКВ.Н.М.}}/Cr_{\text{ЭКВ.Н.М.}} \geq 1,8$  – значительная пористость в шве. При применении выбранных для сварки присадочных материалов на основе никелевых сплавов повышению стойкости шва против порообразования способствует содержание в них углерода до 0,03%, содержание хрома 18-22% и применение в них ниобия.

6. Сформулирован критерий по применению аустенитно-ферритных подслоев, обеспечивающих необходимые качество и свойства сварных соединений медно-никелевых сплавов со сталью 04X20H6Г11M2АФБ в случае отсутствия требований по магнитной проницаемости – содержание ферритной фазы в подслое по диаграмме Шеффлера должно быть не менее 40-50%. Такое содержание обеспечивается применением присадочной проволоки ЭП-263Ш для наплавки подслоя.

7. Установлено, что в случае отсутствия применения технологических приемов проплавления подслоя, наплавленного сварочной проволокой ЭП-263Ш на сталь 04X20H6Г11M2АФБ, при последующей его сварке с медным сплавом в металле шва образуется значительное количество фазы на основе железа с прослойками в ней на основе медного сплава, в которых образуются трещины. Поэтому рекомендуется применять предварительную наплавку медного сплава на аустенитно-ферритный подслоя с применением приемов полунезависимой дуги, позволяющих снизить количество фазы на основе железа. Новизна разработанных технических решений защищена патентами РФ №2470752 и №2470750 на сварку и наплавку с применением ленты для уменьшения проплавления основного металла.

8. Разработаны технологии сварки медных сплавов со сталью 04X20H6Г11M2АФБ. Выпущена технологическая документация на сварку.

9. На основании выполненных в работе исследований разработаны технологии наплавки судовой арматуры из бронзы БрА9Ж4Н4Мц1 с применением сварочной проволоки марки Св-МНЖМцТК 40-1-1-0,3-0,1, обеспечивающие получение качественного наплавленного металла и увеличение ресурса судовой арматуры не менее, чем в 2 раза. Новизна разработанных технических решений защищена патентами РФ на изобретение №2610656 на способ наплавки и на полезную модель №168835 для седла клапана в корпусе судовой арматуры. Наплавлена опытная партия судовой арматуры. Проведены ее стендовые испытания с положительным результатом. Выпущена технологическая документация на наплавку.

**СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ**

1. И.В. Горынин, В.А. Малышевский, Г.Ю. Калинин, С.Ю. Мушникова, О.А. Банных, В.М. Блинов, М.В. Костина. Коррозионно-стойкие высокопрочные азотистые стали.// Вопросы материаловедения. 2009, №3(59). - с.7-16.
2. Костина М.В., Банных О.А., Блинов В.М. Особенности сталей, легированных азотом. МиТОМ. 2000, №12. с. 3-6.
3. Горынин И. В., Рыбин В. В., Малышевский В. А. Создание перспективных принципиально новых коррозионно-стойких корпусных сталей, легированных азотом.// Вопросы материаловедения. 2005, №2(42). с. 40–54.
4. Ed. J. R. Davis. ASM Specialty Handbook Stainless Steels/ The materials information society. 1994. P. 201.
5. Corrosion Test and Standarts: Application and Interpretation/Ed. R.Baboian. - USA:ASTM, 1995. - 730 p.
6. Рашев Ц.В. Высокоазотистые стали, выплавляемые под давлением. София: БАН, 1995. 268 с.
7. Калинин Г.Ю., Бишоков Р.В., Мельников П.В., Березовская Л.А., Могильников В.А., Волков С.А.. Разработка и исследование материала для механизированной сварки корпусных конструкций из немагнитной высокопрочной азотистой стали.//Вопросы материаловедения. - 2010, №2(62). - С.75-82.
8. Кашанский М.С., Степанов В.В., Гольдфайн В.Н. и др. Судовая арматура // Л.: «Судостроение», 1975, 432 с.
9. Pichuzhkin S.A., Chernobaev S.P., Vaynerman A.A., Veretennikov M.M. Special Features of the Formation of the Composition, Structure and Properties of the Metal Deposited with the Sv-MNZhMtsTK40-1-1-0.3-0.1 wire on BrA9Zh4N4Mts1 bronze. Welding International. 2017.Т. 31. №11. pp. 892-896.
10. Byrnes R.T., Lynch S.P. An unusual failure of a nickel-aluminium bronze (NAB) hydraulic valve // Engineering Failure Analysis, №49, 2015, p. 122–136.
11. Ron Strang. Алюмоникелевая бронза для морской воды – достоинства познаются в сравнении // Арматуростроение, 2011, №1 (70), с.50-54.

12. Chen Rui-ping, Liang Ze-qin, Zhang Wei-wen. Effect of heat treatment on microstructure and properties of hot-extruded nickel-aluminum bronze //Transactions of Nonferrous Metals Society of China, № 17, 2007, p. 1254-1258.

13. Андронов Е.В., Баранов А.В., Вайнерман А.Е., Королёв В.В., Харьков А.А., Чернобаев С.П., Шекалов Б.И.. Трубы из сплава МНЖМц 11-1,1-0,6 и их сварные соединения для трубопроводов систем морской воды с повышенными коррозионной стойкостью, сроком службы и конкурентоспособностью. Труды Российского НТО судостроителей им. акад. А.Н. Крылова. Вып. №3 (6), «Единение науки и практики», С.-Петербург, Морской Вестник. – 2007. – С. 84-87.

14. Вайнерман А.Е.. Сплавы на медной основе для судового машиностроения и их сварка, с. 224-295 в книге: «Материалы для судостроения и морской техники. Справочник в двух томах под редакцией И.В. Горынина. Том 2. Санкт-Петербург, НПО «Профессионал». – 2009. – 664 с.

15. Вайнерман А.А., Вайнерман А.Е. Исследование особенностей формирования химического состава и структуры металла в различных зонах сварных соединений судовых трубопроводов из медно-никелевого сплава МНЖМц 11-1,1-0,6//Вопросы материаловедения. 2012.№1(69). с. 99-106.

16. Вайнерман А.Е., Пичужкин С.А., Чернобаев С.П., Веретенников М.М., Вайнерман А.А.. Работы ФГУП «ЦНИИ КМ «Прометей» в области сварки и наплавки медных сплавов и разнородных металлов// Сварка и диагностика. Сборник докладов международного форума. 2012. с. 52-61.

17. Вайнерман А.Е., Пичужкин С.А., Чернобаев С.П., Веретенников М.М., Вайнерман А.А. Новые сварочные материалы и технологические особенности сварки и наплавки ими изделий из медных сплавов и разнородных металлов//«Сварочные материалы -2012» к 100-летию «ЦНИИМ». Доклады Санкт-Петербургской международной научно-технической конференции 16-18 октября 2012 г. с.141-147.

18. Баранов А.В., Вайнерман А.Е., Пичужкин С.А., Чернобаев С.П., Веретенников М.М., Вайнерман А.А.. Некоторые работы ФГУП «ЦНИИ КМ «Прометей» в области сварки и наплавки медных сплавов и разнородных металлов// Металлургия сварки и сварочные материалы Сборник докладов юбилейного научно-практического Семинара 100-летие со дня рождения Петрова Г.Л. Санкт-Петербург 2013. с.53-60.

19. Вайнерман А.Е., Пичужкин С.А. Сварка меди и ее сплавов со сталями (Лите-



ратурный обзор) // Вопросы материаловедения . 2002. №4(32). С.52-65.

20. Вайнерман А.Е., Пичужкин С.А. Исследование особенностей сварки алюминиевой бронзы марки БрА9Ж4Н4 со сталью АБ2-ПК// Вопросы материаловедения. 2004. №2(38). С.99-107.

21. Абрамович В.Р. Сварка меди и сплавов на медной основе со сталью // Сварка разнородных металлов. Л.: ЛДНТП, 1966. С.36-53.

22. Вайнерман А.А., Вайнерман А.Е., Орыщенко А.С. Разработка технологии аргонодуговой сварки медных сплавов со сталями с получением улучшенной структуры металла шва сварных соединений// Сборник «Труды конференции молодых ученых и специалистов ФГУП «ЦНИИ КМ «Прометей». 2013 г. с.89-95.

23. Абрамович В.Р., Демянцевич В.П., Ефимов Л.А. Сварка плавлением меди и сплавов на медной основе. Л.: «Машиностроение», 1988. 218с.

24. Kita-Shinagava, Shinagava- Ku. Arc welding of nonferrous metals // Kobe steel LTD. Tokyo, 2011, 79 p.

25. Неулыбин С.Д., Щицын Ю.Д., Кучев П.С., Гилев И.А. Плазменная наплавка меди на сталь на токе обратной полярности. Известия Самарского научного центра Российской академии наук. 2014. Т. 16. № 1-2. С. 468-471.

26. Вайнерман А.А., Вайнерман А.Е., Веретенников М.М. Некоторые особенности аргонодуговой сварки медных сплавов с азотистой аустенитной сталью марки 04X20H6Г11M2АФБ// Вопросы материаловедения. 2013. №4(76). с.108-122.

27. Turichin G.A., Klimova O.G., Babkin K.D., Pevzner Ya.B. Effect of Thermal and Diffusion Processes on Formation of the Structure of Weld Metal in Laser Welding of Dissimilar Materials. Metal Science and Heat Treatment. 2014. Т. 55. № 9-10. С. 569-574.

28. Вайнерман А.Е., Шоршоров М.Х. и др. Плазменная наплавка металлов. Л.: «Машиностроение», 1969. 192 с.

29. Закс И.А. Новый способ соединения меди и медных сплавов со сталью. Л.: «ЛДНТП», 1969. 30 с

30. Вайнерман А.Е. Формирование состава и структура зоны сплавления при наплавке медных сплавов на сталь // Сварка: Сборник статей/ Судостроение. Ленинград, 1970. Вып.13. С. 239-255.

31. Вайнерман А.Е. Наплавка металлов полунезависимой дугой. Л.: «ЛДНТП», 1971. 22 с.

32. Вайнерман А.А., Вайнерман А.Е. Сварка сплава марки МНЖ 5-1 с азотсодержащей аустенитной сталью//Цветные металлы. 2015. №4. с.39-43.
33. Шань Цзиго, Хорунов В.Ф. Сварка-пайка разнородных металлов (Литературный обзор) // Автоматическая сварка. 1985. № 4. С.14-18.
34. Чкалов Л.А., Вайнерман А.Е. Наплавка медных сплавов на сталь в судовом машиностроении.Л.: ЦНИИ «Румб», 1989. 60 с.
35. E.C. Garrabrant, R.S.Zuchowski. Plasma-Arc Hot-Wire Surfacing – A New High Deposition Process//Welding Journal. 1969. №5. p.385-395.
36. Чкалов Л.А., Фрумин И.И., Гладкий П.В., В.А. Кузнецов, Г.Ф. Заседателев, Ю.В. Шмелев. Плазменная наплавка бронзы в судовом машиностроении// Автоматическая сварка. 1983. №7. с. 49-51.
37. Беляев В.Н. Влияние положения источника нагрева относительно свариваемых кромок на трещиностойкость соединений меди с перлитной сталью// Автоматическая сварка. 1987. №10. с.35-38.
38. Вол А.Е. Строение и свойства двойных металлических систем. М.: «Физматгиз», 1962. 980 с.
39. Гамов Н.С., Миличенко С.Л., Василенко Г.И. Строение и свойства переходной зоны биметалла сталь-бронза // Новые процессы наплавки, свойства наплавленного металла и переходной зоны: Сб. науч. докл./ ИЭС им. Е.О.Патона. Киев, 1984. С.127-129.
40. Осинцев О.Е., Федоров В.Н. Медь и медные сплавы. М.: «Машиностроение», 2016. 360с.
41. Гарбуз Н.А. Диффузия жидкой меди в стали// Цветные металлы.1946. №2.
42. Герцрикен С.Д., Дехтяр И.Я. Диффузия в металлах и сплавах в твердой фазе. М., Физматгиз, 1960.
43. Двойные и многокомпонентные системы на основе меди. Справочник. М.: «Наука», 1979. 249 с.
44. Абрамович В.Р., Тимофеев В.Н. Справочник по сварке и пайке судовых трубопроводов. Л: Судостроение, 1982. 112 с.
45. Павлюк С.К., Ротач А.П., Вечер А.В. Свойства металла сварных швов соединений медь-низкоуглеродистая сталь при повышенных температурах и их сопротивление термической усталости // Проблемы прочности. 1986. №3. С.15-19.

46. Катлер С.М., Сиников В.А. Автоматическая сварка (наплавка) стали медной электродной проволокой//Сварочное производство.1960. №3. с.3-6.

47 Невидомский В.А., Красильников С.Г., Панин А.Д. и др. Опыт сварки медно-стальных кристаллизаторов на АО НК МЗ// Автоматическая сварка. 2003. №8. С.47-49.

48 Давыдов В.А., Балковец Д.С. Формирование наплавленного металла при сварке меди с железом по отбортовке // Сварочное производство. 1972. № 6. С.36-39.

49 Илюшенко В.М., Босак Л.К., Гришин Л.И. Автоматическая сварка под флюсом меди со сталью больших толщин //Автоматическая сварка. 1966. № 6. С.68.

50 Коренюк Ю.М. Сварка меди под флюсом. М.: «Машиностроение», 1967. 20с.

51 Рабкин Д.М., Курочко Р.С., Стрижевская Л.Г. Сварка разнородных металлов и сплавов. М.: «Машиностроение», 1984. 239 с.

52. Рыбин В.В., Вайнерман А.Е., Баранов А.В., Андронов Е.В., Пичужкин С.А. Исследование особенностей и разработка прогрессивных технологий сварки медных сплавов со сталями и наплавки медных сплавов на стали // Вопросы материаловедения. 2006. №1(45). С.220- 229.

53.Сварка и свариваемые материалы. Справочник т.1. Под ред. В.Н.Волченко. М.: «Металлургия», 1991. 350 с.

54.Сварка и наплавка. Пособие по выбору наплавочных материалов фирмы ESAB. Под ред. Балановского А.Е., Чупина Ю.Б., Беликова А.Б., Школяренко А.А. Издание четвертое. 2004. 124 с.

55.Сего Н., Гиддчоцу Е. Сварка разнородных металлов. Сварка плавлением разнородных черных и цветных металлов // Weld Techno. 1989. N 9. v.37.

56. Мальцев М.В. Металлография промышленных цветных металлов и сплавов. М.: «Металлургия», 1970. 364 с.

57. Стрижевская Л.Г. Сварка плавлением разнородных металлов и сплавов. М.: «Машиностроение», 1978. 101с.

58. Сучков Д.И. Медь и ее сплавы. М.: «Металлургия», 1967. 210 с.

59. Сыроваткин А.А., Некоторые особенности сварки стали с медью // Автоматическая сварка. 1964. № 4, С.79-81.

60. Ткаченко С.Г., Шрейдер Г.К., Королев И.В. и др. Рентгеновское исследование переходных слоев алюминиевых и оловянных бронз наплавленных на сталь //

Физика и химия обработки материалов. 1971. № 5. С.152-153.

61. Туши Е. Аллюминиево-никелевые бронзы. М.: «Металлургия», 1966. 70с.

62. Шадрин Г.А., Кащенко Ф.Д., Гаряев А.Л. О свойствах металла, наплавленно-го различными марками бронзы на сталь // Автоматическая сварка. 1964. № 2. С.81-85.

63. Шутов Б.А., Ерохин А.А. Об оптимальном составе металла шва при сварке плавлением меди с низкоуглеродистой сталью // Автоматическая сварка. 1970. № 11. С.17-19.

64. Ярослав А.А., Аристова Л.И. Исследование зоны сплавления при сварке слож-нолегированной алюминиевой бронзы с нержавеющей сталью X18H10T // Технология судостроения и сварочного производства / Труды НКИ. Николаев, 1977. Вып.121. С.60-65.

65. Ding Wei, Bi Xianshun, Lu Nianchun (First Installing Finale, Heilong jiang Chem-ical & Industrial Constuction Parent Company, Harbin 150056 КНР) // Heilong Jiang keji Xueyuan Xuebao. J.Heilongjiang / Inst. Sci. and Technol. 2003. 13 №4 S.16-18.

66. Плазменная сварка разнородных металлов на токе обратной полярности Щицын Ю.Д., Кожанов А.В., Белинин Д.С., Неулыбин С.Д. Вестник Пермского национального исследовательского политехнического универси-тета. Машиностроение, материаловедение. 2015. Т. 17. № 4. С. 17-28.

67. Сварка аустенитной стали с медью расфокусированным излучением воло-конного лазера. Сварочное производство. 2017. № 4. С. 7-11 Шиганов И.Н., Курынцев С.В.

68. Hinneborg D. MIG- schweiben von stumpfnahten an rohren aus CuNiFe und kehlnahten an stahlmuffen auf CuNiFe- rohren // Praktiker. 2007. 59.№10. С.302-305.

69. Неулыбин С.Д., Щицын Ю.Д., Кучев П.С., Гилев И.А. Плазменная наплавка меди на сталь на токе обратной полярности. Известия Самарского научного центра Российской академии наук. 2014. Т. 16. № 1-2. С. 468-471.

70. Управление структурой поверхностного слоя при плазменной наплавке меди на сталь. Щицын Ю.Д., Белинин Д.С., Неулыбин С.Д., Ольшанская Т.В., Щицын В.Ю., Симонов М.Ю. Metallurg. 2017. № 7. С. 90-94.

71. А.С. 1348110, В23К 9/16. Способ дуговой сварки меди со сталью/ В.Н. Беля-ев, В.И. Разенков; опубл. 30.10.1987, Бюл. №40.

72. А.С. 1518097, В23К 9/16. Способ сварки плавлением меди со сталью/ В.Н. Беляев; опубл. 30.10.1989, Бюл. № 40.

73. Вайнерман А.Е. Механизм межкристаллитного проникновения при наплавке медных сплавов на сталь // Автоматическая сварка. 1981. № 6. С.22-29.

74. Кабатов И.Ю., Гирш В.И. Способы устранения межкристаллитного проникновения меди в сталь при наплавке// Изв. Вузов. Машиностроение. 1989. №12. с. 2-4.

75. Вайнерман А.Е., Пичужкин С.А., Петров С.Н. Исследование состава, структуры и механических свойств металла зон сварных соединений медных сплавов со сталями и их влияние на механические свойства сварных соединений // Вопросы материаловедения. 2006. №4(48). С.43- 55.

76. Вайнерман А.Е., Пичужкин С.А. Исследование состава и структуры металла шва и их влияние на механические свойства сварных соединений алюминиевых бронз со сталями // Вопросы материаловедения. 2007. №3(51). С.102- 106.

77. Вайнерман А.Е., Пичужкин С.А. Исследование особенностей формирования состава и структуры металла шва при сварке плавлением алюминиевых бронз со сталями и их влияние на механические свойства сварных соединений // Вопросы материаловедения. 2008. №4(56). С.24- 36.

78. Ситник Б.А., Коньков Ю.Д., А.Е. Вайнерман. Об оценке склонности сталей к проникновению расплавов медных сплавов// Сварочное производство, 1975, №6. с. 29-30.

79. Ситник Б.А., Коньков Ю.Д., Тимофеев В.Н. Выбор подслоя при наплавке поверхностно-активных медных сплавов на стали аустенитного класса// Технология судостроения, 1976, №3. с. 74-77.

80. Ситник Б.А., Коньков Ю.Д. Особенности взаимодействия поверхностно-активных расплавов медных сплавов со сталями аустенитно-ферритного класса при наплавке// Технология судостроения, 1978, №3. с.24-26

81. Абрамович В.Р., Тимофеев В.Н. Справочник по сварке и пайке судовых трубопроводов. Л.: Судостроение, 1982. 112 с.

82. Медовар Б. И. Сварка аустенитных сталей и сплавов. – Киев: Техніка, 1964. – 184 с.

83. Лазько В.Е., Ревякина О.К., Каманин В.А., Черепнин В.В., Алексеева Р.А. Разрушение сварных соединений коррозионностойкой стали при контакте с ме-

дью//Сварочное производство, 1986, №1.

84. Savage W.F., Nippes E.P., Mushala M.C. Copper-Contamination Cracking In The Weld Heat-Affected Zone//Welding Journal, 1978, №5. Pp. 145-152.

85. Savage W.F., Nippes E.P., R.P.Stanton. Intergranular Attack By Molten Copper//Welding Journal, 1978, №1. Pp. 9-16.

86. Коледа В.Н., Илюшенко В.М. Оптимизация параметров дополнительной газовой защиты при сварке и наплавке меди и ее сплавов под флюсом//Автоматическая сварка. 2010. №11. с. 47-50.

87. Кабатов И.Ю., Гирш В.И. Особенности межкристаллитного проникновения меди в конструкционные стали// Сварочное производство. 1990. №2. с. 16-17.

88. Кабатов И.Ю., Гирш В.И. Оценка влияния межкристаллитных проникновений меди на механические свойства сварных конструкций//Вопросы повышения качества сварных конструкций: МежВУЗ. сб. науч. тр. М.: МАСИ, ВТУЗ-1990. с.15-18.

89. Гуревич С.М. Справочник по сварке цветных металлов. Киев: «Наукова думка», 1981. 608 с.

90. Соколов Н.Н., Лазаренко С.П., Журавлев В.И. Гребные винты из алюминиевой бронзы. Л.: «Судостроение», 1971. 288 с.

91. Wenshot P. A New Nickel-Aluminum Bronze Alloy with Low Magnetic Permeability//Metallurgical and Materials Transactions, 1997, vol. 28A. Pp. 689-697.

92. Langham J.M., Webb A.W.O. The New High Strength Copper-Manganese-Aluminium Alloys, Their Development properties and applications// The British Foundryman, 1962, vol. 55.

93. Добровольская Т.Л., Ефимова Т.В., Полотнюк В.В., Титов П.В., Хандрос Л.Г. Влияние частичного распада  $\beta_1$ -фазы на магнитные свойства и мартенситную точку сплавов Cu-Al-Mn// Физика металлов и металловедение, 1979, том 48, выпуск 6. с.1315-1318.

94. Jiang B., Jiang S.L., Ma A.L., Zheng Y.G. Erosion-Corrosion Behavior of Electroless Ni-P Coating on Copper-Nickel Alloys in 3,5wt.% Sodium Chloride Solution // Journal Materials engineering and Performance. 2014, №1 с.230-237.

95. Drach Andrew, Tsukrov Igor, De Cew Judson et al. Field studies of corrosion behavior of copper alloys in natural seawater // Corrosion Science. 2013, 76. С.453-464.

96. Аравин Б.П., Вайнерман А.Е., Карпов В.В. Исследование особенностей

наплавки медноникелевым сплавом уплотнительных поверхностей узла арматуры из алюминиевых бронз//Технология судостроения.1990.№2. с.39-47.

97. Вайнерман А.Е., Ванновский В.В. Повышение срока службы судовой арматуры из оловянных бронз// Морской транспорт, серия «Судоремонт». 1985.Выпуск 8. с.26-31.

98. Вайнерман А.Е., Веретенников М.М., Петров С.Н., Дроздова Н.Ф. Структура и состав соединений, полученных аргонодуговой наплавкой медно-никелевых сплавов на алюминивно-никелевую бронзу // Вопросы материаловедения. 2010. № 4 (64), с. 104-110.

99. Pichuzhkin S.A., Chernobaev S.P., Vainerman A.A., Veretennikov M.M. ASPECTS OF THE WELDING OF BRONZE BR.A9ZH4N4MTS1 WITH COPPER-NICKEL ALLOYS. Metallurgist. 2016. Т. 59. № 9-10. pp. 968-973.

100. Ron Strang. Алюмоникелевая бронза для морской воды – достоинства познаются в сравнении // Арматуростроение. 2011, №1 (70), с.50-54.

101. Переpletчиков Е.Ф. Механизированная наплавка кобальтовых сплавов в арматуростроении // Арматуростроение. 2011, №2 (71), с.64-67.

102. О.Е.Грачев, В.А. Бобошко. Новые технологии нанесения покрытий на детали трубопроводной арматуры для энергетики// Арматуростроение. 2013, №4 (85), с.60-63.

103. Степин В.С., Старченко Е.Г., Андреев А.П. Применение дисперсионно-твердеющих Cr-Ni-Si-сталей для элементов затворов и наплавки уплотнительных поверхностей арматуры ТЭС и АЭС// Арматуростроение. 2010, №3 (66). с.66-69.

104. Прогрессивные технологии нанесения покрытий – наплавка, напыление, осаждение / Тополянский П.А., Тополянский А.П.// Арматуростроение. 2011, №4 (73). с.63-68.

105. Лосев А.С., Еремин Е.Н., Гуржий А.С., Васенко О.Ю. Износостойкая наплавка уплотнительных поверхностей клина запорной арматуры// Россия молодая: Передовые технологии – в промышленность! ОГТУ. 2013, №1. с.73-76.

106. Смаковский М.С. Основные направления модернизации технологических процессов изготовления судовой трубопроводной арматуры в ОАО «Армалит-1» // Морской вестник. 2012, №4. с.49-51.

107. Еремин А.Е., Лосев А.С., Филипов Ю.О., Еремин Е.Н. Исследование струк-

туры и свойств износостойких хромосодержащих сталей, применяемых для наплавки узлов запорной арматуры // Сборник статей. Омский государственный технический университет. 2009, с.115-118.

108. Еремин А.Е., Еремин Е.Н., Филипов Ю.О., Маталасова А.Е., Кац В.С. Структура и свойства высокохромистого металла запорной арматуры, наплавленного серийно выпускаемыми сварочными проволоками // Омский научный вестник. 2014. №1 (127), с. 55-58.

109. Еремин А.Е., Еремин Е.Н., Филипов Ю.О., Лосев А.С., Маталасова А.Е. Разработка порошковой проволоки для наплавки запорной арматуры // Омский научный вестник. 2014. №2 (130), с. 45-47.

110. Паршин М.В., Рогов С.В., Степин В.С. Опыт применения плазменно-порошковой наплавки уплотнительных поверхностей энергетической арматуры // Тяжелое машиностроение. 2011. №3. с.28-29.

111. Бауэр А.А, Чирков Е.Ю., Ишмеев М.Р., Кушнаренко Е.В. Основные причины повреждений запорной арматуры // Нефтепромысловое дело. 2010, №12. с.70-72.

112. Вайнерман А. Е., Кирилин Э. Ф., Рыбин В. В., Чумакова И. В., Шекалов Б. И. Проблемы и достижения в области создания медных сплавов, присадочных материалов и технологий сварки и наплавки для изделий судового машиностроения// Вопросы материаловедения. 1999, № 3 (20) . С. 241–260.

113. В.Е. Кривошея. Влияние легирующих элементов на пористость швов на никеле, вызываемую азотом //Автоматическая сварка. 1968, №6 (183), с.18-22.

114. Л.И. Сорокин, А.А. Ерохин. Влияние хрома, молибдена и вольфрама на образование пор при сварке никелевых сплавов// Автоматическая сварка. 1970, №8. с. 71-72.

115. Л.И. Сорокин, А.И. Голубев. Количественная оценка влияния легирующих элементов на образование пор при сварке никелевых сплавов// Автоматическая сварка. 1974, №7. с.70-71.

116. Л.И. Сорокин, З.И. Сидлин. Оценка влияния легирующих элементов на образование пор при сварке никель-хромовых сплавов// Сварочное производство. 1997, №9. с. 21-32.

117. Л.И. Сорокин. Присадочные материалы для сварки жаропрочных никелевых сплавов. (Обзор Ч.1.)//Сварочное производство. 2003, №4. с. 35-40.



118. Л.И. Сорокин. Присадочные материалы для сварки жаропрочных никелевых сплавов. (Обзор Ч.2.)//Сварочное производство. 2003, №5. с. 28-31.

119. Патент на изобретение №2461453. Металл сварного шва для соединения основных металлов из медно-никелевых сплавов с содержанием никеля 9,0-41,0%/ Орыщенко А.С., Вайнерман А.Е., Баранов А.В., Чернобаев С.П., Вайнерман А.А., Петров С.Н.; заявитель и патентообладатель ФГУП «ЦНИИ КМ «Прометей»; опубл. 20.09.2012.

120. Патент на изобретение №2470752. Способ дуговой сварки меди и медно-никелевых сплавов со сталью/ Орыщенко А.С., Вайнерман А.Е. , Баранов А.В., Пичужкин С.А., Вайнерман А.А.; опубл. 27.12.2012.

121. Патент на изобретение №2470750. Способ дуговой наплавки меди и медных сплавов на сталь/ Орыщенко А.С., Вайнерман А.Е. , Баранов А.В., Пичужкин С.А., Вайнерман А.А., Попов О.Г.; опубл. 27.12.2012.

122. Патент на изобретение №2610656. Способ дуговой наплавки медно-никелевого сплава с содержанием никеля от 40 до 50% на алюминиево-никелевые бронзы/ Пичужкин С.А., Чернобаев С.П., Вайнерман А.А., Вайнерман А.Е., Веретенников М.М.; опубл. 14.02.2017.

123. Патент на полезную модель №168835. Седло клапана в корпусе судовой арматуры/ Пичужкин С.А., Чернобаев С.П., Вайнерман А.А., Веретенников М.М, Конон А.И.; опубл. 21.02.2017.

**УТВЕРЖДАЮ**  
Главный инженер  
АО «Армалит»



М.С. Смаковский

« 18 » сентября 2018 г.

Акт

внедрения результатов диссертационной работы

Вайнермана Александра Абрамовича

на тему «Разработка технологии сварки алюминиевых бронз и медно-никелевых сплавов с коррозионно-стойкой азотсодержащей сталью для создания перспективных изделий морской техники», представленной на соискание ученой степени кандидата технических наук

Настоящий акт составлен в том, что основные положения и результаты диссертационной работы А.А. Вайнермана внедрены в 2014-2018 г.г. на АО «Армалит».

Освоена сварка алюминиевой бронзы с азотсодержащей сталью 04X20H6Г11M2АФБ. Сварка выполняется по разработанным в НИЦ «Курчатовский институт»-ЦНИИ КМ «Прометей» «Технологическим рекомендациям на выполнение сварки бронзы БрАМц 9-2 с азотсодержащей сталью 04X20H6Г11M2АФБ для изготовления маломаннитных узлов трения» №303-30 следующими аргонодуговыми способами: неплавящимся электродом на переменном токе и плавящимся электродом на постоянном токе обратной полярности.

Были изготовлены опытные сварные образцы. Визуальный осмотр, радиографический контроль и металлографический анализы опытных сварных образцов показали, что формирование наплавленного металла и металла шва удовлетворительные, недопустимых дефектов в виде трещин, непроваров, свищей, значительной пористости не обнаружено. Последующие испытания на прочность и магнитную проницаемость образцов, изготовленные из полученных соединений, показали значения временного сопротивления и магнитной проницаемости, удовлетворяющие требованиям проектанта АО «ЦКБ МТ «Рубин».

Составная часть технологии сварки алюминиевой бронзы с азотсодержащими сталями была также применена для наплавки уплотнительных поверхностей узлов затворов судовой арматуры из бронзы БрА9Ж4Н4Мц1 с целью увеличения ее ресурса. Была освоена ручная, механизированная и автоматическая аргодуговая наплавка уплотнительных поверхностей узлов затворов судовой арматуры из бронзы БрА9Ж4Н4Мц1 и выпущены РД5.УЕИА.3659-2015 «Ручная аргодуговая наплавка неплавящимся электродом уплотнительных поверхностей опытной партии судовой арматуры из алюминиевой бронзы», РД5.УЕИА.3665-2015 «Механизированная аргодуговая наплавка плавящимся электродом уплотнительных поверхностей опытной партии судовой арматуры из алюминиевой бронзы» и РД5.УЕИА.3661-2015 «Автоматическая аргодуговая наплавка плавящимся электродом уплотнительных поверхностей опытной партии судовой арматуры из алюминиевой бронзы».

Наплавлены опытные образцы для исследования механических и коррозионных свойств соединения. Испытания этих свойств удовлетворяют требованиям проектантов.

Наплавлена опытная партия промышленных литых корпусов судовой арматуры из бронзы БрА9Ж4Н4Мц1. Результаты визуального и цветного контроля показали удовлетворительное формирование наплавленного металла и отсутствие недопустимых дефектов в виде значительной пористости и трещин.

Проведены стендовые испытания партии наплавленных корпусов. Осмотр показал герметичность готовых изделий.

### **Заключение**

Освоенные технологии сварки алюминиевой бронзы с азотсодержащими сталями и наплавки узлов затворов судовой арматуры могут быть рекомендованы для строительства перспективных заказов по проектам АО «ЦКБ МТ «Рубин», АО «ЦТСС» КБ «Армас» и АО «Армалит».

Главный сварщик  
АО «Армалит»



А.А. Шигонцев