

Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение
высшего образования
«Самарский государственный технический университет»

На правах рукописи

ИСАЕВ Сергей Леонидович

**СТРУКТУРА И СВОЙСТВА СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ
ЖАРОПРОЧНЫХ И ЖАРОСТОЙКИХ СТАЛЕЙ И НИКЕЛЕВЫХ
СПЛАВОВ ПРИ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ СВАРКЕ ДЕТАЛЕЙ
ДВИГАТЕЛЕЙ РАКЕТНОЙ И АВИАЦИОННОЙ ТЕХНИКИ**

2.6.17. Материаловедение

Диссертация на соискание ученой степени
кандидата технических наук

Научный руководитель,
доктор технических наук,
профессор Муратов В.С.

Самара 2025

ОГЛАВЛЕНИЕ

ВВЕДЕНИЕ.....	4
ГЛАВА 1 СОВРЕМЕННЫЕ МАТЕРИАЛЫ И ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ ПРОЦЕССЫ СВАРКИ ДЕТАЛЕЙ ДВИГАТЕЛЕЙ РАКЕТНОЙ И АВИАЦИОННОЙ ТЕХНИКИ.....	11
1.1 Анализ материалов, используемых при изготовлении деталей авиационных и ракетных двигателей.....	11
1.2 Свариваемость жаропрочных никелевых сплавов и факторы ее определяющие	18
1.3 Особенности трещинообразования в сварных соединениях жаропрочных дисперсионно-твердеющих железоникелевых и никелевых сплавах.....	29
1.4 Сравнительный анализ способов сварки жаропрочных дисперсионно-твердеющих железоникелевых и никелевых сталей и сплавов.....	31
1.5 Влияние технологических параметров на процесс электронно-лучевой сварки и закономерности формирования сварных соединений....	46
1.6 Выводы по главе 1.....	58
ГЛАВА 2 МАТЕРИАЛЫ И МАТЕРИАЛОВЕДЧЕСКИЕ МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ СВАРНЫХ ШВОВ	60
2.1 Материалы для исследования.....	60
2.2 Материаловедческое исследование качества сварных швов.....	63
2.3 Оборудование для электронно-лучевой сварки.....	65
2.4 Механические испытания сварных соединений.....	66
2.5 Выводы по главе 2.....	69
ГЛАВА 3 ИССЛЕДОВАНИЕ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ПАЯНЫХ ОБОЛОЧЕК ИЗ СТАЛИ АУСТЕНИТНОГО КЛАССА 12Х18Н10Т-ВД...	71
3.1 Анализ свариваемости стали 12Х18Н10Т-ВД.....	71
3.2 Исследование процесса сварки паяных оболочек.....	75
3.3 Исследование влияния параметров ЭЛС на образование дефектов,	

геометрические параметры, химический состав, структуру и свойства сварных соединений стали 12X18H10T-ВД.....	79
3.4 Выводы по главе 3.....	99
ГЛАВА 4 ИССЛЕДОВАНИЕ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ КОРРОЗИОННОСТОЙКОЙ ЖАРОПРОЧНОЙ СТАЛИ МАРТЕНСИТНОГО КЛАССА 06X15H6MBФБ-Ш.....	101
4.1 Проведение оценки свариваемости стали 06X15H6MBФБ-Ш.....	101
4.2 Исследование характеристик сварных швов.....	103
4.3 Выводы по главе 4.....	109
ГЛАВА 5 ИССЛЕДОВАНИЕ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ЖАРОПРОЧНЫХ СПЛАВОВ НА НИКЕЛЕВОЙ ОСНОВЕ	111
5.1 Проведение оценки свариваемости жаропрочных сплавов ХН45МВТЮБР-ИД и ХН67ВМТЮ-ВД.....	111
5.2 Особенности формирования и металлографическое исследование сварных соединений сплавов ХН45МВТЮБР-ИД и ХН67ВМТЮ-ВД....	113
5.3 Выводы по главе 5.....	122
ГЛАВА 6 ИССЛЕДОВАНИЕ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ИЗ ЦЕЛЬНОКАТАНОГО КОЛЬЦА ЖАРОПРОЧНОГО СПЛАВА НА НИКЕЛЕВОЙ ОСНОВЕ ЭП718.....	124
6.1 Исследование свариваемости жаропрочного сплава ЭП718 из цельнокатаного кольца.....	124
6.2 Особенности формирования геометрических параметров, дефектности, структуры и свойств сварных швов при ЭЛС сплава ЭП718	127
6.3 Выводы по главе 6.....	145
ЗАКЛЮЧЕНИЕ.....	147
СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННЫХ ИСТОЧНИКОВ.....	150
ПРИЛОЖЕНИЕ 1.....	167
ПРИЛОЖЕНИЕ 2.....	168
ПРИЛОЖЕНИЕ 3.....	169
ПРИЛОЖЕНИЕ 4.....	170

ВВЕДЕНИЕ

Актуальность темы. Компрессоры высокого давления, камеры сгорания авиационной и ракетной техники используются в составе двигателя летательных аппаратов. Спецификой данных узлов является работа в условиях как высоких, так и весьма низких температур [1, 2]. Большое значение имеет получение качественных сварных соединений, наличие дефектов в которых может привести к разрушению узлов и сбою в работе двигателя, что может повлечь колоссальные материальные затраты, вплоть до техногенной катастрофы и человеческих жертв.

Хромоникелевые стали и жаропрочные сплавы на никелевой основе известны давно и получили широкое применение в промышленности, в том числе и при изготовлении камер сгорания. Однако не все они одинаково хорошо свариваются [3].

Проблема получения качественных сварных швов жаропрочных сталей и сплавов — одна из наиболее сложных проблем современного материаловедения в области сварочной науки и техники. Эта проблема сложна еще и потому, что один и тот же материал можно использовать для изготовления конструкций разного назначения, например, хладостойких и жаропрочных. Однако сварочные материалы и технология сварки будут в каждом случае различными в зависимости от условий эксплуатации конструкции, а значит и приемы обеспечения качества сварных швов будут различными.

Одним из наиболее распространенных способов сварки жаропрочных и жаростойких сталей и сплавов компрессоров высокого давления (КВД), камер сгорания (КС) авиационных (АД) и ракетных двигателей (РД) является электронно-лучевая сварка (ЭЛС). При получении сварных швов методом ЭЛС тепловложение минимально по сравнению с другими способами сварки, что имеет большое значение при сварке материалов, склонных к растрескиванию. Кроме того, в случае необходимости изготовления сварных соединений конструкций, имеющих сложную форму, сварку возможно

выполнить только методом ЭЛС [4]. Данный метод сварки способствует, прежде всего, повышению качества и надежности объектов новой техники. Новые специфические конструктивные решения неразъемных соединений, а также использование перспективных материалов, соединение которых обычными методами сварки не дает желаемых результатов, делают ЭЛС единственно возможным способом для получения неразъемного соединения.

Использование электронного луча в качестве источника тепла открывает исключительные возможности в управлении тепловыми процессами при сварке. Изменяя в широких пределах мощность луча и плотность энергии можно получить наиболее благоприятный для каждого материала термический цикл сварки. Электронный луч становится в этом отношении универсальным сварочным инструментом.

Получение концентрированных источников тепла за счет фокусирования электронного луча позволяет существенно уменьшить зону термического влияния (ЗТВ) и тем самым повысить технологические свойства свариваемых материалов.

Большой вклад в изучение процессов, протекающих при ЭЛС, внесли советские и российские ученые такие, как Б.Е. Патон [5], О.К. Назаренко, А.А. Кайдалов [6], В.К. Драгунов, А.Л. Гончаров, А.П. Слива [7, 8], В.Я. Беленький [9, 10], В.Д. Лаптенко [11], В.В. Браверман [12], а также зарубежные авторы Я. Айрат [13], Р. Рай [14], Ванг [15], Б. Юлбас [16] и др.

Для обеспечения минимального веса изделия и получения заложенных конструкторами прочностных характеристик при изготовлении компрессора высокого давления, камер сгорания ракетных и авиационных двигателей сварные конструкции ограничивают в основном толщиной от 1,5 мм до 15 мм. Несмотря на большое количество исследований процесса формирования сварных швов при ЭЛС, до сих пор нет однозначных способов, позволяющих получать в условиях серийного производства гарантированно без дефектов сварные соединения из жаропрочных и жаростойких сталей и сплавов малой толщины от 1,5 до 15 мм, в том числе

тонкостенных паяных конструкций. При выполнении ЭЛС деталей компрессора высокого давления, камер сгорания авиационной и ракетной техники в сплавах нередко протекают негативные структурные изменения, встречаются дефекты, такие как трещины и поры. Изделия с дефектами приходится дорабатывать, а это усложняет и удорожает производство готовой продукции, а также, увеличивает сроки изготовления, что порой недопустимо.

Целью настоящей работы является обоснование режимов электронно-лучевой сварки жаропрочных и жаростойких сталей и никелевых сплавов, обеспечивающих получение бездефектных сварных соединений с улучшенной структурой и свойствами, для деталей авиационных и ракетных двигателей в условиях серийного производства.

Для достижения этой цели в диссертационной работе решались следующие задачи:

1. Анализ причин возникновения дефектов в сварных соединениях жаропрочных и жаростойких сталей и никелевых сплавов деталей камер сгорания авиационных и ракетных двигателей в условиях серийного производства.

2. Установление закономерностей влияния режимов электронно-лучевой сварки на структуру и свойства сварных соединений из жаропрочных и жаростойких сталей и сплавов.

3. Отработка рациональных режимов получения бездефектных сварных соединений методом электронно-лучевой сварки жаропрочных и жаростойких сталей и сплавов на натурных узлах камер сгорания авиационных и ракетных двигателей.

4. Выработка рекомендаций по электронно-лучевой сварке жаропрочных и жаростойких сталей и сплавов, используемых при изготовлении узлов камер сгорания авиационных и ракетных двигателей.

5. Апробация предлагаемых режимов электронно-лучевой сварки в условиях действующего производства.

Объектом исследования являются сварные соединения жаропрочных и жаростойких сталей и сплавов деталей компрессора высокого давления и камер сгорания авиационных, а также жидкостных ракетных двигателей, полученные ЭЛС.

Предметом исследования являются особенности формирования состава, структуры и свойств, причины образования дефектов при ЭЛС жаропрочных и жаростойких сталей и сплавов.

Методология и методы исследования:

Поставленные задачи работы решали при помощи теоретического анализа протекающих процессов структурообразования исследуемых сплавов с последующим подтверждением его результатов проведенными экспериментами. Формирование сварных соединений реализовывали на специализированных установках ЭЛС. Для оценки структурного состояния сплавов применялись рентгенографический контроль, методы световой и электронной микроскопии. Химический состав свариваемых материалов и их соединений исследовали на атомно-эмиссионном спектрометре и растровом электронном микроскопе. Оценивался комплекс эксплуатационных механических свойств при испытаниях на растяжение, изгиб, усталость, определении микротвердости.

Достоверность научных результатов работы обусловлена тем, что при экспериментальных исследованиях использовалось сертифицированное современное исследовательское оборудование, а результаты исследований не противоречат основным положениям материаловедения, подвергались статистической обработке и подтверждены успешным использованием в серийном производстве.

Научная новизна работы состоит в следующем:

1. Выявлен механизм образования трещин в сварных соединениях паяных узлов из аустенитной стали 12X18H10T, полученных ЭЛС, заключающийся в оплавлении паяного шва, обогащении элементами его химического состава границ зерен в зоне сварки, их охрупчивании,

зарождении и развитии здесь трещин. Установлены режимы ЭЛС, предотвращающие развитие данного механизма.

2. Установлены закономерности влияния токов луча и фокусировки, скорости перемещения луча при ЭЛС на дефектность, микротвердость, микроструктуру и геометрические размеры сварных соединения стали мартенситного класса 06X15H6MBФБ-Ш. Определены значения параметров ЭЛС, обеспечивающие получение качественных сварных соединений.

3. Для жаропрочных никелевых сплавов ХН45МВТЮБР-ИД и ХН67ВМТЮ-ВД выявлены особенности формирования бездефектного соединения, геометрических размеров, химического состава, микроструктуры и механических свойств сварных соединений при разных режимах ЭЛС. Обоснованы рациональные режимы ЭЛС указанных сплавов.

4. Установлено явление формирования утолщенных границ зерен в ЗТВ сварных соединений при ЭЛС сплава ХН45МВТЮБР-ИД. Формирующиеся утолщенные границы зерен определяются исходным размером зерна и режимами ЭЛС. Установлено, что утолщенные границы зерен до 4 мкм не снижают предел выносливости образцов сварных соединений сплава и не приводят к образованию трещин, что может быть достигнуто соответствующими режимами ЭЛС.

Практическая значимость работы:

1. На основании проведенных материаловедческих исследований выявлены причины образования дефектов в сварных швах, полученных ЭЛС, и определены режимы сварки, позволившие получить качественные сварные соединения материалов из стали мартенситного класса 06X15H6MBФБ-Ш толщиной 9 мм, сплавов на никелевой основе ХН45МВТЮБР-ИД толщиной 4 мм и 13 мм, ХН67ВМТЮ-ВД толщиной 6 мм.

2. Установлены особенности формирования и возможность получения бездефектного сварного шва толщиной 1,5 мм методом ЭЛС паяных тонкостенных оболочек сопла КС РД из стали 12X18H10T-ВД.

3. Полученные результаты по ЭЛС коррозионностойких, жаропрочных сталей и сплавов были внедрены на предприятиях-изготовителях авиационной и ракетной техники (ПАО «ОДК-Кузнецов» и АО «Металлист-Самара»), а также использованы в учебном процессе кафедры «Металловедение, порошковая металлургия, наноматериалы» ФГБОУ ВО «Самарский государственный технический университет».

Положения, выносимые на защиту:

1. Выявленные закономерности изменения геометрических параметров, структуры и свойств, химического состава сварных соединений жаростойких и жаропрочных сталей (12X18H10T-ВД, 06X15H6МВФБ-Ш) при варьировании параметров ЭЛС (тока луча и тока фокусировки, скорости перемещения луча), в том числе, паяных узлов из стали 12X18H10T-ВД.

2. При ЭЛС паяных узлов параметры сварки должны исключать оплавление паяных швов для предотвращения зернограничного обогащения сварного соединения химическими элементами припоя, что приводит к охрупчиванию границ зерен стали и образованию трещин.

3. Установленные особенности формирования геометрических параметров, структуры и свойств, химического состава сварных соединений жаропрочных никелевых сплавов (ХН45МВТЮБР-ИД, ХН67ВМТЮ-ВД) при реализации ЭЛС; выявленное образование, при определенных режимах сварки, утолщенных границ зерен (сплав ХН45МВТЮБР-ИД), что может приводить (при утолщенных границах более 4 мкм) к снижению усталостной прочности сварных соединений.

4. Предлагаемые режимы ЭЛС жаростойких и жаропрочных сталей и никелевых сплавов, обеспечивающие получение бездефектных сварных соединений стабильного качества и уровня свойств.

5. Технологические варианты ЭЛС деталей компрессора высокого давления, камеры сгорания авиационного двигателя, оболочек камер сгорания ракетного двигателя, использованные на предприятиях ПАО «ОДК-Кузнецов» и АО «Металлист-Самара».

Работа соответствует паспорту специальности 2.6.17.

Материаловедение по пунктам: п. 1, п. 3.

Апробация работы. Основные результаты работы докладывались и обсуждались на 5-ой Международной научно-практической конференции «Современные материалы, техника и технология» (г. Курск, 2015 г.); на Международной научно-практической конференции «Наука и инновации в современных условиях» (г. Магнитогорск, 2016 г.); на Всероссийской научно-технической интернет-конференции «Высокие технологии в машиностроении» (г. Самара, 2016 г.); на Международной научно-практической конференции «Внедрение результатов инновационных разработок: проблемы и перспективы» (г. Екатеринбург, 2016 г.); на Второй международной конференции «Электронно-лучевая сварка и смежные технологии» (г. Москва, ФГБОУ ВО НИУ МЭИ, 2017 г.); на Всероссийской научно-практической конференции «Перспективные материалы и технологии в авиадвигателестроении-2023» (г. Самара, 2023 г.); на VIII-й Всероссийской научно-практической конференции с международным участием «Инновационные технологии в материаловедении и машиностроении – ИТММ-2024» (г. Пермь, 2024 г.).

Публикации. По теме диссертации опубликовано 14 работ, из которых 7 статей в рецензируемых изданиях из Перечня ВАК РФ, 7 работ в трудах всероссийских и международных научно-технических конференциях.

Личный вклад автора в диссертационную работу состоит в постановке цели и задач работы, выполнении металлографических исследований сварных швов, изучении влияния параметров сварки на механические характеристики, структуру и химический состав сварного шва, выборе рациональных режимов сварки жаропрочных, коррозионностойких сталей и сплавов на никелевой основе, разработке мероприятий по повышению качества сварных соединений при производстве деталей КВД, КС АД и РД, формулировании выводов по работе.

ГЛАВА 1 СОВРЕМЕННЫЕ МАТЕРИАЛЫ И ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ ПРОЦЕССЫ СВАРКИ ДЕТАЛЕЙ ДВИГАТЕЛЕЙ РАКЕТНОЙ И АВИАЦИОННОЙ ТЕХНИКИ

1.1 Анализ материалов, используемых при изготовлении деталей авиационных и ракетных двигателей

Авиационный и ракетный двигатели на сегодняшний день являются одним из самых технически сложных изделий современного машиностроения, детали которых работают длительное время в условиях предельно высоких температур и нагрузок. Вместе с тем, эти двигатели – образец высочайшей надежности, которая обеспечивается эффективными конструкторскими решениями, сложными газодинамическими, тепловыми и прочностными расчетами. На основе АД созданы двигатели для наземной и морской техники: мобильных электростанций, газокompрессорных станций, наземных и морских транспортных средств [17].

Тенденцией развития двигателей является повышение температуры газа и эксплуатационных нагрузок. Ключевые показатели эффективности работы АД и РД – это коэффициент полезного действия (КПД) и экономичность. КПД возможно повысить за счет увеличения рабочей температуры турбины двигателя, так как с повышением температуры рабочих газов уменьшается удельный расход топлива и воздуха на единицу мощности.

В связи с этим в промышленной отрасли двигателестроения широко используются сложнолегированные сплавы, обладающие высокими эксплуатационными свойствами, такими как жаропрочность и жаростойкость. Данные сплавы в ближайшем будущем будут широко использоваться в проектировании и изготовлении узлов компрессоров, турбин и камер сгорания АД и РД [18].

К этим материалам относятся жаропрочные гомогенные, дисперсионно-твердеющие железоникелевые и никелевые сплавы,

основой которых является никель. Из-за содержания большого количества химических элементов (см. таблицу 1.1) [19] данные сплавы чувствительны к термическим воздействиям, в частности к сварке [20]. При этом материалы деталей КВД, КС АД и РД должны иметь не только высокие прочностные, но и пластические свойства.

Стремление повысить жаропрочность гомогенных, дисперсионно-твердеющих железохромоникелевых и никелевых сплавов приводит к снижению параметров свариваемости, то есть уменьшается сопротивляемость материала к трещинообразованию при сварке и последующей термической обработке. В связи с этими факторами к никелевым сплавам предъявляют особые требования по созданию качественных неразъемных соединений.

Материалы, используемые при производстве КВД, КС АД и РД должны хорошо свариваться и быть стойкими к агрессивной (кислотной) среде и соответствовать следующим требованиям:

- высокие прочностные свойства при рабочих температурах (жаропрочность);
- устойчивость к газовой коррозии (жаростойкость);
- низкая склонность к растрескиванию при многократном термоциклировании;
- технологичность: достаточная пластичность, обеспечивающая возможность штамповки, волочения, гибки и сварки.

Для изготовления КВД и КС АД чаще всего применяют сплавы на никелевой основе типа Х20Н80Т, ХН75МБТЮ, ХН70Ю и др. Большое распространение получили сплавы ЭП648 (ХН50ВМТЮБ) и ЭП718 (ХН45МВТЮБР), но они требуют дополнительной защиты эмалью или теплозащитным покрытием на основе керамики (для предотвращения образования окалины). В стадии отработки находится материал ПХ-23Ю5, превосходящий все существующие [21, 22].

Так же, при изготовлении камер сгорания применяют жаропрочные и жаростойкие сплавы на никелевой основе типа ЭИ868, ЭИ703 и другие. Для камер сгорания эксплуатирующихся при температуре порядка 900 °С, применяют сплавы типа ЭИ602, при температуре до 1100 °С – сплав ЭИ868. Данные сплавы обладают высокой прочностью, стойкостью к коррозии, требуемой пластичностью, удовлетворительно обрабатываются давлением (штамповка), волочением и хорошо свариваются.

Химический состав материалов представлен в таблице 1.1.

Таблица 1.1 – Химический состав сплавов на никелевой основе, масс. %

Материал	Cr	Ni	W	Mo	Nb	Al	Ti	C	Si	Прочие
ХН60ВТ (ЭИ686)	23,5-26,5	Осн.	13,0-16,0	-	-	≤0,5	0,3-0,7	≤0,1	≤0,8	≤ 0,5 Mn ≤ 4,0 Fe
ХН45МВТЮБР (ЭП718)	14,0-16,0	-//-	2,5-3,5	4,0-5,2	0,8-1,5	0,9-1,4	1,9-2,4	≤0,1	≤0,3	≤ 0,6 Mn ≤ 0,02 Zr ≤ 0,1 Ce ≤ 4,0 Fe ≤ 0,008 B
ХН50ВМТЮБ (ЭП648)	32,0-35,0	-//-	4,3-5,3	2,3-3,5	0,5-1,1	0,5-1,1	0,5-1,1	≤0,1	≤0,4	≤ 0,5 Mn ≤ 4,0 Fe ≤ 0,008 B
ХН50МВКТЮР (ЭП99)	17,5-19,5	-//-	5,5-7,0	3,5-5,0	≤1,5	2,5-3,0	1,0-1,5	≤0,1	≤0,3	≤ 0,3 Mn 5-8 Co ≤ 0,02 Ce ≤ 3,0 Fe ≤ 0,005 B
ХН62ВМЮТ (ЭП708)	17,5-20,0	-//-	5,5-7,5	4,0-6,0	-	1,9-2,3	1,0-1,4	≤0,1	≤0,6	≤ 0,3 Mn ≤ 0,03 Ce ≤ 4,0 Fe ≤ 0,008 B
ХН67ВМТЮ (ЭП202)	17,0-18,5	-//-	5,5-7,5	3,0-5,0	4,0-4,7	1,5-1,9	-	≤0,06	≤0,5	≤ 0,5 Mn 0,1-0,2 Nb ≤ 1,5 Fe ≤ 0,006 B
ХН68ВМТЮК (ЭП693)	17,0-20,0	-//-	5,0-7,0	3,0-5,0	-	1,6-2,3	1,1-1,6	≤0,1	≤0,5	≤ 0,4 Mn 5-8 Co ≤ 0,05 Ce ≤ 5,0 Fe ≤ 0,005 B
ХН75МБЮ (ЭИ602)	19,0-22,0	-//-	-	1,8-2,3	0,9-1,3	0,35-0,75	0,35-0,75	≤0,1	≤0,8	≤ 0,4 Mn

Корпус камеры сгорания эксплуатируется при меньшей температуре и давлении рабочей смеси, в отличие от трубы жаровой. Он является несущим узлом блока камеры сгорания и включен в силовую схему двигателя. На него действует значительный перепад давлений между окружающей атмосферой и внутренней полостью камеры. Для его изготовления допускается использовать менее прочные материалы типа сталь 12X18H10T или сплав ХН30ВМТ (ЭП437), так как к ним не предъявляются столь жесткие требования при эксплуатации, как к жаровой трубе.

Сплавы, упрочнённые молибденом, ниобием и вольфрамом, имеющие аустенитную структуру γ -твердого раствора, являются жаропрочными гомогенными сплавами, такие как ЭИ435, ЭИ602, ЭИ868. Увеличение содержания данных химических элементов путем легирования сплавов способствуют повышению кратковременной, длительной прочности и стойкости против образования горячих трещин. За счет легирования хромом достигается высокая окалиностойкость [23, 24].

Ключевой особенностью для жаропрочных никелевых (ЭП99, ЭП199, ЭП648, ЭП693, ЭП708, ЭП914, ВХ4Л, ВЖЛ14) и дисперсионно-твердеющих железохромоникелевых (ЭП437, ЭП718) сплавов является необходимое количество содержания алюминия и титана в сплаве, которые при взаимодействии с никелем формируют γ' -фазу типа $\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Ti})$ (таблица 1.1). Структура данных сплавов представляет собой твердый раствор с ГЦК-решеткой, включающий в себя карбиды, нитриды и интерметаллидную γ' -фазу. Прочность γ' -фазы увеличивается с повышением температуры, а ее наследственная пластичность противостоит охрупчиванию металла. Состав и размер γ' -фазы определяется количеством содержания алюминия и титана в сплаве. Тугоплавкие элементы такие, как ниобий, тантал, вольфрам и молибден упрочняют твердый раствор, а также могут образовывать γ' -фазу и повышать ее содержание.

Для изготовления КС РД чаще всего применяют жаропрочные сплавы ХН67ВМТЮ и стали типа 06Х15Н6МВФБ, хромоникелевые стали типа

12X18H10T и др. сплавы на никелевой основе типа Х20Н80Т, ХН75МБТЮ, ХН70Ю и др.

Ниже представлены рекомендации по выбору материалов при производстве камер сгорания РД [25, 26]:

– сталь 12X18H10T-ВД используется при изготовлении внутренних обечаек цилиндрической формы закритической части сопла камеры сгорания, где рабочая температура газа достигает 900 °С;

– сталь 12X18H9T в настоящее время не применяется из-за повышенной склонности к межкристаллической коррозии;

– при изготовлении второй секции камер сгорания применяют сталь 12X21H5T. Она хорошо сваривается с хромистой бронзой типа БрХ08 и применяется в качестве переходного кольца при сварке внутренних оболочек из стали 12X18H10T-ВД и бронзы БрХ-08 [27]. Сталь 12X21H5T используется также для изготовления наружных оболочек закритической части камер сгорания.

Жаропрочные сплавы на никелевой основе типа ХН67ВМТЮ-ВД и коррозионностойкие жаропрочные стали типа 06X15H6МВФБ-Ш (ВНС-16) применяются при изготовлении головки смесителя и средней части КС [28]. Химический состав материалов представлен в таблице 1.2.

Таблица 1.2 – Химический состав хромоникелевых сталей, масс. %

Материал	C	Mn	Cr	Ti	Ni	Fe	Прочие
12X18H10T	≤ 0,12	≤ 2,0	17,0-19,0	≤ 0,7	8,0-9,5	Осн.	≤ 0,8 Si
12X18H9T	≤ 0,12	≤ 2,0	17,0-19,0	≤ 0,7	8,0-9,5	-/-	≤ 0,02 S ≤ 0,035 P
12X21H5T	≤ 0,14	≤ 0,80	20,0-22,0	≤ 0,5	4,8-5,8	-/-	≤ 0,8 Si ≤ 0,025 S ≤ 0,035 P
06X15H6МВФБ-Ш	≤ 0,08	≤ 0,6	13,5-15,0	W 0,8-1,0 Mo 0,8-1,0 V 0,15-0,25	4,2-4,7	-/-	≤ 0,6 Si ≤ 0,015 S ≤ 0,025 P

Хромоникелевые аустенитные стали типа 12Х18Н10Т известны давно и получили широкое применение в промышленности [29-31]. Российская металлургическая промышленность ежегодно выпускает сотни марок аустенитных сталей, предназначенные в подавляющем большинстве для изготовления сварных конструкций. Не все они одинаково хорошо свариваются. Более того, как правило, аустенитные стали по свариваемости в значительной степени уступают обычным малоуглеродистым сталям.

При сварке аустенитных сталей могут возникнуть следующие трудности:

- необходимо обеспечить стойкость металла шва и ЗТВ к образованию трещин при кристаллизации;
- обеспечить коррозионную стойкость сварного соединения;
- сохранить свойства неразъемного соединения во времени, заложенные в процессе формирования сварного шва, при действии рабочих температур и напряжений в процессе эксплуатации изделия;
- получить плотный и однородный сварной шов.

Сталь 06Х15Н6МВФБ-Ш относится к мартенситному классу и используется для изготовления обшивки и деталей самолета, работающих при температуре 500-550 °С, а также для изготовления наружных стенок камер сгорания ракетного двигателя.

Рассмотрим влияние химических элементов на свойства стали. Низкое содержание углерода 0,05-0,09 % обеспечивает хорошую свариваемость, а в сочетании с хромом 13,5-15 % – коррозионную стойкость стали [32, 33].

Комплексное легирование карбидообразующими элементами (являющиеся одновременно и ферритообразующими) такими, как Мо, W, V, Nb позволяют сохранить высокую прочность в интервале 450-550 °С. Никель добавляют с целью подавления дельта-феррита, образующегося в результате совместного влияния Cr, W, Mo, V, Nb. Содержание никеля должно быть минимально необходимым, чтобы избежать сдвига по фазовому составу в переходный класс.

Избыток никеля может привести к снижению температур начала мартенситного $\gamma \rightarrow \alpha$ (M_n) и обратно $\alpha \rightarrow \gamma$ (A_{c1}) превращений; образованию в структуре повышенного количества аустенита после закалки или в процессе эксплуатации при высоких температурах, и как следствие, к снижению жаропрочности.

При содержании никеля 5,2 % в плавках с пониженным пределом углерода и верхним пределом ферритообразующих элементов количество δ -феррита обычно не превышает 5 %. Для плавов со средним содержанием легирующих элементов, точка M_n соответствует 100-110 °C и после закалки в структуре сохраняется не более 5 % остаточного аустенита. Обратное $\alpha \rightarrow \gamma$ превращение в данной стали протекает изотермически и начинается для плавов с 6,2 % Ni при 530 °C и для плавов с 5,7 % Ni при 560-580 °C и выдержке 6 часов.

При нагреве около точки A_{c1} до 550-600 °C образуется до 25-30 % аустенита стабильного вплоть до комнатной температуры. Следовательно, содержание более 5,7 % Ni в стали 06X15H6MBФБ-III нецелесообразно из-за снижения точек M_n и A_{c1} .

Повышенное содержание аустенита снижает прочностные характеристики стали и может привести к образованию неотпущенного мартенсита. Поэтому на основании исследований пределы легирования стали 06X15H6MBФБ-III никелем приняты равным 5,2-5,7 %, что обеспечивает достаточное ограничение образования δ -феррита и γ -фазы (аустенита).

Оптимальное сочетание механических свойств достигается после закалки с 1000 °C, при которой происходит полное растворение всех карбидов (за исключением NbC) и отпуска 490-510 °C в течение 2 часов.

Нагрев термически обработанной стали до 450-500 °C в течении 1000 часов не снижает прочность и пластичность при комнатной и повышенной температурах. При выдержке на 500 °C в течение 500 часов, вследствие обратного $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения, образуется около 15 % стального аустенита, наличие которого должно снижать механические свойства, т.е. происходит

разупрочнение, но разупрочняющий фактор компенсируется упрочнением, обусловленным образованием высокодисперсной фазы на основе $\text{Cr}_2(\text{CN})$.

При нагреве до $550\text{ }^{\circ}\text{C}$ происходит разупрочнение при выдержке 100 часов и более. Разупрочнение связано с обеднением твердого раствора легирующими элементами, а также образованием карбида $\text{Me}_{23}(\text{C}_6)$ и аустенита (упрочняющая фаза $\text{Cr}_2(\text{CN})$ отсутствует). Разупрочнение при $550\text{ }^{\circ}\text{C}$ ограничивает ресурс эксплуатации изделия не более 100 часов. В следствии чего данная сталь применяется при изготовлении деталей, эксплуатирующихся при температурах не более $500\text{ }^{\circ}\text{C}$.

Согласно [21, 127] режим упрочнения для данной стали, следующий:

1. Термическая обработка деталей и узлов и заготовок образцов при входном контроле установлена следующий образом: закалка $1000\text{ }^{\circ}\text{C}$ с последующим охлаждением на воздухе (листы, прутки до 30 мм), в масле или воде (прутки >30 мм, поковки), отпуск $510^{\pm 10}\text{ }^{\circ}\text{C}$ не менее 2 часов.

2. После сварки термообработку производить по режиму: закалка $1000^{\pm 10}\text{ }^{\circ}\text{C}$, охлаждение на воздухе (может использоваться масло или вода), обработка холодом при температуре $-70-80\text{ }^{\circ}\text{C}$ в течение 6 часов, отпуск $510^{\pm 10}\text{ }^{\circ}\text{C}$ в течение 2-3 часа с охлаждением на воздухе.

При поступлении стали 06X15H6MBФБ-Ш перед запуском в производство, рекомендуется проводить 100 % контроль марки материала в состоянии поставки с определением содержания углерода, никеля, хрома, молибдена, вольфрама, ванадия и ниобия.

1.2 Свариваемость жаропрочных никелевых сплавов и факторы ее определяющие

Сварка – это получение неразъемных соединений посредством установления межатомных связей между соединяемыми частями при их нагревании и (или) пластическом деформировании [34].

Если обратиться к [35], то свариваемость – это способность обеспечивать сваркой металлическую целостность при соответствующей

технологии, чтобы свариваемые заготовки отвечали нормативно-технической документации, как в отношении их собственных качеств, так и в отношении их влияния на изделие, которое они образуют.

Жаропрочные сплавы на никелевой основе подразделяются на гомогенные нетермоупрочняемые и гетерогенные термоупрочняемые дисперсионным твердением. Первые обладают относительно невысокой жаропрочностью (при температурах около 50 % от температуры плавления [28]) и используются, как правило, в малонагруженных узлах при температурах до 1100-1200 °С за счет своей жаростойкости. Гомогенные сплавы состоят из γ -твердого раствора на основе никеля с небольшим легированием вольфрамом, молибденом, хромом и другими элементами, которые повышают жаропрочность, затормаживая диффузионные процессы [36].

Гораздо большей жаропрочностью обладают гетерогенные сплавы или нимоники. Жаропрочность этих сплавов доходит до 800-900 °С, что получают сложной схемой легирования и достигаемой за счет этого структурой. Основа также представляет собой γ -фазу, которая упрочняется карбидами типа MeC (их образуют Ti, Nb, Hf, Ta, Zr, V и др.), карбидами типа Me_{23}C_6 (на основе Cr_{23}C_6), двойными карбидами типа Me_6C (на основе $(\text{Ni}_3\text{W}_3)\text{C}$) и боридными или карбоборидными фазами. Однако наибольшую роль в повышении жаропрочных свойств гетерогенных сплавов играет γ' -фаза на основе интерметаллидов $\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Ti})$, образующуюся при распаде пересыщенного γ -твердого раствора. Также могут образовываться интерметаллидные структуры типа Ni_3Nb , Ni_3Ta , интерметаллидные μ - и σ -фазы (топологически плотноупакованные фазы с высокой твердостью) и др. [37].

Легирование большим количеством элементов, наличие множества упрочняющих фаз (например, после термической обработки содержание γ' -фазы может достигать 60 % и более [36]) накладывает определенные ограничения на свариваемость данных сплавов. Исследованием особенностей

свариваемости жаропрочных сплавов на никелевой основе и способов их соединения занимались такие отечественные ученые как Б.Е. Патон [5, 109], В.К. Драгунов, А.П. Слива [7, 8, 95], В.Я. Беленький [9, 10, 27, 73], Л.И. Сорокин [65, 67, 70, 78], Б.Т. Ерохин [60, 64], Б.Л. Груздев [3], Б.Ф. Якушин [33, 63, 68], В.Д. Лаптенко [11], В.В. Браверман [12], В.П. Морочко [63, 69, 107, 108], а также зарубежные ученые Т. Окада и др. [13-16].

Анализ научных исследований зарубежных и отечественных ученых показывает, что в мире активно изучают различные способы получения бездефектных неразъемных соединений из жаропрочного сплава ЭП718. В работе [38] бездефектные соединения на образцах из листового материала толщиной 5 мм получены при сварке CO_2 -лазером. Исследована лазерная сварка сплава ЭП718 также толщиной 1,3 мм, получены сварные соединения с дефектами в корневой части шва в виде пор [39]. В работе [40] исследованы сварные швы образцов толщиной 3,4 мм, полученных методом аддитивного выращивания. Электродуговая сварка производилась с использованием неплавящегося вольфрамового электрода в среде защитного газа. Несмотря на то, что после термической обработки была получена мелкозернистая структура, были выявлены трещины в ЗТВ. Исследовано влияние тепловложения при электронно-лучевой сварке на возможность исключения микротрещин в сварном шве и ЗТВ образцов толщиной 2 мм [41, 42]. В работах [43-46] изучены сварные швы жаропрочного сплава Inconel 718, полученные с применением ЭЛС, лазерной и электродуговой сварки на различных режимах сварки, показано влияние величины зерна на механические свойства. Исследовано влияние перемешивания при сварке трением на механические свойства сварного шва образцов из сплава ЭП718 [47], режимов электрической дуги на сварку образцов толщиной 2 мм [48], особенности формирования сварных швов на образцах толщиной 3 мм при ЭЛС [49] и сварка плавящимся электродом магнито-сжатой дугой листового материала сплава 718 толщиной 2 мм [50].

Часть опубликованных исследований посвящена изучению особенностей формирования геометрии и микроструктуры сварного соединения, образования дефектов в сварном шве и ЗТВ при ЭЛС, сверхвысокочастотной и обычной ЭЛС, микроволновой сварке [51-52].

Отечественные исследователи в работах [53, 54] изучали структуру и свойства сварных швов, полученных различными видами сварки (роботизированной сваркой плавящимся электродом и лазерной сваркой).

Основными факторами, влияющими на свариваемость, являются:

1. Сложный химический состав. В деформируемых жаропрочных никелевых сплавах, применяемых при сварке, количество легирующих элементов может быть более десяти, а суммарная их доля превышать 50 % от общей массы сплава (например, сплав ЭП718 содержит Mn, Cr, Ni, W, Mo, Mg, Nb, Al, Ti и B на ≈ 70 % с железом в качестве основы, а сплав ЭП648 содержит Mn, Cr, W, Mo, Nb, Al, Ti, Fe и B на ≈ 50 % с никелем в качестве основы [55]), а в литейных сплавах общее количество легирующих элементов может достигать 15 и более (например, сплав ЖС6К содержит Cr, Co, Mo, W, Al, Ti, Nb, Ce, Zr, B, Si, Mn, Pb, Bi и Fe на ≈ 35 % от общей массы, а сплав ВЖЛ14Н содержит Cr, Mo, Al, Ti, Nb, Ce, B, Si, Mn, Pb, Bi, Fe на ≈ 42 % от общей массы [56]).

2. Структура сплавов. В закаленном (аустенитизированном) состоянии все сплавы имеют равномерную структуру, содержащую γ -фазу. При длительной выдержке при определенной температуре (состаривании), по границам γ -фазы выделяются перечисленные ранее фазы, которые снижают деформационную способность сплава с одной стороны и повышают механические свойства при комнатной и повышенной температуре с другой.

3. Формирование неравномерной структуры. Как следствие п. 1 и п. 2, распределение химических элементов и фаз по объему металла неравномерное, что вызывает неравномерное распределение физических и механических свойств. Особенно характерно это для литейных сплавов, где в

процессе кристаллизации жидкого металла происходит сегрегация примесей и легкоплавких фаз в определённых участках сплава.

4. Низкая теплопроводность способствует слабому отводу тепла из зоны сварки и, как следствие, локальному перегреву ЗТВ.

5. Большой коэффициент температурного расширения и высокий уровень механических свойств способствуют накоплению значительных остаточных напряжений в сварном соединении.

6. Склонность к образованию горячих трещин.

Совокупность всех вышеописанных факторов приводит к наличию широкого температурного интервала хрупкости, в пределах которого растёт вероятность образования горячих трещин разного характера.

Ряд отечественных и зарубежных работ посвящен изучению факторов, способных повысить стойкость жаропрочных никелевых сплавов против образования горячих трещин при сварке.

Среди разработанных мер можно выделить, во-первых, ограничение содержания легирующих элементов. Так, в работе [57] рекомендуют ограничивать содержание алюминия (0,6-0,7 %), титана (1,25-1,5 %), вольфрама (2-3 %) и молибдена (9-10 %) в металле шва для получения удовлетворительных показателей жаропрочности и повышения стойкости против образования горячих трещин при сварке неплавящимся электродом в защитных газах.

В работе [52] все сплавы разделены по свариваемости на группы, в которых суммарное содержание алюминия и титана находится в определенном диапазоне. Было установлено, что снижение суммарного содержания Al и Ti и даже только Al гораздо сильнее повышает сопротивляемость образованию горячих трещин по сравнению с изменением содержания ванадия, кобальта, вольфрама, молибдена, ниобия и железа. По этому критерию (суммарное содержание Al и Ti) авторы выделили 3 группы: хорошо свариваемые при содержании Al и Ti по сумме менее 2 %,

удовлетворительно свариваемые при суммарном содержании Al и Ti от 2 до 4 % и плохо свариваемые, где Al и Ti в сумме более 4 %.

В работе [58] отмечено, что важно ограничивать не только содержание алюминия и титана, но также контролировать содержание бора и вредных примесей (серы и фосфора). Так, показано, что применение электрошлакового переплава и вакуумной выплавки, снижающих содержание серы и фосфора, повышает пластические свойства и сужает температурный интервал хрупкости при одинаковом содержании остальных легирующих элементов. В то же время, повышение содержания бора от 0 % до 0,003 % не оказывает влияния на ширину температурного интервала хрупкости, но снижает пластичность ЗТВ в интервале рабочих температур для сплава. Дальнейшее повышение содержания бора до 0,006 % и далее до 0,012 % снижает пластичность и расширяет температурный интервал хрупкости, а также повышает чувствительность данных показателей на увеличение суммарного содержания алюминия и титана. Основной причиной авторы указывают образование легкоплавких боридных эвтектик, которые выделяются по границам зерен и кристаллизуются при более низких температурах.

В работе [59] анализируется влияние меди на сопротивляемость сплава ЭП543 (ХН40МДТЮ). Авторами установлено, что медь негативно влияет на свариваемость сплава и ее нужно ограничивать 2-3 %, причем, кроме этого, нужно обеспечить содержание молибдена на уровне 5-7 % и никеля на уровне 40-45 %. Также авторы отметили улучшение свариваемости при получении плавок с пониженным содержанием вредных примесей.

В работе [60] исследовано влияние углерода, марганца, магния и кремния на сопротивляемость наплавленного металла образованию горячих трещин. Авторами установлено, что следует ограничивать содержание углерода до 0,08 % и кремния до 0,06 %, а концентрацию магния и марганца определять опытным путем в зависимости от марки присадочного материала.

В работе [61] исследовано влияние молибдена на свариваемость жаропрочного никелевого сплава. Установлено, что при добавлении в сплав ЭИ435 10-22 % молибдена, его сопротивляемость образованию горячих трещин растет. Данное явление авторы описывают тем, что молибден способствует подавлению межзеренного проскальзывания по твердым стыкам.

В работах [62, 63] исследуется влияние дополнительных присадок при ЭЛС жаропрочных никелевых сплавов. Установлено, что сопротивляемость горячим трещинам повышается при сварке с добавлением присадочных пластинок. Причем в работе [61] использование пластинок из нержавеющей стали и технически чистого титана улучшают свариваемость по сравнению со сваркой сплавов ЭИ437 и ЭИ618 без проставок. В работе [63] при сварке сплава ХН73МБТЮ положительно сказывается применение проставок из чистого молибдена, ванадия, а также сплава Х35Н50МВБТЮ, и использование вольфрама или сплава Х25Н45В30 оказывает незначительное влияние или повышает склонность к образованию горячих трещин.

Кроме ограничения содержания определенных химических элементов в основном металле и металле шва также рекомендуется проводить сварку в закаленном состоянии. В работах [64-67] отмечается повышение механических свойств сварных соединений и стойкость их к образованию горячих трещин при сварке после закалки по сравнению со сваркой после закалки и старения для дуговых и лучевых способов сварки плавлением в равной степени.

В ряде работ отмечается влияние толщины свариваемого металла и конструктивных особенностей свариваемого узла на сопротивляемость металла образованию горячих трещин. В работе [68] отмечено, что с ростом толщины от 3 мм до 15 мм увеличивается склонность к образованию горячих трещин, а в работе [19] авторы не рекомендуют применять жесткие конструкции и конструкции с концентраторами напряжений при сварке узлов из сплавов, склонных к межзеренным разрушениям.

С точки зрения технологии сварки в работах [58, 69, 70] рекомендуется уменьшать мощность источника нагрева, повышать концентрацию тепла, избегать перегрева ЗТВ, а также вести сварку с минимальной погонной энергией. Также в работах [71, 72] исследовалось положительное влияние принудительного охлаждения на повышение сопротивляемости образованию горячих трещин при сварке, а в работах [69, 73, 74] рекомендуется применение импульсных источников нагрева.

Таким образом, можно выделить три группы мероприятий по повышению свариваемости узлов из жаропрочных никелевых сплавов:

1. Рациональное проектирование конструкции – обеспечение оптимальной жесткости, минимальной концентрации напряжений, назначение типов и мест соединений с минимальными остаточными деформациями при кристаллизации, охлаждении и последующей термической обработке. Также сюда можно отнести рациональный выбор марки сплава, способа ее получения (вакуумно-дуговой переплав, например), требований к размеру зерна и состоянию перед сваркой (перед сваркой обеспечивать гомогенизированную структуру γ -твердого раствора).

2. Металлургические меры через рациональное использование сварочных материалов.

3. Рациональный выбор способа сварки, параметров режима и дополнительных приемов. Основным здесь является изменение схемы кристаллизации, обеспечение мелкозернистой структуры шва, сокращение времени нахождения металла выше температуры диффузионных процессов, снижение темпа нарастания деформаций, увеличение скорости охлаждения и т.д.

Формирование физико-механических свойств сплавов, таких как коэффициент линейного расширения (КЛР), горячая пластичность, предел прочности и текучести определяется составом легирующих компонентов и их процентным содержанием. Данные свойства материала формируют показатели свариваемости [75].

На повышение стойкости к трещинообразованию оказывают влияние снижение КЛР, уменьшение жаропрочности сплава и предела текучести. Данный фактор хорошо объясняется физикой процесса, то есть применением модели движущегося точечного источника, который приводит к возникновению деформаций и напряжений в сварном соединении. Образование трещин при сварке происходит в виду уменьшения запаса пластичности металла, то есть темп роста сварочных напряжений больше темпа восстановления деформационной способности.

Желание повысить показатели жаропрочности и снизить ползучесть в жаропрочных сплавах противоречат критериям сварочного процесса. При достижении определенного показателя жаропрочности, за счет легирования материала компонентами, наступает момент, когда избежать трещинообразования в процессе сварки плавления невозможно. Повышение технологической пластичности при сварке никелевых сплавов возможно путем применения менее легированных сварочных материалов. Данный метод приводит к уменьшению жаропрочности сплава, но не устраняет трещины в ЗТВ, возникающие под действием термического цикла. Другим способом повышения пластичности металла и снижения показателя трещинообразования является применение сварки подогревом выше 950 °С, который практически полностью снимает сварочные напряжения [75].

Жаропрочные сплавы на основе никеля ХН45МВТЮБР-ИД и ХН67ВМТЮ-ВД наряду с высокой жаропрочностью и окалиностойкостью обладают повышенной коррозионной стойкостью в агрессивных средах (газовая, соляная и жидкометаллическая) и применяются при изготовлении деталей, работающих при температурах не более 1100 °С.

Дисперсионно-твердеющие термоупрочняемые сплавы на основе никеля в зависимости от проведенных термических обработок, имеют несколько состояний. Сплавы после закалки, имеют малую жаропрочность, но большую пластичность, что способствует, например, лучшей штамповке. После операции старения пластичные свойства сплава становятся

минимальными, а жаропрочность достигает максимального значения и линейно зависит от химического состава и объема упрочняющих фаз. Чаще всего данную операцию проводят на конечной стадии изготовления изделия.

В современном двигателестроении для изготовления силовых элементов, работающих при высоких температурах наряду с другими материалами, применяются жаропрочные сплавы типа ХН45МВТЮБР-ИД и ХН67ВМТЮ-ВД.

Сплав ХН45МВТЮБР-ИД – жаропрочный дисперсионно твердеющий на никелевой основе с интерметаллидным упрочнением. Сплав используется при изготовлении КВД и КС АД.

Основой сплава является аустенитный твердый раствор системы никель-железо-хром, легированный Mo, W, Mn, Nb, Al, Ti и другими элементами. Упрочняющей фазой является γ' -фаза на основе $(\text{Ni, Fe, Cr})_3(\text{Ti, Al, Nb, Mo, W})$. Кроме γ' -фазы в структуре аустенита сплава присутствуют включения карбидной и нитридной фаз [63].

Упрочнение сплава производится путем двойного старения на воздухе, при выдержках 780-820 °С в течение 5 часов и 650-700 °С в течение 10 часов.

Сплав сохраняет высокие жаропрочные свойства при температурах 600-800 °С.

При испытании сплава в течение 1000-1300 часов при 700 °С и напряжении 300 МПа в структуре было отмечено большое количество упрочняющей фазы, границы зерен были утолщены.

Сплав ХН67ВМТЮ-ВД – жаропрочный дисперсионно твердеющий на никелевой основе с интерметаллидным упрочнением. Деформируемый сплав, имеет равноосную структуру. Температура начала интенсивного окалинообразования 1000 °С. Используется при изготовлении лопаток, корпусов, дисков, листовых деталей турбин, а также сварных изделий, работающих при температурах до 800 °С.

Основную роль в обеспечении жаропрочности сплавов на никелевой основе обеспечивает наличие γ' -фазы, суммарное содержание которой сопоставимо с содержанием Ti + Al или Nb + Al. При суммарном содержании

(Ti, Al) > 8 % доля γ' -фазы достигает 60 % (по массе). Под γ' -фазой понимают интерметаллиды типа $Ni_3(Ti, Al)$, Ni_3Al , $Ni_3(Nb, Al)$, которые имеют ГЦК решетку. Они взаимосвязаны между собой, выпадают в объеме матрицы при старении и обеспечивают дисперсное твердение сплавов.

В легированных сплавах γ' -фаза представлена сложным составом, так как никель и алюминий могут быть заменены другими элементами. γ' -фаза положительно влияет на механические свойства, ее выделение происходит в объеме зерна при температурах 600-950 °С и представлена большим числом мелкодисперсных частиц. Также, γ' -фаза создает эффективные барьеры для движения дислокаций, но является более пластичной чем карбиды, а предел прочности ее увеличивается с ростом температуры [76].

Помимо основных фаз, возможно появление ряда побочных некогерентных фаз, которые, выделяясь по границам зерен вследствие сегрегации или ликвации, приводят к охрупчиванию сплавов: η -фаза (Ni_3Ti), σ -фаза ($FeCr$), карбиды ($Me_{23}C_6$ и Me_6C), бориды (Me_3B_2).

После старения при повышенных температурах сплавы имеют промежуточные величины жаропрочности и пластичности из-за того, что происходит коагуляция упрочняющих фаз.

Последующая термическая обработка в виде закалки и старения приводит к образованию мелкодисперсных выделений γ' -фазы, которые препятствуют пластическим деформациям в металле (см. таблицу 1.3), в результате чего достигается наибольшая жаропрочность сплавов [56].

Таблица 1.3 – Содержание γ' -фазы в жаропрочных сплавах

Материал	Закалка, °С, на воздухе	Старение, °С /ч, на воздухе	γ' -фаза, %
ХН60В (ЭИ686)	1170 ± 20	-	-
ХН45МВТЮБР (ЭП718)	1050 ± 20	780 ± 20 / 5 650 ± 20 / 16	- 10-11
ХН50ВМТЮБ (ЭП648)	1150 ± 20	900 ± 20 / 16	<5
ХН50МВКТЮР (ЭП99)	1100 ± 20	900 ± 20 / 8	18-20
ХН62ВМЮТ (ЭП708)	1100 ± 20	800 ± 20 / 15	13-16
ХН67ВМТЮ (ЭП202)	1150 ± 20	800 ± 20 / 10	11-14
ХН68ВМТЮК (ЭП693)	1100 ± 20	900 ± 20 / 5	13-15
ХН75МБЮ (ЭИ602)	1050 ± 20	-	-
ВЖЛ14	1120 ± 20	700 ± 20 / 16	15-17

1.3 Особенности трещинообразования в сварных соединениях жаропрочных дисперсионно-твердеющих железохромоникелевых и никелевых сплавах

Главной проблемой при сварке сплавов на никелевой основе является трещинообразование в сварных соединениях. Еще одной проблемой при сварке сплавов на никелевой основе с дисперсионным упрочнением является возможность трещинообразования в сварном шве и ЗТВ в процессе термообработки или при эксплуатации [59, 77].

В результате исследования образования трещин в твердом и твердожидком состоянии выдвинуто несколько гипотез их образования. Одни трещины получили название кристаллизационные, другие полигонизационные или вакансионные [70].

Когда происходит уменьшение незакристаллизовавшейся жидкости, которая располагается в виде пленочных прослоек между кристаллитами, в процессе затвердевания сварочной ванны протекает образование кристаллизационных трещин. Это объяснимо образованием деформаций, которые сосредотачиваются в твердых перемычках между кристаллами [71].

Полигонизационные или вакансионные трещины образуются в результате неравновесной кристаллизации сварочной ванны: в твердой фазе создается большая плотность несовершенств кристаллической решетки – вакансий и дислокаций, которые под действием высоких температур и напряжений группируются во вторичные границы. В местах, где эти границы совпадают с участками микроскопической неоднородности, возможно образование микроскопических надрывов, превращающихся в трещины под действием нарастающих напряжений [78, 79].

Исходя из вышеизложенного можно сделать вывод, что в настоящее время нет четкого понимания причин зарождения горячих трещин в ЗТВ. Это связано с тем, что зарождение горячих трещин сильно зависит от металлургических условий их производства, а также от химического и структурного состава сплава.

Исходя из данных, представленных в работе [80], в процессе нагревания при сварке происходит растворение и расплавление фаз, которые находятся по границам зерен, а также при затвердевании сварочной ванны возникают усадочные напряжения, что приводит к трещинообразованию по границам оплавленных зерен в ЗТВ.

Согласно другой гипотезе, предложенной в работе [81], физика межкристаллитного разрушения металла шва и ЗТВ идентична. Это было подтверждено экспериментальными данными исследования склонности к трещинообразованию при ЭЛС сплавов на никелевой основе. Согласно проведенным исследованиям, было установлено, что трещинообразование в сварном шве и ЗТВ связаны с темпом возникновения сварочных напряжений и релаксационной стойкостью сварного соединения [59, 81-83].

Физика зарождения и распространения трещин связана с затратами энергии на образование новой поверхности в процессе деформации и разрушении металла. Возникающие напряжения при сварке определяются энергией в микро- и макрообъемах, которые образуются в результате высококонцентрированного неравномерного нагрева. Снижение теплопроводности и температурного КЛР металла приводит к увеличению уровня межатомной связи и образованию внутренних напряжений [82]. Выдвинутое предположение в работе [85] говорит о том, что трещинообразование обусловлено микронапряжениями, которые определяются интенсивностью высвобождения потенциальной энергии тела [83].

В работе [82] представлен механизм Зинера, согласно которому трещинообразования в сварном шве и ЗТВ аналогичны и возникают в местах сопряжения трех зерен при межзеренном проскальзывании. В данном месте вероятна высокая концентрация растягивающих микронапряжений, величина которых превышает прочность материала на отрыв [81].

1.4 Сравнительный анализ способов сварки жаропрочных дисперсионно-твердеющих железохромоникелевых и никелевых сталей и сплавов

На современном этапе развития технологии в сварочном производстве деталей газотурбинных двигателей (ГТД) из жаропрочных сплавов применяют следующие основные типы сварки: дуговая сварка в защитном газе, лазерная, электронно-лучевая и плазменная.

В технологии производства сварных изделий из жаропрочных сплавов на никелевой основе необходимо учитывать следующие факторы:

1. Склонность сварного шва и ЗТВ к взаимодействию с газами при сварке, так как данные сплавы обладают повышенной чувствительностью к окислению материала. Особенно это касается сплавов с большим содержанием титана и алюминия.

2. Наличие тугоплавкой окисной пленки, которая формируется при термической обработке на сплавах с высоким содержанием алюминия, таких как ЭП99, ЭП199, ЭП202 и др. Сварку данных материалов следует проводить только после удаления данной пленки при помощи механической обработки или травления.

3. Повышенную склонность к образованию горячих трещин в ЗТВ сплавов и сталей на основе никеля, таких как ВЖ102, ЭП202, ЭИ437Б, ЭИ696В, ЭП718 и т.п. Крупнозернистая структура повышает склонность к образованию горячих трещин.

4. Повышенная склонность никелевых сплавов с высоким содержанием титана и алюминия к образованию трещин в металле ЗТВ под воздействием повторных нагревов в интервале температур старения, которая происходит в результате снижения пластичности. Снижение показателей образования трещин возможно при правильном выборе присадочного материала и режимов термической обработки заготовок до и после сварки.

5. Высокую склонность ЗТВ к трещинообразованию и снижению усталостной прочности шва в диапазоне рабочих температур при сварке

имеет металл с крупнозернистой структурой. Заготовки под сварку из сталей и сплавов на никелевой основе с зерном выше 3-го балла по [130] к сварке не допускаются.

6. Высокая склонность жаропрочных сплавов к наклепу, которая вызывает разупрочнение металла при температурах рекристаллизации и уменьшении температуры рекристаллизации. Сварку таких сплавов, в сильно нагартованном состоянии проводить не допускается, особенно если их последующая термическая обработка и рабочая температура деталей находятся в интервале температур рекристаллизации.

7. Склонность к охрупчиванию и пониженную пластичность после длительной наработки в интервале температур 650-900 °С.

1.4.1 Дуговая сварка в защитном газе

Дуговая сварка в защитном газе – это дуговая сварка, при которой горящая дуга и расплавляемый металл, а в некоторых случаях и остывающий шов, находятся в защитном газе, подаваемом в зону сварки с помощью специализированных устройств.

Дуговую сварку в среде защитных газов разделяют на сварку плавящимся и неплавящимся (вольфрамовым) электродами (рисунок 1.1) [86].

Дуговую сварку неплавящимся электродом также разделяют на два типа: сварка с непрерывной и импульсной подачей энергии. В процессе сварки с импульсной подачей энергии происходит точечная сварка пульсирующей дугой. При формировании каждой точки подается дозированный импульс энергии для возбуждения дуги.

В технологии дуговой сварки импульсной дугой ток подается отдельными импульсами. Сварная точка на металле формируется в результате пропускания импульса тока определенной длительности. Сварной шов образуется с заданным перекрытием расплавленных точек.

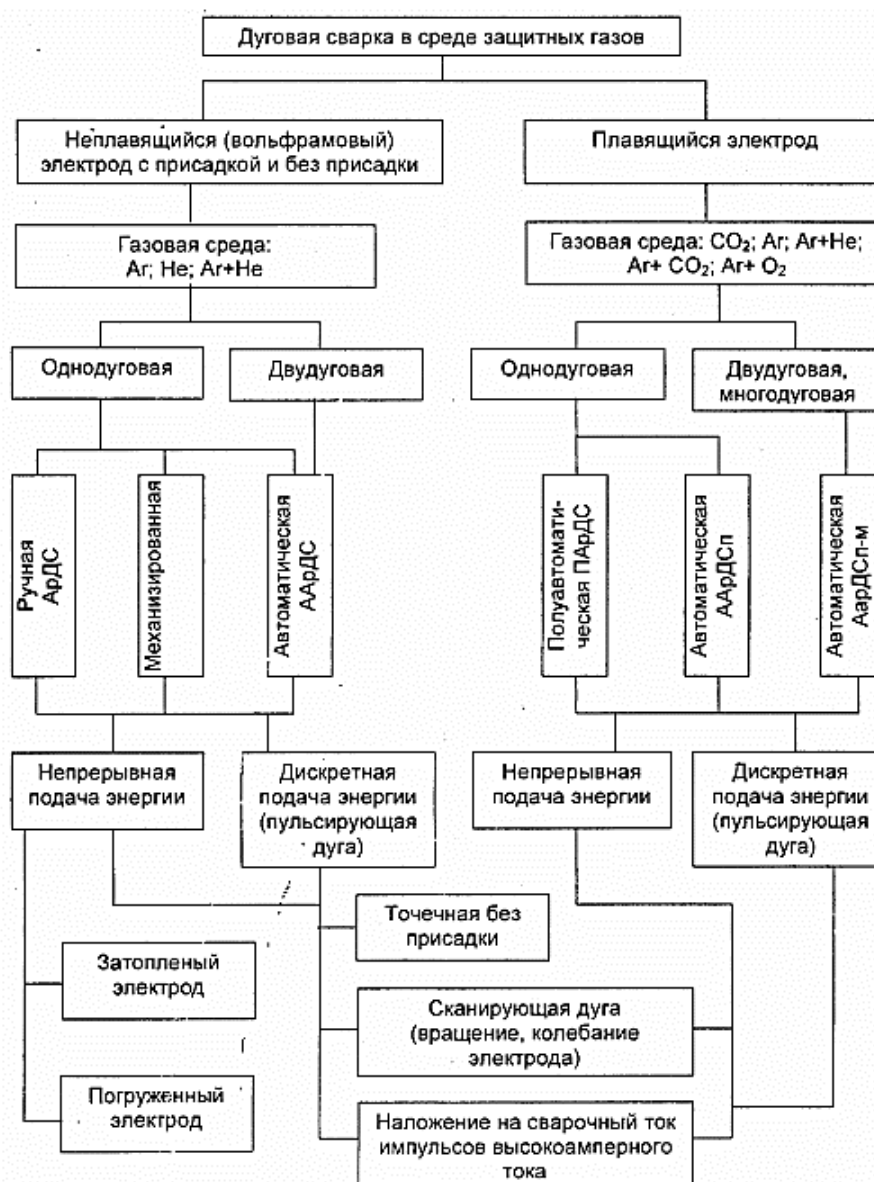


Рисунок 1.1 – Методы дуговой сварки в среде защитных газов

При сварке импульсной дугой между электродом и изделием постоянно горит дежурная дуга, что позволяет получать стабильное возбуждение дуги и формировать сварные точки одинаковых размеров. Ток дежурной дуги составляет примерно 10-20 % от тока рабочей дуги в импульсе и устанавливается в зависимости от толщины заготовок. Дежурная дуга стабилизирует горячее катодное пятно, поддерживает в ионизированном состоянии дуговой промежуток и устраняет блуждание сварочной дуги.

Низкочастотная модуляция тока, перемешивание (сканирование) сварочной дуги (продольные, поперечные, вращающие, вертикальные и т.д.), сварка по активному флюсу, в среде различных газовых смесей, дискретно-

переменное изменение содержания и состава защитного газа, а также другие технологические способы и методы воздействия на процесс сварки позволяют регулировать проплавляющую способность сварочной дуги, повышая или понижая плотность металла шва и его стабильность [86].

Процесс сварки плавящимся и неплавящимся электродом в зависимости от механизации разделяется на ручную (перемещение горелки по стыку, и подача присадочного материала происходит вручную), механизированную, т.е. сварка полуавтоматами (подача присадочного материала происходит с помощью специального механизма) и автоматическую (подача сварочной проволоки, перемещение дуги и заготовок относительно друг друга происходит по программе или при удаленном управлении процессом и наблюдением оператором за его процессом) [87, 88].

В процессе дуговой сварки для обеспечения защиты расплавленного металла используют инертные и активные газы.

Газы, контактирующие с металлом ванны расплава, называют активными газами. К ним относятся смеси аргона с кислородом и углекислым газом, а также углекислый газ. Инертными называют газы, не взаимодействующие с металлом ванны расплава, а именно гелий, аргон и их смеси.

В основном газовые смеси применяют в процессе сварки плавящимся электродом и подбирают их в зависимости от элементного состава свариваемого материала и установленных требований к сварным швам.

Для создания неразъёмных соединений из жаропрочных сплавов в отечественном и зарубежном производстве применяют сварку плавящимся [89] или неплавящимся электродом в атмосфере инертных газов. Аргон обеспечивает более хорошую защиту ванны расплава от воздействия воздуха, за счет большей плотности, чем плотность воздуха или гелия. Для получения более глубокого проплавления металла используют гелий или его смеси [88].

1.4.2 Плазменная сварка

Плазменная сварка или сварка сжатой дугой представляет собой разновидность дуговой сварки неплавящимся электродом (рисунок 1.2), где за счет обжатия дуги получают высококонцентрированную плазменную дугу с высокой температурой столба дуги (порядка 30000 °С против 5000-7000 °С при сварке неплавящимся электродом) и формой, близкой к цилиндрической [90].

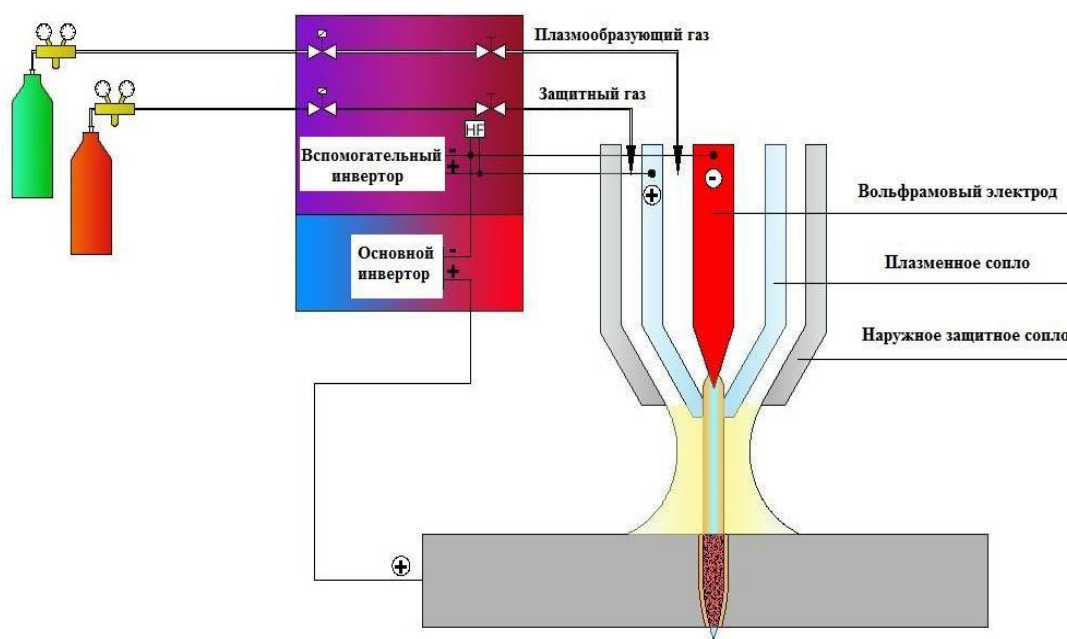


Рисунок 1.2 – Схема плазменной сварки

Благодаря повышению тепловой мощности и ее плотности, а также давления столба дуги на жидкую сварочную ванну при плазменной сварке можно реализовать сварку с глубоким проплавлением или проникающей дугой (или «в замочную скважину»), когда свариваемый металл проплавляется на всю глубину и формируется отверстие, движущееся вместе с плазменной дугой [91, 92]. В результате достигаются следующие особенности, которые выгодно выделяют плазменную сварку перед сваркой неплавящимся электродом:

1. Сварка за один проход толщин больше 3 мм.
2. Более узкий шов и ЗТВ.
3. Более высокая производительность сварки.

1.4.3 Электронно-лучевая сварка

Электронно-лучевая сварка – это сварка плавлением, при которой для нагрева используется энергия ускоренных электронов [93, 94].

ЭЛС (рисунок 1.3) основана на преобразовании кинетической энергии направленного пучка электронов в тепловую энергию при их столкновении с поверхностью свариваемых кромок.

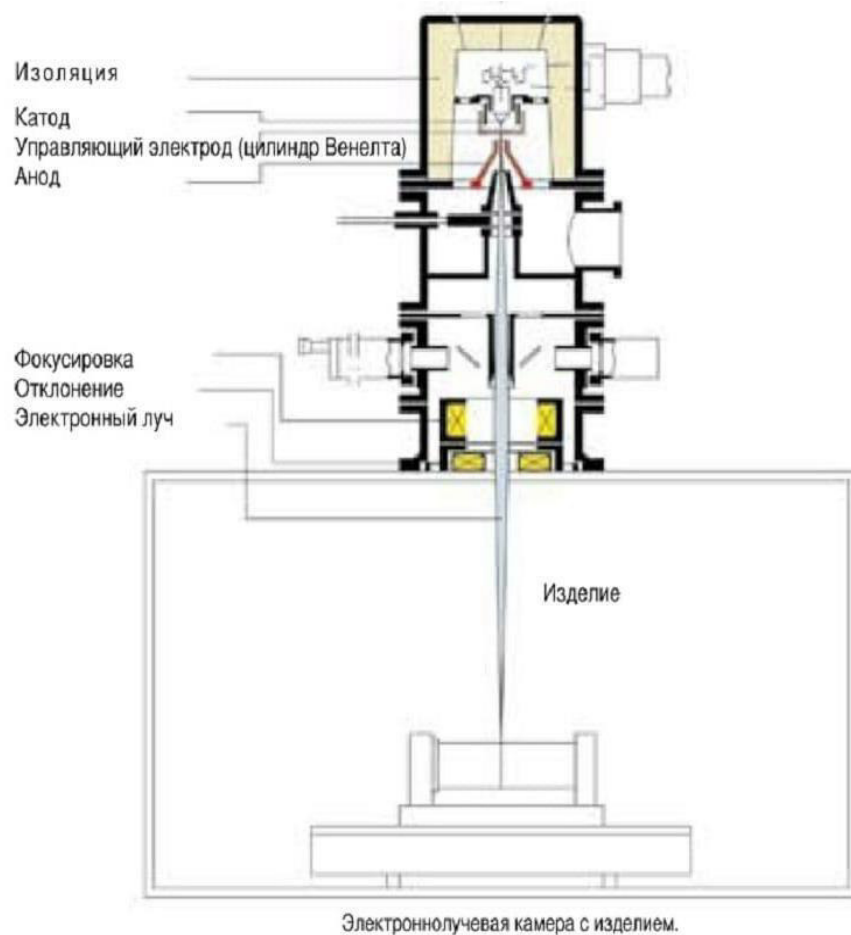


Рисунок 1.3 – Принципиальная схема электронно-лучевой установки

ЭЛС может применяться при сварке как малых толщин (менее 1 мм), так и для толщин свыше 10 мм. Ключевыми преимуществами ЭЛС перед дуговыми способами сварки являются:

1. Высокая концентрация мощности (диаметр пятна нагрева может варьироваться в пределах 0,0002-5 мм [86]).
2. Узкие швы с отношением глубины к ширине 20 и более.

3. Скорости сварки могут превосходить 40 м/ч, в то время как при сварке неплавящимся электродом превышение 40-45 м/ч приводит к ухудшению стабильности сварки [87].

4. Сварка выполняется в вакууме, что почти полностью исключает взаимодействие жидкого металла ванны с окружающей средой.

Ключевым показателем ЭЛС является преобразование кинетической энергии пучка электронов в зоне обработки в тепловую. ЭЛС происходит за счет расплавления кромок основного металла остросфокусированным потоком электронов, ускоренных электрическим полем разностью потенциалов $\geq 10 \div 100$ кВ. По данной причине электронный луч в зоне обработки обладает высокой плотностью мощности. На основании вышеизложенного электронный луч во много раз превосходит традиционные дуговые источники нагрева и уступает только лазерному источнику нагрева. При этом формирование литой структуры сварного шва происходит аналогично другим видам сварки плавлением.

Электроны, обладающие большой энергией, проникают в металл на некоторую глубину. Максимальная величина проникновения вглубь материала, при которой электрон теряет свою энергию, зависит от плотности обрабатываемого материала и ускоряющего напряжения, которая определяется следующей зависимостью:

$$\delta = 2,35 \times 10^{-12} \times U^2 / \rho, \quad (1.1)$$

где δ – глубина проникновения, см; U – ускоряющее напряжение, В; ρ – плотность обрабатываемого материала, г/см³.

Согласно представленной выше формуле, энергия электронного луча переходит в тепловую внутри тонкого поверхностного слоя. В процессе взаимодействия электронного луча с металлом происходит ряд явлений, которые влияют на процесс сварки. Тепловое и рентгеновское излучение, отраженные, вторичные и тепловые электроны незначительно снижают эффективно используемую долю энергии электронного луча для нагрева и плавления свариваемого металла. Значение эффективного КПД при ЭЛС

порядка $0,85 \div 0,95$. Исходя из представленной информации, электронный луч наиболее эффективен по сравнению с традиционными источниками энергии, применяемыми для сварки плавлением.

При воздействии пучка электронов, обладающего малой плотностью мощности (до 1×10^5 Вт/см²), электронно-лучевая сварка аналогична электродуговой. Формирование шва ограничено по глубине и в поперечном сечении, и по глубине приближается по форме к полусфере. Такая технология сварки данным источником нагрева применяется для сварки малых толщин (до 3 мм).

Сварка металлов больших толщин производится за один проход при критической плотности мощности (10^5 - 10^6 Вт/см²). При этом мощность электронного луча не отводится вглубь металла, за счет теплопроводности и теплового равновесия поверхности нагрева.

При плотности мощности до 10^5 - 10^7 Вт/см² происходит испарение металла, поверхность интенсивно прогибается и в ванне расплава образовывается пародинамический канал на всю его глубину, что обусловлено давлением отдачи испаряемого металла. Чем больше плотность мощности, тем больше нагрев сварочной ванны и больше проникающая способность электронного пучка. Электронно-лучевая сварка в данном диапазоне плотности мощности характеризуется явлением «кинжального», или глубокого проплавления с соотношением глубины проплавления к его ширине до 10:1 и более (рисунок 1.4).

За счет высокой концентрации ЭЛС при больших скоростях сварки позволяет формировать узкие и глубокие сварные швы при односторонней сварке толщиной до 200-300 мм с малой ЗТВ. Поперечное сечение шва имеет слабосходящиеся или параллельные боковые стенки, что обеспечивает минимальные угловые деформации.

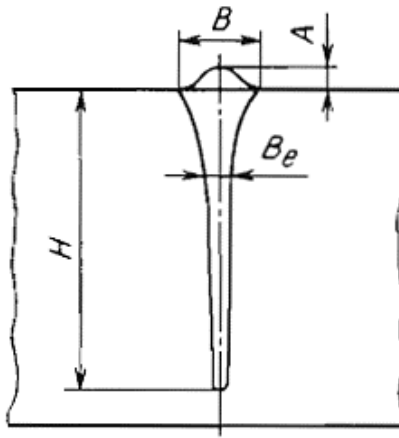


Рисунок 1.4 – Характерная форма поперечного сечения сварного шва при электронно-лучевой сварке:

H , B , A – глубина, ширина и усиление шва соответственно;

B_e – ширина шва на уровне $0,368H$, т.е. на уровне H/e ,

где e – основание натурального логарифма

Процесс ЭЛС в основном осуществляется в высоком вакууме (10^{-2} - 10^{-3} Па), реже в диапазоне давления 1 - 10^{-1} Па. Высокий вакуум применяется как для эффективной генерации электронного пучка и беспрепятственного прохождения его (из-за отсутствия столкновения электронов с остаточными молекулами воздуха) до свариваемого изделия, так и для создания химической инертной среды, с содержанием вредных примесей (кислорода, азота, водорода) в 10 - 100 раз меньше, чем в аргоне высшего сорта при атмосферном давлении. Это позволяет получать сварные соединения высокого качества при сварке таких химически активных сплавов, как титановые, циркониевые, молибденовые, ниобиевые и др.

При повышении давления в сварочной камере до 1 - 10 Па становится уже заметным рассеяние пучка электронов в пространстве из-за дрейфа до изделия, что ограничивает возможную длину пучка при ЭЛС [95].

Применение ЭЛС по сравнению с традиционным методом дуговой сварки позволяет вдвое снизить необходимую погонную энергию, а также увеличить протяженность ЗТВ и формировать швы с небольшой шириной при необходимой глубине проплавления. Как преимуществом, так и недостатком при ЭЛС является необходимость проведения сварки в вакуумной камере. Проведение сварки в камере позволяет обеспечить защиту сварочной ванны от

воздействия воздуха, но при этом накладывает ограничения по габаритам свариваемых изделий. Другим преимуществом ЭЛС является возможность проведения сварки деталей различного сечения, сварка внутри глубоких пазов и других труднодоступных местах, а также деталей с ограниченными допустимыми пределами коробления и поводов [96].

При ЭЛС жаропрочных никелевых сплавов отмечаются хорошие условия формирования сварных соединений с удовлетворительным комплексом эксплуатационных свойств. Однако в некоторых работах описываются определенные трудности, связанные с ЭЛС жаропрочных никелевых сплавов. Так, в работе [97] указывается на вероятность образования горячих трещин при ЭЛС, снизить которую позволяет применение присадочных материалов (или материалов прослоек). С другой стороны, в работе [78] говорится, что нет прямой зависимости между погонной энергией при ЭЛС и сопротивляемостью сплавов образованию горячих трещин: повышение и понижение погонной энергии относительно оптимального диапазона приводит к повышению склонности к образованию трещин. В то же время, при применении осциллированного режима (поперечных движениях луча) погонная энергия повышается по сравнению с непрерывным лучом, а сопротивляемость образованию трещин растет, а при импульсном режиме сопротивляемость повышается с уменьшением погонной энергии. Кроме того, для ЭЛС рекомендуется снижение скорости сварки для предотвращения растрескивания.

Наиболее широкое применение ЭЛС в мире нашло в космической и авиационной промышленности, энергетическом машиностроении, турбостроении, автомобильной промышленности, электровакуумном, приборном и релейном производстве, ядерной энергетике и др. [95].

При ЭЛС сплавов на никелевой основе, склонных к образованию горячих трещин в ЗТВ, сварку необходимо проводить на мягких режимах с высокой концентрацией энергией сварки, чтобы увеличить площадь ванны

расплава и уменьшить темп нарастания деформации в температурном интервале хрупкости [78].

Наибольшая вероятность образования трещин – зона перегиба линии сплавления под «грибком». Данные трещины вызваны низкой теплопроводностью и высокой жаропрочностью никелевых сплавов, приводящих к несинхронности в развитии пика сварочных деформаций по отношению к пику температур. В результате этого наибольший темп растягивающих деформаций в металле ЗТВ развивается в период кристаллизации легкоплавких ликватов и сегрегатов в ЗТВ. Формирование шва с грибком усиливает это явление тем, что горячий металл, выдавленный избыточным давлением в парагазовом канале из ванны расплава, является для верхних слоев ЗТВ вторым источником нагрева, действующим в период пика растягивающих температурных деформаций.

Для снижения образования горячих трещин рекомендовано уменьшать грибовидность формы шва, переходя к кинжальной форме, путем специальной фокусировки луча с двойным преломлением. В ряде случаев возможна оптимизация разделки, в том числе созданием припуска в зоне грибовидности шва после сварки [77].

1.4.4 Лазерная сварка лучом импульсно-периодического действия

Лазерная сварка – это сварка плавлением, при которой для нагрева используется энергия излучения лазера [98, 99].

Процесс лазерной сварки (рисунок 1.5) схож с электронно-лучевой, только нагрев осуществляется когерентным световым лучом.

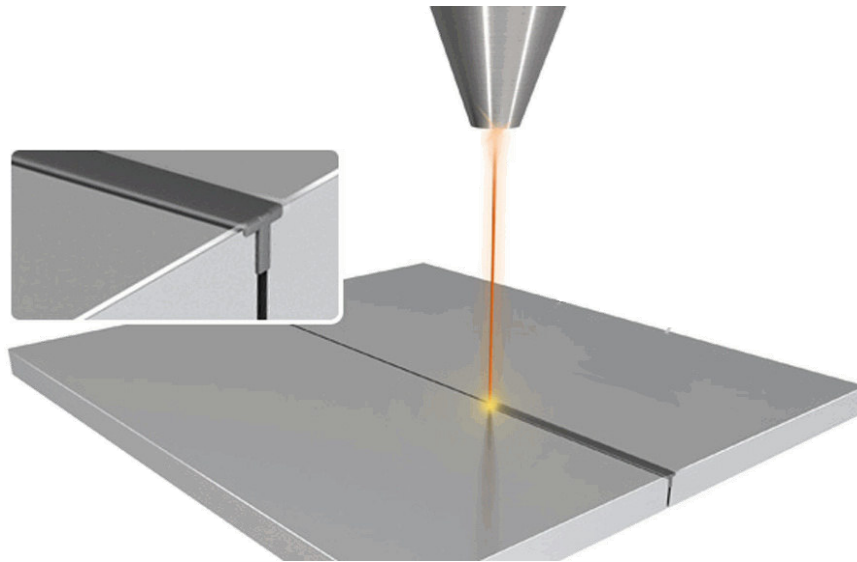


Рисунок 1.5 – Схема лазерной сварки

Лазерное излучение обладает высокой концентрацией энергии, которая во много раз превосходит традиционные виды источников энергии, применяемые для сварки. Главным отличием лазерной сварки от электронно-лучевой является то, что при воздействии лазерного излучения на материал не требуется применение вакуумных камер. Лазерную сварку проводят на воздухе либо в среде защитных газов: Ar, He, CO₂ [100]. На основании данного условия лазерная сварка применима при создании неразъемных соединений в конструкциях различных размеров [101].

Благодаря высокой концентрации энергии лазерного излучения в процессе сварки обеспечивается небольшой объем ванны расплава, небольшие размеры ЗТВ, большие скорости нагрева и охлаждения металла шва и ЗТВ. Перечисленные преимущества теплового воздействия позволяют обеспечить минимальные деформации свариваемых заготовок, специфику физико-химических и металлургических процессов в изделиях при лазерной сварке, требуемую технологическую прочность и характерные параметры полученных сварных соединений [102].

Лазерную сварку производят в широком диапазоне режимов, что позволяет получать неразъемные соединения различных металлов толщиной от нескольких микрон до десятков миллиметров. Разнообразие процессов

лазерной сварки усложняет разработку конкретного технологического процесса.

Лазерная сварка имеет много общих черт с ЭЛС, но есть и отличия:

1. Может выполняться в вакууме и в среде защитных газов.
2. При ней можно осуществлять подачу присадочного материала в форме прутка, проволоки или порошка.
3. Плотность мощности при лазерной сварке может быть выше, чем при ЭЛС.
4. Лазерная сварка зависит от оптических свойств поверхности свариваемых деталей.

Применение лазерной сварки ограничивается, в первую очередь, двумя факторами: оптическими свойствами свариваемой поверхности и мощностью источника излучения. Первый связан с возможностью отражения части излучения от поверхности, что приведет к снижению эффективности лазерного луча как источника нагрева. На практике это решается или специальной обработкой поверхности перед сваркой для создания шероховатости вдоль стыка, или, как это возможно при сварке жаропрочных никелевых сплавов, исключением операции удаления окисного слоя после термической обработки перед сваркой. Второе связано с низким КПД преобразования электрической энергии в когерентное излучение: как правило, КПД твердотельных лазеров ниже 5 %, газовых (CO_2) редко превосходит 10 %, а самые эффективные волоконные и дисковые достигают 25-30 % и редко превосходят эти значения. В связи с невысокой энергетической эффективностью, лазерная сварка жаропрочных никелевых сплавов (и не только) получила наибольшее распространение при соединении малых толщин (до 3 мм) [103, 104].

При сварке жаропрочных никелевых сплавов лазером достигаются механические свойства, сопоставимые с соединениями, полученными ЭЛС, и основным металлом. По строению шва и энергетической эффективности процесса наблюдаются следующие тенденции: на малых скоростях

тепловложение при лазерной сварке выше, чем при ЭЛС и при варке неплавящимся электродом, но с повышением скорости лучевые способы сравниваются. Вместе с повышением скорости сварки лучевыми способами удастся достичь измельчения размера зерна в сварном шве, а также повысить механические характеристики (в том числе длительную прочность) [105].

1.4.5 Выбор способа сварки

Как видно из анализа, каждый способ имеет свои преимущества и недостатки. При выборе способа сварки нужно ориентироваться на несколько факторов:

1. Конструкция сварных узлов, на которые он будет ориентирован.
2. Чувствительность к сборочным параметрам.
3. Энергоэффективность.
4. Эффективность наплавочных процессов.
5. Возможность управления кристаллизацией.
6. Обеспечение требуемых структурных параметров и показателей свойств материалов, отсутствие недопустимых дефектов соединения.

Одним из критериев энергетической эффективности процесса является удельная энергия соединения – количество энергии, приходящееся на единицу площади стыка (рисунок 1.6). При этом выделяют удельную энергию сварочную (W_E^0) и введенную в изделие (W_E^{III}). Как видно из рисунка 1.6, для получения соединения при ЭЛС достаточно ввести 900 Дж/мм^2 , в то время как для свободно горящей дуги требуется порядка 1800 Дж/мм^2 [106]. Однако, в то же время, общие затраты энергии с учетом работы вспомогательного оборудования и потерь, для лучевых способов сварки существенно превосходят такие же при дуговой и плазменной сварке. Стоит отметить, что показатель удельной энергии на рисунке приводится усредненным для некоторого ряда толщин. Это особенно критично для дуговых способов сварки – согласно [107] за счет высокой концентрации тепловой мощности, затраты удельной сварочной энергии ЭЛС и ЛС при

значительном изменении толщины мало отличаются, в то время как для дуговых способов сварки может возрасти на порядок. Таким образом, на толщинах до 5 мм разница в W_E^{III} может быть не столько существенным, в то время как разница в W_E^0 будет оставаться ощутимой. Также на данном рисунке нет разделения между сваркой неплавящимся электродом в защитных газах, плавящимся электродом в защитных газах, покрытым штучным электродом и плавящимся электродом под флюсом, что также не позволяет более точно оценить энергетическую эффективность различных видов сварки.

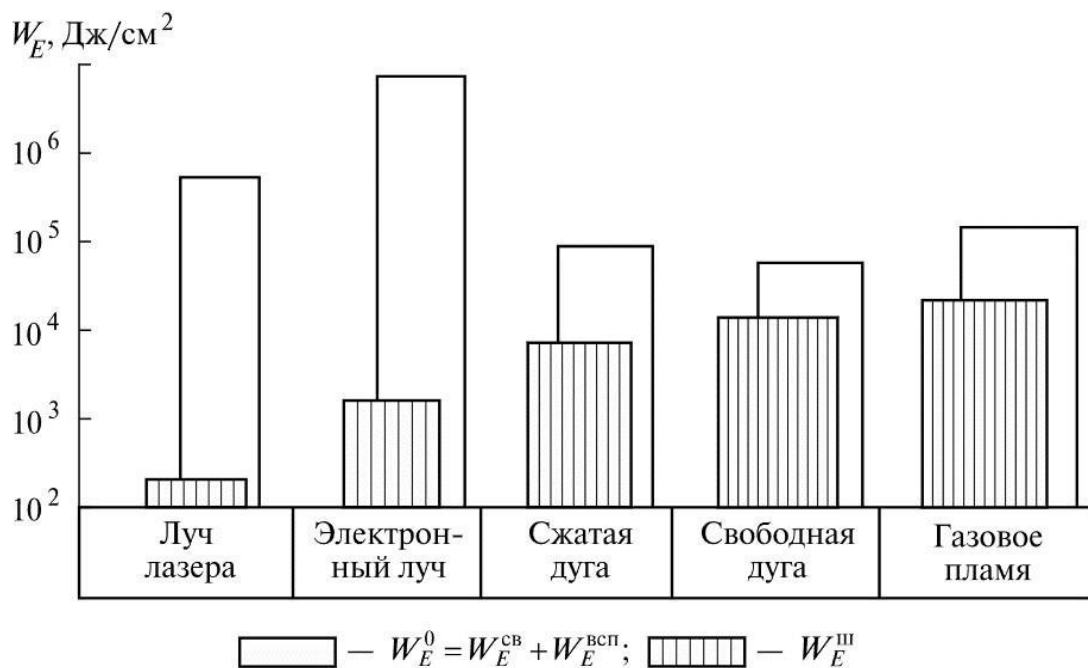


Рисунок 1.6 – Диаграмма сравнения способов сварки по энергоэффективности

В отечественной промышленности технология ЭЛС получила широкое применение на предприятиях, выпускающих авиационную, ракетную технику, энергомашиностроительных компаниях и в атомной промышленности, что связано со спецификой выпускаемых изделий в части применяемых материалов, свариваемых толщин и сложно профильных конструкций.

Из-за высокой концентрации энергии процесс ЭЛС характеризуется небольшим объемом сварочной ванны, малой шириной ЗТВ, высокими скоростями нагрева и охлаждения. Эти факторы обеспечивают высокую

технологическую прочность сварных соединений и существенное снижение величины деформаций сварных конструкций. Высокая концентрация энергии и большое отношение глубины проплавления к ширине шва позволяют снизить влияние показателя свариваемости на качество получаемого сварного шва. В процессе повышения эффективности технологии ЭЛС необходимо обеспечить условия, при которых минимум погонной энергии сочетается с формированием в шве объемной или равноосной структуры [66, 108].

На основании литературного обзора ключевой проблемой создания качественных неразъемных соединений путем плавления из жаропрочных сплавов является трещинообразование в процессе сварки и последующей термической обработки. Одним из способов уменьшения напряжений, возникающих в процессе сварки, и ведущих к образованию трещин, является применение источников с высокой концентрацией энергии. Электронный луч, применяемый в данное время для сварки, также гарантирует достаточно высокую концентрацию энергии. Однако ЭЛС производится в вакуумных камерах, что является необходимым для стабильного проведения процесса. Главным отличием лазерной от электронно-лучевой сварки является отсутствие вакуумной камеры.

1.5 Влияние технологических параметров на процесс электронно-лучевой сварки и закономерности формирования сварных соединений

1.5.1 Особенности технологического процесса ЭЛС

Процесс электронно-лучевой сварки осуществляется в вакууме за счет нагрева свариваемых кромок кинетической энергии потока электронов, имеющего высокую удельную мощность. Диапазон удельной мощности q_2 сфокусированного потока электронов при нагреве, плавлении и испарении составляет до $5 \cdot 10^8$ Вт/см². Сварка материалов толщиной до 3 мм выполняется с удельной мощностью пучка электронов $q \sim 10^4$ Вт/см², в данном случае испарение с поверхности сварочной ванны мало. При сварке

материалов большой толщины (до 300 мм) удельная мощность пучка должна составлять до 10^6 Вт/см² [109, 110].

Параметрами, контролируемыми в процессе ЭЛС, являются: ток сварки $I_{\text{л}}$, ускоряющее напряжение U , ток фокусировки $I_{\text{ф}}$, дистанция от центра фокусировки до поверхности свариваемых кромок изделия l и скорость перемещения луча по поверхности v [111].

Тепловую энергию в центре пятна нагрева определяет ускоряющее напряжение. Величина ускоряющего напряжения оказывает значительное влияние на глубину провара. При постоянной удельной мощности в пятне нагрева глубина провара возрастает с увеличением ускоряющего напряжения. Глубина провара пропорциональна корню квадратному ускоряющего напряжения.

На современных электронно-лучевых установках данный параметр является постоянной величиной, выдаваемой высоковольтным источником и в большинстве случаев, составляет 30, 60 или 120 кВ.

Основными энергетическими параметрами ЭЛС являются: плотность мощности (E) и длительность воздействия (τ) потока электронов. Длительность воздействия при ЭЛС с непрерывным излучением характеризуется длительностью времени экспозиции, а при сварке с импульсным излучением – длительностью импульса [110].

Плотность мощности при сварке ограничена по верхнему пределу пороговым значением E^* , превышение которого приводит к интенсивному объемному кипению и испарению. В большинстве случаев сварка проходит с плотностями мощности излучения в диапазоне $E=10^5$ - 10^7 Вт/см². При $E<10^5$ Вт/см² утрачивает свое основное преимущество, а именно высокую концентрацию энергии. В данном случае целесообразнее применять традиционные методы сварки.

ЭЛС с непрерывным излучением проводят на скоростях во много раз больше скорости традиционных методов сварки, что экономически выгоднее не только за счет производительности, но и за счет меньших затрат энергии

на единицу погонной длины шва, определяемых маленьким значением погонной энергии, то есть отношением мощности излучения и скорости сварки. Применение ЭЛС деталей возможно в различных пространственных положениях.

Экономия материала обеспечивается при сварке непрерывным излучением больших толщин. К примеру, при традиционной дуговой сварке плавлением стыкового соединения толщиной от 15 до 20 мм сварку производят за несколько проходов с разделкой кромок, при этом используют сварочную проволоку, в то время как ЭЛС с высококонцентрированным излучением проводят за один проход без разделки кромок. При ЭЛС небольших толщин экономия материала незначительна по сравнению с традиционными методами сварки.

Локальность процесса ЭЛС создается концентрацией потока электронов в узко сфокусированное пятно диаметром 0,1 мм и менее. Данный фактор обеспечивает формирование шва малой ширины, минимальные эластические деформации, что приводит к снижению остаточных напряжений в сварном соединении. В связи с этим, ЭЛС можно применять для получения высокопрочной конструкции [112]. При этом высокая точность свариваемых конструкций протекает без последующей правки или механической обработки. Малые размеры швов, полученных ЭЛС, позволяют экономно проектировать конструкции с неразъемными соединениями.

В зависимости от вида конструкции сварка со сквозным проплавлением применяется в ответственных силовых конструкциях и без сквозного проплавления для тонких заготовок [113].

При сварке с глубоким проплавлением механизм формирования сварного шва более сложный. Сварка с «кинжальным» проплавлением формируется за счет сварки мощным концентрированным источником энергии, которым обладает электронный луч. Ключевой особенностью

сварки с глубоким проплавлением является образование значительной глубины шва при его малой ширине [114].

При критической плотности мощности происходит нагрев материала со скоростью во много раз большей скорости отвода тепла вглубь материала. В связи с этим происходит процесс локального плавления и испарения материала, формируется углубление на поверхности ванны расплава, а при необходимой мощности поток электронов проникает вглубь материала, при этом формируется канал, заполненный расплавленным металлом и его парами. Давление данных паров обеспечивает поддержание канала и не дает жидкому металлу заполнить его под действием гидростатического давления и сил поверхностного натяжения.

При достижении определенной скорости сварки образуется динамическая устойчивость канала. При этом на передней стенке канала протекает плавление металла, а на задней – кристаллизация. Наличие данного канала позволяет поглощать поток электронов в глубине металла, а не только на его поверхности. При этом физика этого процесса формирует узкий шов с большим отношением глубины проплавления к ширине шва [115, 116].

Механизм образования сварного шва при сварке материалов с глубоким проплавлением отличается наличием парогазового канала, что является главным отличием от сварки тонколистового проката. Определяющими параметрами при ЭЛС с глубоким проплавлением являются ускоряющее напряжение, скорость перемещения луча по поверхности и параметры фокусирующей системы.

Ускоряющее напряжение оказывает сильное воздействие на формирование структуры сварного шва и на проплавляющую способность материала. Другими параметрами, влияющими на технологию сварки, является плотность мощности в сечении луча, сила тока и скорость перемещения луча.

В зависимости от значения мощности скорость фиксируется в следующем диапазоне: минимальное значение, ограниченное отсутствием кинжального проплавления, а максимальное – отсутствием качественного образования шва и появлением дефектов в виде пор, непроваров и подрезов.

На качество сварных швов оказывает и влияние фокусировки, диаметр сфокусированного пятна составляет от 0,5 до 1,0 мм. При дальнейшем уменьшении диаметра пятна возрастает плотность мощности, что приводит к испарению металла и, как следствие, образованию дефектов в сварном соединении. А при увеличении диаметра пятна свыше 1,0 мм падает эффективность ЭЛС.

Режимы ЭЛС оказывают воздействие на геометрические параметры сварного соединения. Наиболее оптимальной формой для технологии ЭЛС с глубоким проплавлением является «кинжальная» форма. Другим критерием, влияющим на параметры сварного шва, является расположение фокальной плоскости относительно свариваемых заготовок. Наибольшая глубина проплавления обеспечивается при остром фокусе, то есть на поверхности обрабатываемых заготовок. Изменение фокусного расстояния относительно поверхности зависит от свойств материала, обрабатываемой толщины заготовок и режимов сварки.

Продольное сечение сварочной ванны имеет специфическую форму (см. рисунок 1.7). Отличительной особенностью является наличие выступа твердой фазы при затвердевании металла, которую разделяют на две части. Первая часть, то есть нижняя, имеет малую протяженность и заглублена вглубь материала, а другая более вытянутая и широкая на протяжении сварного шва [117].

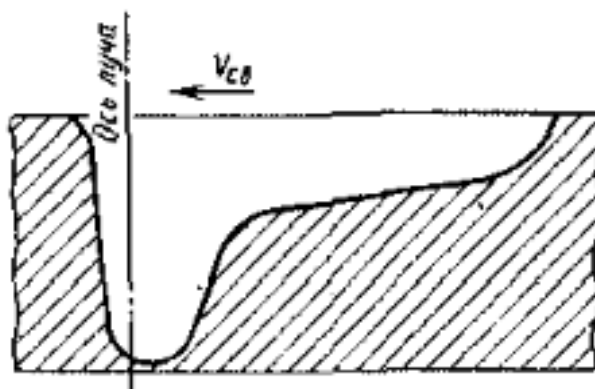


Рисунок 1.7 – Продольное сечение сварочной ванны

Проведенный анализ формирования сварочной ванны в продольном сечении свидетельствует об образовании двух процессов проплавления при технологии ЭЛС. Первый процесс заключается в образовании парогазового канала при воздействии потока электронов и определяет эффект глубокого проплавления.

Принципиальным преимуществом ЭЛС является высокая степень концентрации энергии, гарантирующая проведение сварки на высоких скоростях в сравнении с традиционными дуговыми источниками. Высокая скорость сварки обеспечивает небольшое тепловое воздействие на ЗТВ, что оказывает большое влияние на технологическую прочность конструкции, то есть влияет на показатели склонности материала к трещинообразованию.

Наиболее часто встречаемый дефект при сварке с «кинжальным» проплавлением является неравномерность проплавления корня шва. При сварке с несвязным проплавлением повышение скорости приводит к уменьшению пикообразования в корне шва. Согласно представленным данным в работе [118], снижение пико- и порообразования возможно путем отклонения потока электронов от вертикали на $15-17^\circ$ по направлению движения луча.

Ключевыми показателями ЭЛС являются высокая концентрация энергии, скорость сварки, скорость кристаллизации сварочной ванны и малый объем ванны расплава. Данные показатели увеличивают технологические возможности технологии ЭЛС [109].

1.5.2 Закономерности формирования сварных соединений из жаропрочных сплавов ХН45МВТЮБР-ИД и ХН67ВМТЮ-ВД

Использование ручных способов сварки сплавов ХН45МВТЮБР-ИД и ХН67ВМТЮ-ВД сводит к минимуму их преимущества перед ранее применявшимися сплавами. Ручная аргонно-дуговая сварка этих сплавов с присадкой весьма трудоемка и не обеспечивает стабильное качество получаемых соединений.

При анализе физической сущности процесса электронно-лучевой сварки выявлены основные параметры режима, определяющие условия этого процесса и в итоге качество сварного соединения.

Основными параметрами при ЭЛС следует считать ток луча, ток фокусировки, ускоряющее напряжение и скорость перемещения луча.

Эти параметры определяют характер протекающих при сварке тепловых и металлургических процессов. Изменение хотя бы одного из них неизбежно сказывается на конечном результате сварки.

Для выполнения неразъемных соединений сплава ХН45МВТЮБР-ИД перспективно применение ЭЛС, которая обеспечивает минимальную ширину шва. Однако процесс электронно-лучевой сварки имеет ряд трудностей и нерешенных проблем в получении бездефектных неразъемных соединений, к числу которых можно отнести возможность образования в сварных швах трещин, пор, прожогов, вызывающих снижение надежности и эксплуатационных характеристик.

Большинство дефектов структуры, среди которых могут быть микротрещины, наблюдается в верхней части сварного шва, т.е. в той части шва, где в процессе сварки тепловложение больше, а скорость охлаждения металла шва и ЗТВ меньше.

Для уменьшения количества карбонитридов по границам зерен металл свариваемых заготовок из жаропрочных никелевых сплавов следует подвергать перед сваркой закалке, а процесс сварки вести с высокими скоростями охлаждения металла по всей высоте поперечного сечения шва.

Сварной шов должен быть узким с параллельными сторонами. Такая форма шва может быть получена при максимальной плотности энергии электронного луча [118].

Первичная структура сплавов на никелевой основе типа ХН67ВМТЮ-ВД образуется в виде укрупнения столбчатых кристаллов, при росте которых происходит поглощение других, отрицательно направленных кристаллов и остановке их развития. Это свойственно никелевым сплавам при однофазной кристаллизации, ведет к увеличению балла зерна и ограниченной свариваемости.

Вторая особенность – большое количество легирующих элементов в расплаве, из-за чего по границе сварного шва и материала формируется ячеисто-дендритная структура, а в центре сварного шва – дендритная структура с ярко выраженной ликвацией.

Основной причиной ликвации является неоднородность химического состава, которая приводит к возникновению в сварном соединении менее эффективных интерметаллидных фаз по сравнению с теми, что имеются в основном материале. Из-за повышенной ликвации титана в зонах химической неоднородности при старении выделяется фаза Ni_3Ti , которая имеет меньшую жаропрочность и тугоплавкость по сравнению с γ' -фазой [76, 78].

Третья особенность – при повышенных скоростях сварки в сварном соединении формируется «зона пониженной прочности» на стыке двух кристаллизационных фронтов с ярко выраженной зоной ликвации. При низких скоростях сварки по центру шва возникают осевые кристаллы, на границах которых образуются области срастания боковых и осевых кристаллов, имеющие пониженные механические свойства.

Измененная структура в ЗТВ характеризуется:

1. Укрупненным зерном в гомогенных сплавах.
2. Растворением упрочняющей фазы в гетерогенных сплавах в зоне нагрева более 900 °С, которое выявлено по изменению микротвердости.
3. Оплавлением упрочняющих фаз в состаренных сплавах.

4. Перестариванием (при сварке состаренных сплавов), которое приводит к увеличению упрочняющей фазы.

В зависимости от продолжительности высокотемпературного нагрева, исходного состояния материала и химического состава идет прогрессирование указанных факторов, которые определяют стабильность упрочняющей фазы при нагреве.

При сварке гетерогенных дисперсионно-твердеющих сплавов велика вероятность появления горячих трещин в ЗТВ, а не в сварном шве.

Для предупреждения горячих трещин применяют следующие металлургические способы:

1. Повышают чистоту сплавов по содержанию вредных примесей (переплав, гранульная металлургия).

2. При прокатке сплавов ограничивают полноту рекристаллизации, что позволяет начать рекристаллизацию в процессе получения сварного шва и, соответственно, понизить сегрегацию в условиях ускоренного перемещения границ зерен в ЗТВ при сварке.

3. Сварку изделий выполнять в закаленном состоянии. В этом случае, при постоянном химическом составе сварного шва, значения скорости кристаллизации в аустенитизированном состоянии возрастает в 1,5-2 раза.

Технологические способы предотвращения трещин при ЭЛС жаропрочных сплавов на никелевой основе:

1. Производить с минимальной погонной энергией.
2. На максимально возможной скорости.
3. Применять электромагнитные поля и другие внешние воздействия для уменьшения балла зерна первоначальной структуры.
4. Использовать теплопроводящую оснастку и охлаждающие среды.

1.5.3 Металлургическое качество свариваемых материалов

Исходной продукцией для изготовления основных деталей КВД и КС АД, и оболочек, секций, головки РД являются стальные поковки, штамповки

и листы, а также листы и цельнокатанные кольца из жаропрочных сплавов на никелевой основе.

Металлургическое качество используемых сталей и сплавов должно удовлетворять потребностям эксплуатации и технологического процесса сборки деталей КВД, камер сгорания АД в соответствии с предъявляемыми к ним техническими требованиями, а также должно обеспечивать заданные свойства, регламентированные условиями эксплуатации изделия.

По общепринятой классификации сталей и сплавов при определении их качества основным показателем является предельно допустимое количество вредных примесей фосфора и серы (таблица 1.4) [119, 120].

Таблица 1.4 – Классификация качества сталей и сплавов по содержанию примесей (не более)

Категория качества	P, %	S, %
Обыкновенного качества	0,040	0,050
Качественная	0,035	0,035
Высококачественная	0,025	0,025
Особовысококачественная	0,025	0,015

На качество сварных швов большое влияние оказывает содержание серы и фосфора, так как при их испарении в процессе сварки образуются поры, минимальное их количество при суммарном содержании составляет не более 0,040 %.

Самым распространённый и широко используемым способом контроля качества сталей и сплавов является измерение величины зерна. Данный способ эффективен при контроле металлов при любом состоянии структуры. Универсальность способа заключается в том, что уменьшение величины зерна приводит к повышению прочностных свойств (предел прочности, ударная вязкость) и энергетических свойств. Механические свойства и величина зерна зависят как от состава материала, его структуры, так и от способа выплавки и термической обработки.

Для получения мелкозернистой стали в нее добавляют карбидообразующие элементы (титан, ванадий, цирконий, ниобий, вольфрам,

молибден) и элементы, образующие в стали мелкодисперсные частицы сульфидов и оксидов. Алюминий хорошо измельчает зерно при содержании его в материале до 0,03 %.

В случае если содержание алюминия более 0,03 %, это приводит к росту зерна. Алюминий уменьшает балл зерна в большем случае у сталей, в которых завышено содержание азота и возможно образование дисперсных нитридов. Вводят алюминий в материал при минимальном содержании кислорода, в случае повышенного его содержания алюминий образует оксиды.

1.5.4 Характерные дефекты в сварных соединениях, полученных ЭЛС

При выполнении сварки с несковзным проплавлением могут возникать дефекты, такие как: пустота шириной до 1 мм и длиной до 5 мм, непровар корня шва. Давление пара в канале определяется по формуле (1.2), оно прямо пропорционально удельной мощности луча. В зависимости от заданной удельной мощности можно получить различную глубину провара: чем ниже скорость сварки, тем больше величина проплава. При правильно выбранной удельной мощности и скорости сварки давление в паровом канале отвечает требованию

$$P > (P_G + P_\sigma) = \rho g H + \sigma/r, \quad (1.2)$$

где P – давление пара в канале; P_G – давление, обусловленное массой жидкого металла; P_σ – давление, обусловленное поверхностным натяжением жидкого металла; ρ – плотность; g – ускорение силы тяжести; H – глубина канала.

При уменьшении скорости сварки и постоянной мощности q глубина канала увеличивается. На выходе из парового канала требование (1.2) может не выполняться, что приводит к захлопыванию канала расплавленным металлом и образованию газовых полостей (рисунок 1.8) [121].

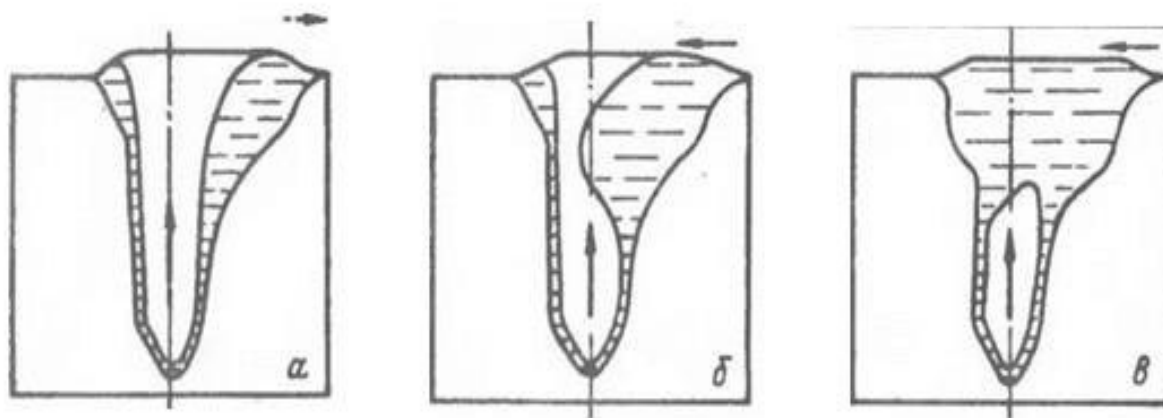


Рисунок 1.8 – Схема поведения канала при ЭЛС:

a – канал свободен от жидкости; *б* – отражение волны жидкого металла от хвостовой части ванны; *в* – захлопывание канала. Стрелками указано направление движения жидкого металла

Появление корневых дефектов – периодических несплавлений корня шва, амплитуда которых, например, при сварке нержавеющей стали на глубину 20-22 мм при мощности электронного луча $q = 5$ кВт и ускоряющим напряжении $U = 20-24$ кВ, достигает 3-4 мм, объясняют периодическими колебаниями жидкого металла в сварочной ванне и связанным с этими колебаниями периодическим переключением (захлопыванием) канала [122].

К специфическим дефектам ЭЛС следует также отнести смещение оси луча от свариваемых кромок из-за воздействия магнитных полей при сварке сталей с наличием остаточной намагниченности. Для устранения данного дефекта выполняют размагничивание свариваемого изделия. В большом количестве работ описаны методы устранения дефектов, которые сводятся в основном к снижению их количества в сварном шве и обеспечивают отсутствие дефектов в широких диапазонах режимов сварки [123, 124].

В зависимости от требований конструкторской документации сварные соединения необходимо выполнять как с технологическим подкладным кольцом, так и на весу (без подкладного кольца). Для предупреждения образования дефектов в корне шва при ЭЛС применяют съемное подкладное кольцо, что позволяет удалять дефекты механическим способом. Но данная технология увеличивает трудоемкость и время изготовления, к тому же, не во всех случаях конструктивно возможно применять подкладные кольца. При

свободном формировании корня шва исключается вероятность образования корневых дефектов, но в этом случае появляется опасность вытекания расплавленного металла со стороны корня шва и образования вогнутости с лицевой стороны.

Решить проблему вытекания расплавленного материала со стороны корня шва можно за счет повышения скорости сварки или при помощи уменьшения ширины шва за счет круговой или линейной развертки луча. Продольная развертка не всегда может быть применена на ЭЛУ, особенно когда необходимо сварить кольцевые швы, из-за чего повышение стабильности формирования корня шва за счет подбора скорости сварки более технологично. Но, повышение скорости не всегда приемлемо, так как при этом возрастают напряжения после сварки и требуются более мощные источники питания электронно-лучевой пушки.

1.6 Выводы по главе 1

Из результатов литературного анализа следует, что многими учеными ведутся интенсивные экспериментальные и теоретические исследования процессов, протекающих при электронно-лучевой сварке различных марок жаропрочных сплавов и сталей. Во всех работах указывается стохастический характер и сложность этих процессов, а также большое количество факторов, влияющих на получение качественного сварного шва. Отмечается необходимость более детального изучения явлений, сопровождающих электронно-лучевую сварку.

С развитием современного производства и выдвигаемых требований к повышению качества изделий, получаемых с помощью ЭЛС, необходимо обеспечивать управление различными факторами процесса для получения бездефектного сварного соединения. Проведённый анализ особенностей процесса ЭЛС позволил выявить параметры, определяющие процесс формирования сварного шва.

В результате литературного обзора установлено, что при сварке узлов горячей части авиационных и ракетных двигателей, работающих в условиях

мало циклических нагрузок при высоком уровне напряжений, значимую роль получения бездефектного сварного соединения жаропрочных никелевых сталей и сплавов играет, в том числе и выбор метода сварки. Выбор сделан в пользу ЭЛС, которая обеспечивает качественную защиту свариваемых кромок и требуемую глубину провара, а также, возможность управлять структурой и свойствами, закономерностями их формирования, исключения недопустимых дефектов.

Таким образом, целью данной работы является обоснование режимов электронно-лучевой сварки жаропрочных и жаростойких сталей и никелевых сплавов, обеспечивающих получение бездефектных сварных соединений с улучшенными структурой и свойствами, для деталей авиационных и ракетных двигателей в условиях серийного производства.

Для достижения этой цели в диссертационной работе решались следующие задачи:

1. Анализ причин возникновения дефектов в сварных соединениях жаропрочных и жаростойких сталей и никелевых сплавов деталей камер сгорания авиационных и ракетных двигателей в условиях серийного производства.

2. Установление закономерностей влияния режимов электронно-лучевой сварки на структуру и свойства сварных соединений из жаропрочных и жаростойких сталей и сплавов.

3. Отработка рациональных режимов получения бездефектных сварных соединений методом электронно-лучевой сварки жаропрочных и жаростойких сталей и сплавов на натурных узлах камер сгорания авиационных и ракетных двигателей.

4. Выработка рекомендаций по электронно-лучевой сварке жаропрочных и жаростойких сталей и сплавов, используемых при изготовлении узлов камер сгорания авиационных и ракетных двигателей.

5. Апробация предлагаемых режимов электронно-лучевой сварки в условиях действующего производства.

ГЛАВА 2 МАТЕРИАЛЫ И МАТЕРИАЛОВЕДЧЕСКИЕ МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ СВАРНЫХ ШВОВ

2.1 Материалы для исследования

Сортамент материалов, используемых при изготовлении КВД, КС АД и РД достаточно широк. В данной работе исследуются материалы, получившие наиболее широкое применение при производстве указанных изделий. К ним относятся: хромоникелевая сталь 12Х18Н10Т-ВД, жаропрочная коррозионностойкая сталь 06Х15Н6МВФБ-Ш, сплавы на никелевой основе ХН45МВТЮБР-ИД и ХН67МВТЮ-ВД.

Материал свариваемых образцов из 12Х18Н10Т-ВД – прокат листовой, поставляемый по [125]. Химический состав стали должен соответствовать [126] и приведен в таблице 2.1.

Таблица 2.1 – Химический состав стали 12Х18Н10Т-ВД

Массовая доля, %								
Cr	Ni	Fe	Ti	Mn	Si	C	S	P
17-19	9-11	остальное	≤ 0,8	≤ 2,0	≤ 0,8	≤ 0,12	≤ 0,020	≤ 0,035

Механические свойства листов в состоянии поставки должны соответствовать нормам таблицы 2.2.

Таблица 2.2 – Механические свойства стали 12Х18Н10Т-ВД

Временное сопротивление, σ _В , МПа	Предел текучести, σ _{0,2} , МПа	Относительное удлинение, δ ₅ , %
≥ 530	≥ 235	≥ 38,0

Теплофизические свойства (коэффициент линейного термического расширения) при различных температурах представлены в таблице 2.3.

Таблица 2.3 – КЛР стали 12Х18Н10Т-ВД

Температура, °С	20-100	20-200	20-300	20-400	20-500	20-600	20-700	20-800
α×10 ⁻⁶ 1/град	16,7	17,0	17,4	17,8	18,2	18,6	19,1	19,4

Сталь 06Х15Н6МВФБ-Ш поставляется по [127].

Химический состав стали должен соответствовать [126] и приведен в таблице 2.4.

Таблица 2.4 – Химический состав стали 06X15H6MBФБ-III

Массовая доля, %							
Cr	Ni	Mo	Mn	Si	C	S	P
13,5-15	5,5-6	0,35-0,6	≤ 0,4	≤ 0,4	≤ 0,06	≤ 0,015	≤ 0,025

Механические свойства листов в состоянии поставки должны соответствовать нормам таблицы 2.5.

Таблица 2.5 – Механические свойства стали 06X15H6MBФБ-III

Временное сопротивление, σ _B , МПа	Предел текучести, σ _{0,2} , МПа	Относительное удлинение, δ ₅ , %
960-980	720-740	16,0-17,5

Теплофизические свойства (коэффициент линейного термического расширения) при различных температурах представлены в таблице 2.6.

Таблица 2.6 – КЛР стали 06X15H6MBФБ-III

Температура, °C	20-100	20-200	20-300	20-400	20-500
α×10 ⁻⁶ 1/град	11,3	11,5	11,6	11,8	12,1

Сплав ХН45МВТЮБР-ИД поставляется в соответствии с требованиями [128]. Основные структурные составляющие данного сплава: твердый раствор, интерметаллидные соединения типа (Ni, Me)₃ (Al, Me) – γ'-фаза, карбиды типа Me₂₃C₆, карбиды титана TiC, нитриды титана TiN [84]. Химический состав сплава соответствует [128] и приведен в таблице 2.7.

Таблица 2.7 – Химический состав сплава ХН45МВТЮБР-ИД

Массовая доля, %										
Cr	Ni	Mo	Al	Ti	Nb	C	S	P	W	Mn
14-16	43-47	4,0-5,0	0,9-1,4	1,9-2,4	2,5-3,5	≤ 0,1	≤ 0,01	≤ 0,015	2,5-3,5	≤ 0,6

Механические свойства листов сплава ХН45МВТЮБР-ИД в состоянии поставки приведены в таблице 2.8.

Таблица 2.8 – Механические свойства сплава ХН45МВТЮБР-ИД

Твердость, HВ	Временное сопротивление, σ _B , МПа	Предел текучести, σ _{0,2} , МПа	Относительное удлинение, δ ₅ , %
320-355	≥ 980,0	≥ 700,0	≥ 30,0

Теплофизические свойства (коэффициент линейного термического расширения) при различных температурах представлены в таблице 2.9.

Таблица 2.9 – КЛР сплава ХН45МВТЮБР-ИД

Температура, °С	20-100	20-200	20-300	20-400	20-500	20-600	20-700	20-800
$\alpha \times 10^{-6}$ 1/град	12,8	13,2	13,6	14,0	14,3	14,5	14,9	15,7

Сплав ХН67МВТЮ-ВД поставляется по [129]. Химический состав сплава соответствует [126] и приведен в таблице 2.10.

Таблица 2.10 – Химический состав сплава ХН67МВТЮ-ВД

Массовая доля, %										
Cr	Ni	Mo	Al	Ti	W	C	S	P	Si	Mn
17,0-20,0	60,5-68,8	4,0-5,0	1,0-1,5	2,2-2,8	4,0-5,0	≤0,08	≤0,01	≤0,015	≤0,01	≤0,5

Механические свойства листов в состоянии поставки приведены в таблице 2.11.

Таблица 2.11 – Механические свойства сплава ХН67МВТЮ-ВД

Твердость, НВ	Временное сопротивление, БВ, МПа	Предел текучести, Б _{0,2} , МПа	Относительное удлинение, δ ₅ , %
240-340	≥ 930,0	≥ 550,0	≥ 15,0

Теплофизические свойства (коэффициент линейного термического расширения) при различных температурах представлены в таблице 2.12.

Таблица 2.12 – КЛР сплава ХН67МВТЮ-ВД

Температура, °С	20-100	20-200	20-300	20-400	20-500	20-600	20-700	20-800
$\alpha \times 10^{-6}$ 1/град	12,0	12,3	13,5	13,6	13,6	14,4	14,8	15,2

Характеристики и свойства сталей и сплавов, исследуемых в данной работе, указаны в таблице 2.13.

Таблица 2.13 – Характеристики свариваемых материалов

Материал	Температура плавления, °С	Плотность, кг/м ³	S, %	P, %	Класс материала
12Х18Н10Т-ВД	1460	7920	≤ 0,020	≤ 0,035	качественная
06Х15Н6МВФБ-Ш	1480	7820	≤ 0,015	≤ 0,025	высококачественная
ХН45МВТЮБР-ИД	1400	8290	≤ 0,01	≤ 0,015	особовысококачественная
ХН67ВМТЮ-ВД	1460	8250	≤ 0,01	≤ 0,015	особовысококачественная

Из таблицы 2.13 видно, что исследуемые стали и сплавы являются высококачественными, так как суммарное содержание серы и фосфора не превышает 0,045 %. Однако, сплавы ХН45МВТЮБР-ИД и ХН67ВМТЮ-ВД являются ограниченно свариваемыми.

Сталь 12Х18Н10Т-ВД является качественной, в ней суммарное содержание серы и фосфора составляет 0,055 %. Однако, она хорошо сваривается.

Все экспериментальные исследования проводились на образцах и имитаторах сборочных единиц, а проверка полученных результатов на натуральных узлах.

Образцы, для устранения остаточной намагниченности, подвергали дополнительному размагничиванию, и они поступали на сварку с уровнем намагниченности не более 300 мкТл. Контроль намагниченности производился микротеслометром типа МФ-24ФМ.

2.2 Материаловедческое исследование качества сварных швов

Металлографические методы выявления и определения величины зерна сталей и сплавов реализованы в соответствии с [130]. При помощи данных методов оценивали: размер фактического зерна, предрасположенность зерна к росту и динамику роста зерна [131, 132].

Согласно [133] использовали шкалы основных элементов структуры исследуемых материалов: перлит, мартенсит, нитриды и карбиды. С каждого режима сварки с образца-имитатора вырезалось не менее трех шлифов. На исследование образцы изготавливали площадью поперечного сечения 1-2 см².

Для выявления макроструктуры сварных швов жаропрочных сплавов, использовали реактив – HCl (70 %) + несколько капель H₂O₂ (перекись водорода) свежеприготовленный.

Для выявления макроструктуры сварных швов коррозионностойких сталей и сплавов использовали реактив хлорного железа (20 г на 100 г воды)

или раствор соляной кислоты (10 мл на 100 мл воды). Раствор подогревали до температуры 60 °С и проводили травление. Затем выполняли осветление в 10%-ном водном растворе азотной кислоты.

Для выявления микроструктуры сварных швов при травлении шлифов использовали реактив «ВЖ» с составом, приведенным в таблице 2.14. Применяемый реактив позволяет выявить литую зону сварного шва, структуру основного материала и границы зерен. Травили путем погружения шлифа в реактив в течение 2-3 с и затем промывали проточной водой, после чего сушили. Травление проводили при комнатной температуре.

Таблица 2.14 – Состав реактива «ВЖ»

№	Компоненты	Количество
1	HCl	200 мл
2	H ₂ O	200 мл
3	CuSO ₄	40 г

Для металлографического анализа микроструктуры образцов использовалось следующее оборудование: оптический микроскоп типа Axio Vert A1 с анализатором микроструктуры поверхностных твердых тел типа Thixomet при различных увеличениях, а также электронный микроскоп типа JEOL-6390A.

На оптическом микроскопе типа Axio Vert A1 получили оцифрованные изображения микроструктуры поверхности шлифов сварных швов посредством цифровой камеры, интегрированной в оптическую систему микроскопа. Полученные изображения обрабатывали в соответствии с методиками, заложенными в программном обеспечении Thixomet.

Для определения концентрации (массовых %) элементов исследуемых сталей и сплавов использовали электронный микроскоп типа JEOL-6390A и спектрометр типа ДФС-500. В качестве источника возбуждения спектра использовали генератор СПАРК-500. Для продувки полихромата использовали аргон марки ВЧ с содержанием аргона не менее 99,998 %.

Микротвердость измерялась в соответствии с [134] на микротвердомере типа MicroMet 5114, нагрузка на индентор составляла 50 г.

Измерения микротвердости проводились в поперечном сечении, начиная от верхнего края образца до нижнего края, со средним шагом между «уколами» 0,2 мм по стандартной методике.

Прочность сварных соединений проверяли на разрывной машине типа WDW-50 в соответствии с требованиями [135]. На испытательной машине типа KASON 2000 проводили статические испытания на изгиб. Усталостные испытания выполняли на вибростенде.

Рентгенографический контроль сварных швов проводили на аппарате рентгеновском для промышленной дефектоскопии типа ЭКСТРАВОЛЬТ-160/P3000. Рентгеновский аппарат укомплектован металлокерамической рентгеновской трубкой типа THX160 [136, 137].

При расшифровке рентгенограмм сварных соединений использовали эталонные снимки характерных дефектов для аналогичных сталей и сплавов. Анализ рентгенограмм производили на негатоскопе типа НГС-1.

2.3 Оборудование для электронно-лучевой сварки

Электронно-лучевая сварка выполнялась на установках типа ЭЛУ-9Б и типа ЭЛУ-11. Принципиальная схема электронно-лучевой установки представлена на рисунок 2.1 [138-141].

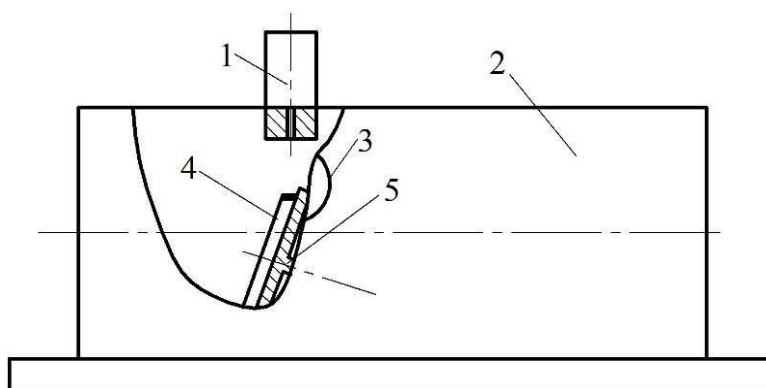


Рисунок 2.1 – Принципиальная схема установки для электронно-лучевой сварки:

- 1 – электронно-лучевая пушка; 2 – камера установки; 3 – смотровое окно;
- 4 – образец-имитатор; 5 – манипулятор

Установка типа ЭЛУ-9Б (рисунок 2.2) и установка типа ЭЛУ-11 (рисунок 2.3) предназначены для сварки электронным лучом в вакууме

(5×10^{-5} мм. рт. ст.) кольцевых швов на изделиях, расположенных в вертикальной и горизонтальной плоскостях, а также, для сварки изделий с продольными швами. На них можно выполнять сварку цилиндрических изделий под углом наклона планшайбы относительно горизонтальной оси вверх на 90° . Установки позволяют сваривать углеродистые стали толщиной до 45 мм, титан и его сплавы до 55 мм, алюминий и его сплавы толщиной до 60 мм при скоростях перемещения луча 0,5-40 мм/с.



Рисунок 2.2 – Общий вид установки типа ЭЛУ-9Б



Рисунок 2.3 – Общий вид установки типа ЭЛУ-11

2.4 Механические испытания сварных соединений

Размеры образцов для исследования режимов сварки и проверки механических свойств (100×200 мм – толщиной от 1,5 мм до 13 мм) были выбраны, исходя из необходимости создания достаточной жесткости и максимального приближения условий сварки к натурным узлам.

Образцы для испытаний вырезались из специально сваренных для контрольных соединений толщиной 1,5-13 мм, стрела прогиба на длине 200 мм на которых не превышала 10 % от толщины сваренного материала, несовпадение плоскости не превышало 0,1 мм, что соответствует требованиям п. 2. [142].

Вырезку заготовок для образцов из контрольных соединений выполняли на металлорежущих станках с припуском на величину заготовки 2 мм по п. 2.6 [142].

2.4.1 Оценка прочности сварного соединения

Основной металл с поверхности образца удалялся только с той стороны, с которой снимали утолщение шва или имеется уступ. Острые кромки плоских образцов в пределах рабочей части были закруглены радиусом не более 1,0 мм путем сглаживания напильником вдоль кромки. Шероховатость поверхности R_z в местах удаления утолщения не более 6,3 мкм [143].

При испытании сварного соединения на статическое растяжение определяли временное сопротивление наиболее слабого участка с фиксацией места разрушения. Испытания проводили на образцах, толщина которых равна толщине основного материала. Формы и размеры образцов изготавливались в соответствии с требованиями п. 8.4 [142] по рисунку 2.4 и таблице 2.15.

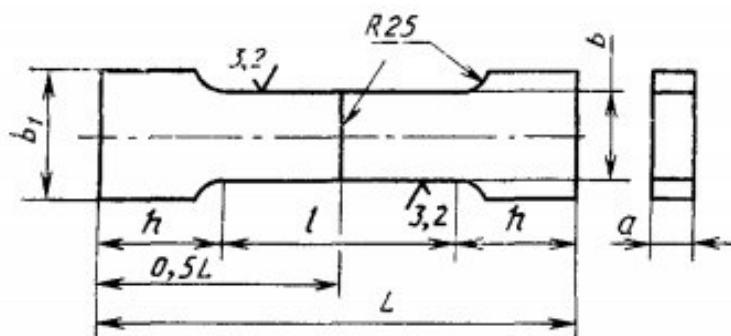


Рисунок 2.4 – Форма и размеры плоских образцов для испытания стыковых соединений на статическое растяжение: a – толщина основного металла, a_1 – толщина образца, b – ширина рабочей части образца, b_1 – ширина захватной части образца, l – длина рабочей части образца, L – общая длина образца, h – длина захватной части образца

Таблица 2.15 – Формы и размеры плоских образцов для испытания стыковых соединений на статическое растяжение

Тип образца	a , мм	a_1 , мм	b , мм	b_1 , мм	l , мм	L , мм	h , мм
ХП	до 6	Равна толщине основного материала	$15 \pm 0,5$	25	50	$l + 2h$	40
	от 6 до 10		$20 \pm 0,5$	30	60		
	от 10 до 25		$25 \pm 0,5$	35	100		

Для определения начальной площади поперечного сечения F_0 необходимые геометрические размеры образцов измеряли с погрешностью не более $\pm 0,5$ %. Измерения размеров до испытания проводили не менее чем в трех местах – в средней части и на границах рабочей длины.

За начальную площадь поперечного сечения образца в его рабочей части F_0 принимали наименьшее из полученных значений на основании произведенных измерений с округлением до 0,01.

Для определения временного сопротивления σ_b образец подвергали растяжению под действием плавно возрастающего усилия до разрушения. Наибольшее усилие, предшествующее разрушению образца, принимали за усилие P_{max} , соответствующее временному сопротивлению.

При определении временного сопротивления σ_b скорость деформирования составила не более 0,5 от начальных расчетов длины образца, выраженной в мм/мин.

Далее временное сопротивление σ_b вычисляют по формуле: $\sigma_b = P_{max}/F_0$ (МПа).

Для проверки механических свойств сварных соединений из образцов-имитаторов изготовлены образцы для определения временного сопротивления, предела текучести, относительного удлинения и сужения (тип образца ХП, рисунок 2.5, а) и ударной вязкости (тип образца IX, рисунок 2.5, б) в соответствии с [142], сварной шов расположен в центре образца.

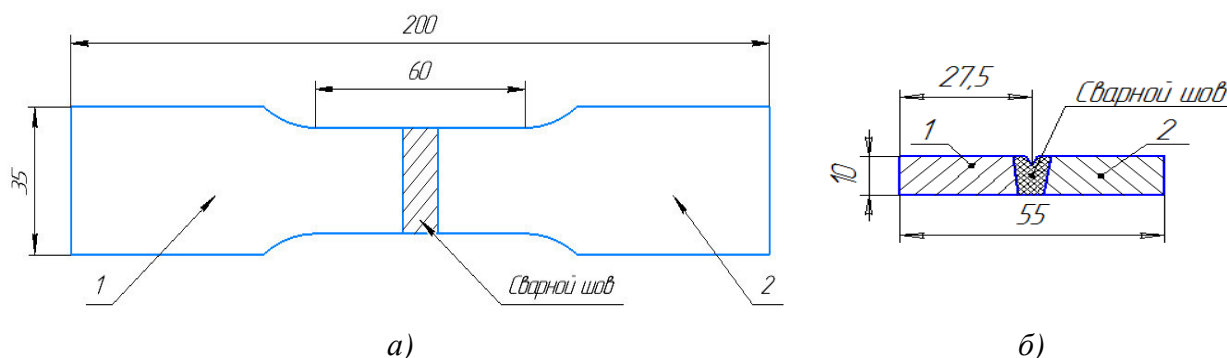


Рисунок 2.5 – Эскизы образцов:

а) – на определение временного сопротивления, предела текучести, относительного удлинения и сужения; б) – на определение ударной вязкости

Для определения влияния утолщенных границ зерен на выносливость проведены усталостные испытания образцов с утолщенными границами зерен и без них.

Перед проведением испытаний все образцы препарировались тензорезисторами с базой 5 мм по схеме, приведенной на рисунке 2.6. Режим испытаний задавался по контрольному тензорезистору № 1, наклеенному на сварном шве. Для контроля режима испытаний использовался тензорезистор № 2.

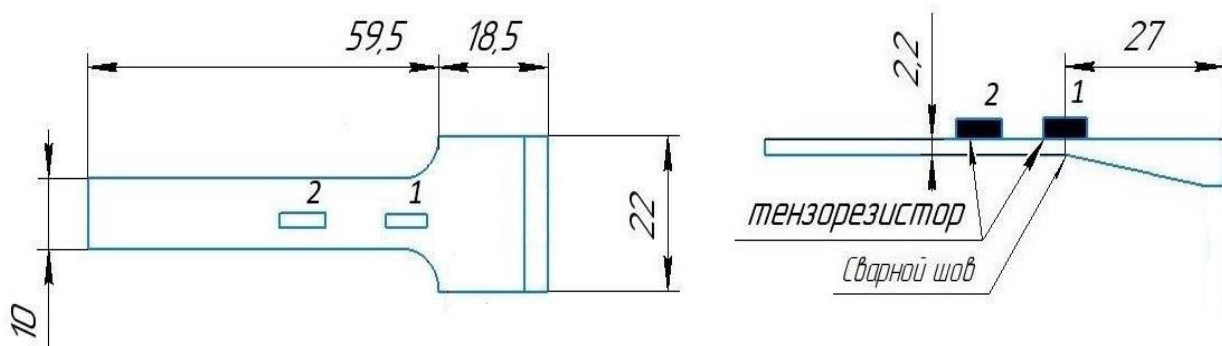


Рисунок 2.6 – Эскиз образца для испытания на усталость

2.5 Выводы по главе 2

1. Определены жаростойкие, жаропрочные и коррозионностойкие стали 12X18H10T, 06X15H6MBФБ-Ш и жаропрочные сплавы ХН45МВТЮБР-ИД, ХН67МВТЮ-ВД для проведения комплексных исследований особенностей формирования состава, структуры и свойств

сварных швов при ЭЛС. Представлен химический состав и характеристики свойств выбранных материалов.

2. Изложены используемые методики металлографических исследований и определения механических свойств, неразрушающего и разрушающего контроля исходных материалов и полученных сварных соединений.

3. Описано оборудование, на котором производили экспериментальные работы по оценке влияния технологических параметров ЭЛС на закономерности формирования химического состава, структуры и свойств сварных соединений.

ГЛАВА 3 ИССЛЕДОВАНИЕ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ПАЯНЫХ ОБОЛОЧЕК ИЗ СТАЛИ АУСТЕНИТНОГО КЛАССА 12X18H10T-ВД

3.1 Анализ свариваемости стали 12X18H10T-ВД

При сварке кольцевых швов паяных оболочек из стали 12X18H10T-ВД в условиях серийного производства столкнулись с целым рядом трудностей, основной из которых явилось появление кристаллизационных трещин длиной до 2 мм в сварном шве при типовой для данной стали скорости перемещения луча 6 мм/с. Наличие трещин выявлено рентгенографическим контролем при увеличении 2 крат (рисунок 3.1) и последующими металлографическими исследованиями.

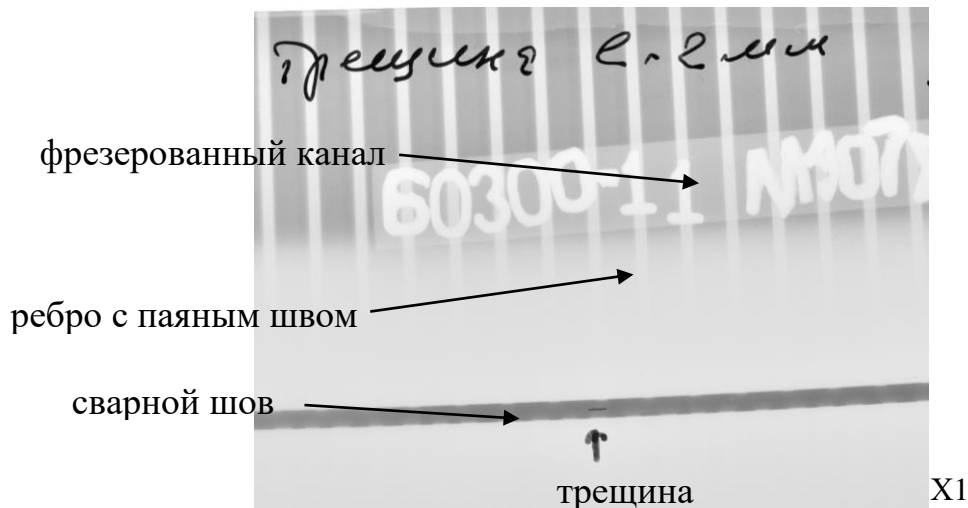


Рисунок 3.1 – Рентгенограмма сварного шва стали 12X18H10T-ВД с трещинами

Из литературных данных [3, 29, 80, 144-146] известно, что при сварке хромоникелевых аустенитных сталей в сварных швах довольно часто наблюдаются кристаллизационные трещины. В зависимости от расположения к оси шва трещины могут быть как продольные, так и поперечные. Продольные трещины располагаются по оси шва по границам столбчатых кристаллов или между соседними кристаллами. Поперечные трещины чаще всего расположены между соседними кристаллами.

Трещины в подавляющем большинстве случаев, являются недопустимым дефектом, их наличие может привести к хрупкому,

усталостному или коррозионному разрушению конструкции в процессе её изготовления или эксплуатации.

Механизм появления и развития трещин при кристаллизации материала можно описать следующей схемой. При кристаллизации расплавленный металл проходит через температурный интервал хрупкости, представляющий собой участок интервала кристаллизации от начала переплетения и срастания дендритов в жесткий каркас до температуры реального солидуса. В этом интервале металл шва находится в твердожидком состоянии и для него характерно резко выраженное снижение – провал пластичности по сравнению с пластичностью закристаллизовавшегося металла. Пластическая деформация в этих условиях заключается во взаимном перемещении кристаллитов, при этом они могут деформироваться. При переходе нижнего предела интервала хрупкости пластические свойства металла возрастают. Размер температурного интервала хрупкости зависит от химического состава сварного шва.

Целью исследований являлось выявление причин образования трещин в кольцевых швах тонкостенных паяных оболочек из материала 12X18H10T-ВД, материаловедческое исследование сварных швов и разработка рекомендаций по их устранению.

Для того чтобы разработать технологические рекомендации по предупреждению появления трещин, необходимо было решить ряд задач, связанных с металлургическими и технологическими особенностями их изготовления. Эти задачи вытекают из того, что стойкость сварного шва к образованию трещин при кристаллизации зависит от:

1. Величины и скорости нарастания растягивающих напряжений.
2. Химического состава сварного шва, который определяет свойства при кристаллизации и продолжительность нахождения в состоянии пониженной пластичности.
3. Формой сварного шва, которая определяет направление роста столбчатых кристаллов, характер срастания между собой, места скопления

межкристаллитных участков по отношению к растягивающим напряжениям и характера изменений упруго-пластических деформаций.

4. Размера первичных кристаллитов.

В виду того, что в настоящее время отсутствуют информационные материалы в отечественной и зарубежной литературе о методах и средствах борьбы с кристаллизационными трещинами при сварке двухслойных паяных оболочек, основными путями решения поставленных задач явились экспериментальные исследования.

При поступлении стали 12Х18Н10Т-ВД, перед запуском в производство, проводится 100 % контроль марки материала в состоянии поставки. Проводится химический анализ на содержание углерода, никеля, хрома, марганца и титана при помощи спектрометра. Также, осуществляется контроль предела прочности и испытания на изгиб на соответствие требованиям [125]. При металлографическом исследовании (МГИ) на микрошлифах контролировали наличие неметаллических включений.

Свариваемые узлы секций КС РД представляют собой паяные оболочки двухслойной конструкции, состоящие из наружной обшивки и внутренней фрезерованной стенки (рисунок 3.2).

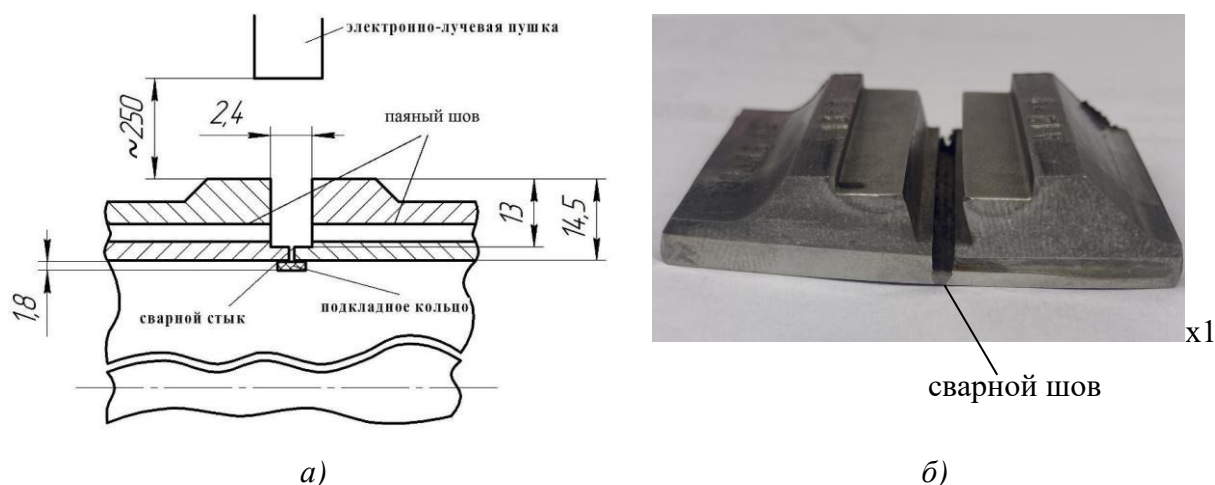


Рисунок 3.2 – Эскиз сварного соединения (а) и внешний вид сваренного образца с натурного узла (б)

Припой, применяемый при пайке, предназначен для получения неразъемных соединений корпусных сборочных единиц с целью обеспечения требуемых механических свойств изделия в процессе эксплуатации.

При электронно-лучевой сварке кольцевых швов паянных узлов из материала 12Х18Н10Т-ВД в условиях серийного производства выявлены трещины (рисунок 3.3).



Рисунок 3.3 – Микроструктура сварного соединения стали 12Х18Н10Т-ВД с трещиной

Макроанализ шлифов, вырезанных из деталей с дефектами, показал, что сварной шов весьма близко расположен к паяному соединению. Микроисследованием установлено, что в процессе ЭЛС имеет место оплавление галтелей паяного соединения и попадание элементов припоя в сварной шов. Это приводит (в сварном шве и зоне сплавления) к наличию по границам зерен участков повышенной травимости.

При визуальном осмотре образцов, сваренных по серийной технологии при скорости перемещения луча 6 мм/с, обнаружены натеки на сварной шов припоя, а в микроструктуре сварного соединения имеются зоны повышенной травимости. Микроструктура сварного шва – аустенитно-ферритная. Элементы припоя располагаются по границе кристаллов с наибольшей их концентрацией по зоне сплавления.

При металлографическом исследовании отчетливо видно межзеренное проникновение припоя по границам кристаллов сварного шва. Наличие

элементов припоя по границам кристаллов и привело к развитию трещины (рисунок 3.4).

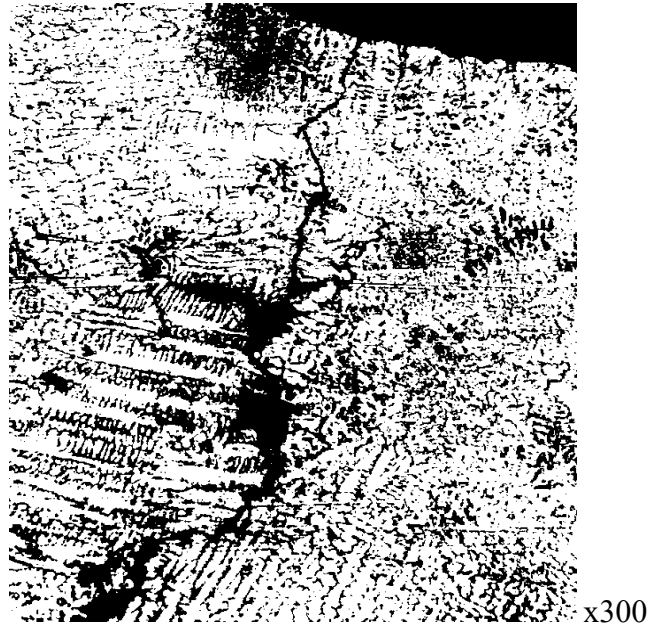


Рисунок 3.4 – Трещина в сварном шве стали 12X18H10T-ВД. X300

При металлографических исследованиях основного материала и ЗТВ видимых изменений в микроструктуре не обнаружено.

Трещины в наплавленном металле проходят по границам кристаллов и достигают длины 0,25-2,0 мм. Замечено, что микроструктура металла шва несколько отличается от типичной структуры основного материала крупнозернистостью, формирование которой характерно для сварки изделий из стали 12X18H10T-ВД, изготовленных из листового проката.

3.2 Исследование процесса сварки паяных оболочек

Для определения влияния исходной структуры материала и элементов припоя на трещинообразование были проведены экспериментальные исследования на образцах из листового материала 12X18H10T-ВД толщиной 3,0 мм. Режимы сварки образцов выбирались из условия получения удовлетворительного формирования сварного шва и минимального проплава. Сварка осуществлялась в приспособлении, обеспечивающем жесткое закрепление свариваемого стыка в процессе сборки и сварки.

Образец для исследования процесса формирования сварного шва электронным лучом был изготовлен из листовой стали 12Х18Н10Т-ВД в виде кольца шириной 100 мм, толщиной 3 мм, диаметром 1050 мм (рисунок 3.5, б). Диаметр выбирался исходя из величины диаметра сварных кромок паяных оболочек. Образец-кольцо был разбит на 16 равных участков (рисунок 3.5, а).

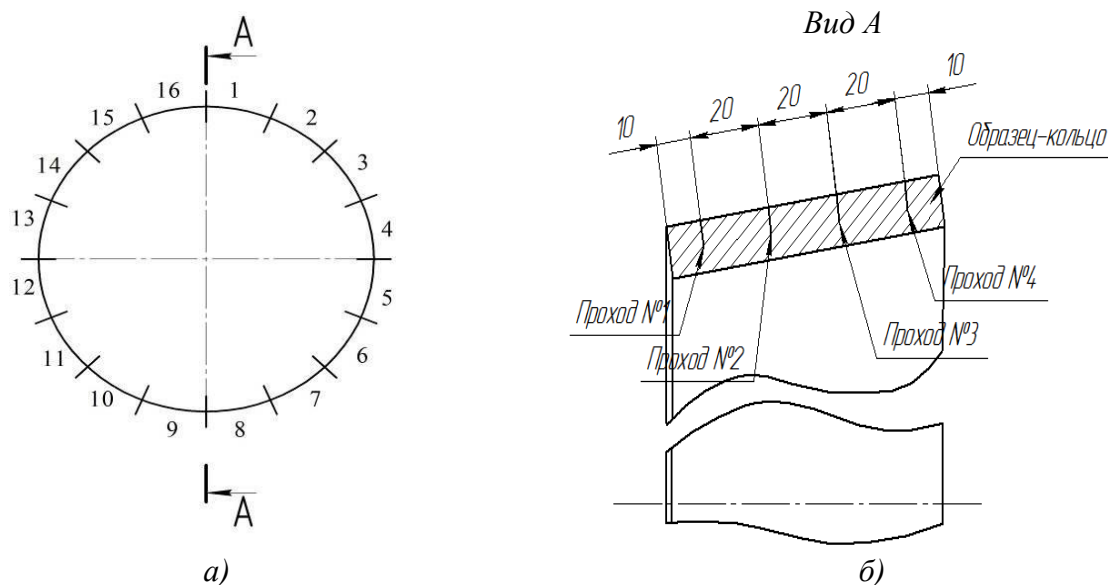


Рисунок 3.5 – Схема реализации процесса сварки кольцевого шва:

а) образец – кольцо; б) сечение образца-кольца

На кольце было выполнено четыре прохода электронным лучом с различными значениями тока луча, тока фокусирующей линзы и скорости перемещения луча и реализовано 64 режима сварки. Режимы сварки представлены в таблице 3.1.

Таблица 3.1 – Экспериментальные режимы ЭЛС стали 12Х18Н10Т-ВД

№ режима	Скорость перемещения луча, мм/с	Ток сварки, мА	Ток фокусировки, мА
1	11	12	744
2			747
3			749
4			752
5			754
6			757
7			759
8			763
9		14	744
10			747
11			749

продолжение таблицы 3.1

№ режима	Скорость перемещения луча, мм/с	Ток сварки, мА	Ток фокусировки, мА
12	11	14	752
13			754
14			757
15			759
16			763
17		16	744
18			747
19			749
20			752
21			754
22			757
23			759
24			763
25		18	744
26			747
27			749
28			752
29			754
30			757
31			759
32			763
33	6	12	744
34			747
35			749
36			752
37			754
38			757
39			759
40			763
41		14	744
42			747
43			749
44			752
45			754
46			757
47			759
48			763
49		16	744
50			747
51			749
52			752
53			754

продолжение таблицы 3.1

№ режима	Скорость перемещения луча, мм/с	Ток сварки, мА	Ток фокусировки, мА
54	6	16	757
55			759
56			763
57		18	744
58			747
59			749
60			752
61			754
62			757
63			759
64			763

Электронно-лучевая сварка выполнялась на установке ЭЛУ-11 [139, 140]. Образец-кольцо, для устранения остаточной намагниченности подвергали дополнительному размагничиванию, и он поступал на сварку с уровнем намагниченности не более 300 мкТл. Контроль производили микротеслометром МФ-24ФМ.

Наличие дефектов формирования сварных соединений выявляли рентгенографическим контролем и последующим металлографическим исследованием. Образцы сваривались после нагрева по режиму пайки: температура 1235 °С, выдержка 10-15 минут. Балл зерна 9-10 по дополнительной шкале № 3 [130].

При визуальном осмотре шлифов, вырезанных с дефектного сварного шва, выявлено, что ширина сварной ванны 4 мм, что значительно превышает ширину целевого соединения (рисунок 3.2).

Режим сварки, при котором выявили дефекты в сварном шве и геометрические параметры получаемого сварного шва приведены в таблице 3.2.

Таблица 3.2 – Режим ЭЛС стали 12X18Н10Т-ВД с дефектами в виде трещин

Проход	Скорость перемещения луча, мм/с	Ток сварки, мА	Ток фокусировки, мА	Параметры сварного шва, мм	
				Ширина верхней обл. св. шва	Глубина провара
1	6 мм/с	15	752	3,3-3,9	1,5-2,0
2		11	754	3,05-3,5	1,75-2,0

На рисунке 3.6 представлена макроструктура сварного шва, полученного при режиме с дефектами в виде трещин в сварном соединении.

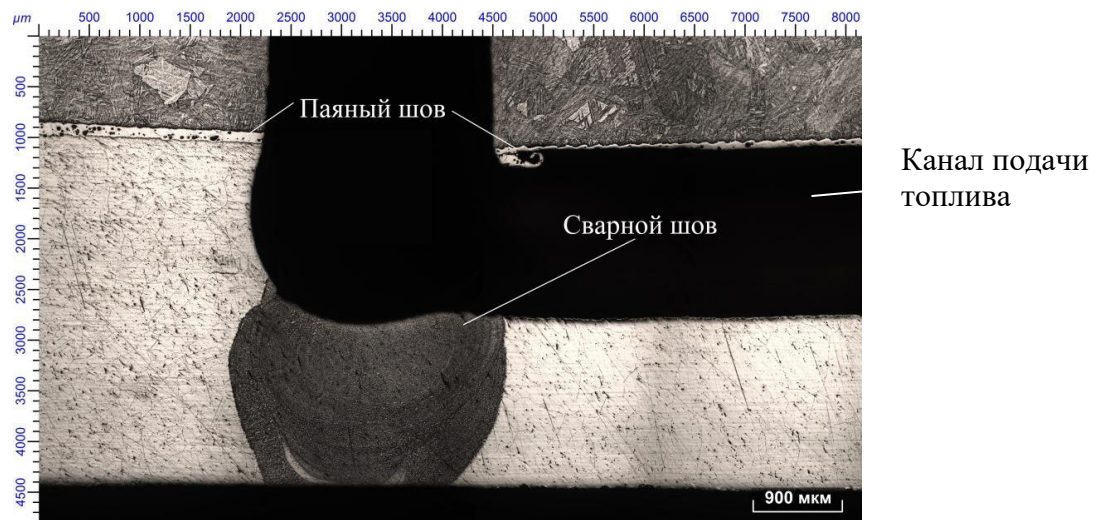


Рисунок 3.6 – Сварной шов паяных оболочек из стали 12X18H10T-ВД

Как видно на рисунке 3.6 ширина сварного шва превышает ширину щелевого соединения (2,4 мм) и составляет до 3,5 мм.

В случае увеличения ширины сварного шва при сварке электронным лучом микроструктура характеризуется направленным крупнокристаллическим строением и наличием небольшого количества элементов припоя.

Наличие элементов припоя в металле сварного шва, по нашему мнению, связано с температурным воздействием электронного луча на паяное соединение. В случае оплавления паяного шва электронным лучом при сварке наблюдается расплавление элементов припоя и их проникновение в сварной шов.

3.3 Исследование влияния параметров ЭЛС на образование дефектов, геометрические параметры, химический состав, структуру и свойства сварных соединений стали 12X18H10T-ВД

В ходе выполнения работы были проведены экспериментальные исследования по определению влияния режимов сварки и наличия элементов припоя на образование трещин при сварке паянных оболочек.

Перед выполнением эксперимента был проведен спектральный анализ на содержание химических элементов в сварном шве с трещинами после рентгенографического контроля и сопоставлен с припоем и основным материалом стали 12X18H10T-ВД (таблица 3.3).

Таблица 3.3 – Химический состав элементов, масс. %

Материал	Ni	Cr	Fe	Mn	Co
12X18H10T-ВД	9,0-11,0	17,0-19,0	основа	$\leq 2,0$	–
Припой	основа	19,0	отсутствует	35,0	10,0
Сварной шов	36,0-37,0	15,0-17,0	30,0-31,0	12,0-14,0	1,0

Как видно из таблицы 3.3 содержание никеля и марганца в сварном шве значительно превышает их количество в стали 12X18H10T, что повышает склонность к формированию участков закалочных структур, повышению хрупкости в этих участках и высокой вероятности появления трещин.

На образце-кольце (рисунок 3.5, б) реализованы режимы сварки, приведенные в таблице 3.1 и выполнен рентгенографический контроль на наличие дефектов в сварных швах. Трещины, поры и подрезы отсутствуют. Выявлена одна пора диаметром 1 мм на режиме № 52 (таблица 3.1).

Режимы сварки и параметры сварного шва, полученные на образце-кольце (рисунок 3.5) при различных значениях тока луча и фокусировки, представлены в таблице 3.4.

Таблица 3.4 – Режимы сварки и геометрические параметры сварного шва при ЭЛС стали 12X18H10T-ВД

№ режима	Скорость перемещения луча, мм/с	Ток сварки, мА	Ток фокусировки, мА	Параметры сварного шва, мм	
				Ширина верхней обл. св. шва	Глубина провара
1	11	12	744	2,6	0,8
2			747	2,5	0,9
3			749	2,45	1,0
4			752	2,5	1,05
5			754	2,55	1,3
6			757	2,2	1,6
7			759	1,9	1,9

№ режима	Скорость перемещения луча, мм/с	Ток сварки, мА	Ток фокусировки, мА	Параметры сварного шва, мм	
				Ширина верхней обл. св. шва	Глубина провара
8	11	12	763	2,5	1,9
9		14	744	3,0	1,0
10			747	2,8	1,1
11			749	2,8	1,2
12			752	2,75	1,3
13			754	2,45	1,4
14			757	2,55	1,8
15			759	2,5	1,9
16			763	2,2	2,0
17		16	744	3,2	1,0
18			747	3,0	1,2
19			749	3,0	1,5
20			752	3,0	1,5
21			754	2,85	1,7
22			757	2,7	2,1
23			759	2,3	2,35
24			763	2,8	2,0
25		18	744	3,4	1,2
26			747	3,2	1,3
27			749	3,15	1,45
28			752	3,1	1,7
29			754	2,7	1,9
30			757	2,9	2,2
31			759	2,85	2,3
32			763	3,0	2,4
33	6	12	744	3,2	1,15
34			747	3,1	1,2
35			749	3,2	1,2
36			752	3,3	1,5
37			754	3,05	1,75
38			757	3,3	2,0
39			759	2,9	2,1
40			763	3,6	2,1
41		14	744	3,4	1,4
42			747	3,4	1,45
43			749	3,65	1,4
44			752	3,5	1,8
45			754	3,5	2,0
46			757	3,5	2,35
47			759	3,8	2,45

№ режима	Скорость перемещения луча, мм/с	Ток сварки, мА	Ток фокусировки, мА	Параметры сварного шва, мм	
				Ширина верхней обл. св. шва	Глубина провара
48	6	14	763	4,0	2,4
49		16	744	3,9	1,5
50			747	4,1	1,4
51			749	4,0	1,65
52			752	3,9	2,0
53			754	3,85	2,5
54			757	3,9	2,9
55			759	3,8	2,8
56			763	4,3	2,9
57		18	744	4,2	1,7
58			747	4,15	1,7
59			749	4,3	1,7
60			752	4,2	2,0
61			754	4,1	3,0
62			757	4,4	3,0
63			759	4,55	3,1
64			763	5,0	3,1

Подбор рационального режима электронно-лучевой сварки на образце-кольце проводился исходя из условия получения качественного сварного шва с минимальной шириной ванны и глубиной провара не менее 2 мм, для гарантированного провара сварных кромок.

Для анализа закономерностей влияния режимов ЭЛС на геометрические размеры сварного шва по данным таблицы 3.3 построены диаграммы при скорости перемещения луча 6 мм/с и 11 мм/с (рисунки 3.7-3.12).

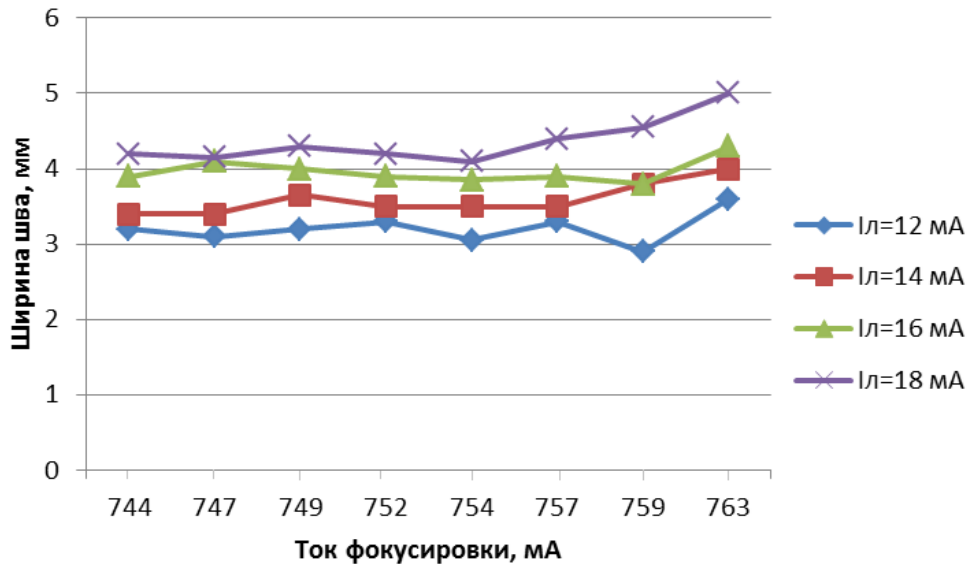


Рисунок 3.7 – Зависимость ширины сварного шва от тока фокусировки при скорости перемещения луча 6 мм/с

На рисунке 3.7 видно, что ширина сварного шва составляет 2,9-5,0 мм и при увеличении тока фокусировки более 757 мА имеет тенденцию к увеличению при всех токах луча. Ввиду того, что соединение имеет «щелевой» вид (см. рисунок 3.2, а) с шириной 2,4 мм, ни один из режимов при скорости перемещения луча 6 мм/с нецелесообразен.

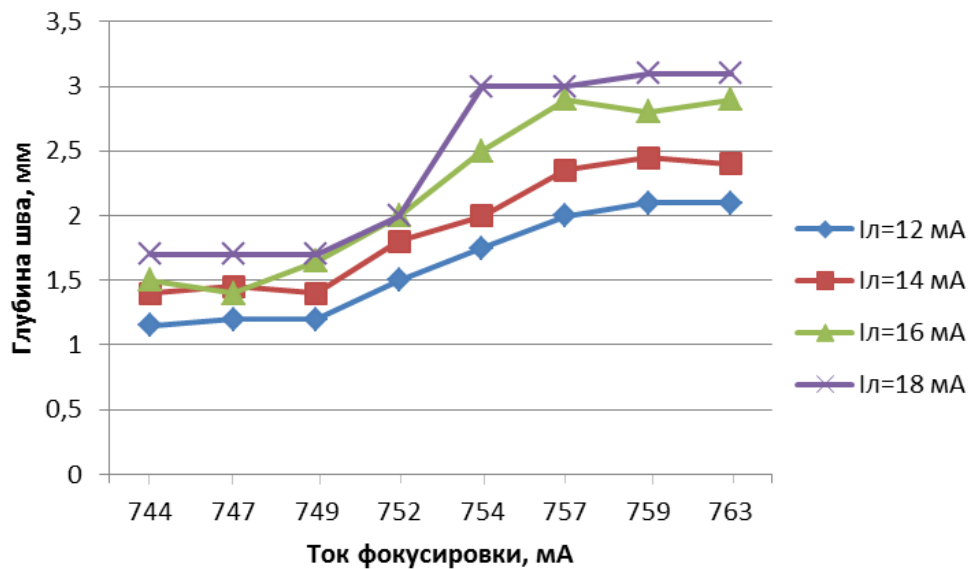


Рисунок 3.8 – Зависимость глубины сварного шва от тока фокусировки при скорости перемещения луча 6 мм/с

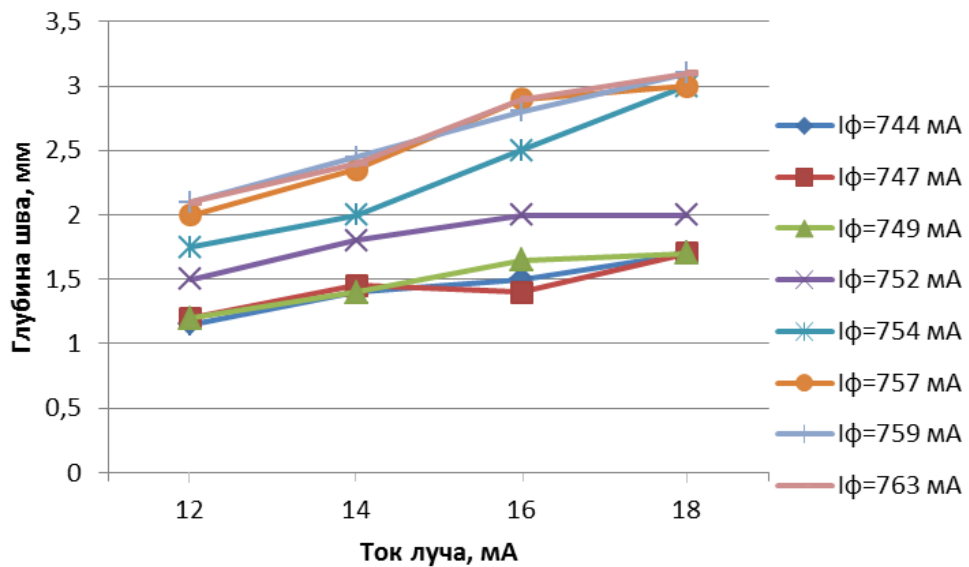


Рисунок 3.9 – Зависимость глубины сварного шва от тока луча при скорости перемещения луча 6 мм/с

Из рисунков 3.8-3.9 видно, что глубина провара возрастает с увеличением тока сварки и тока фокусировки. Необходимая глубина достигается на всех токах луча при токе фокусировки более 757 мА.

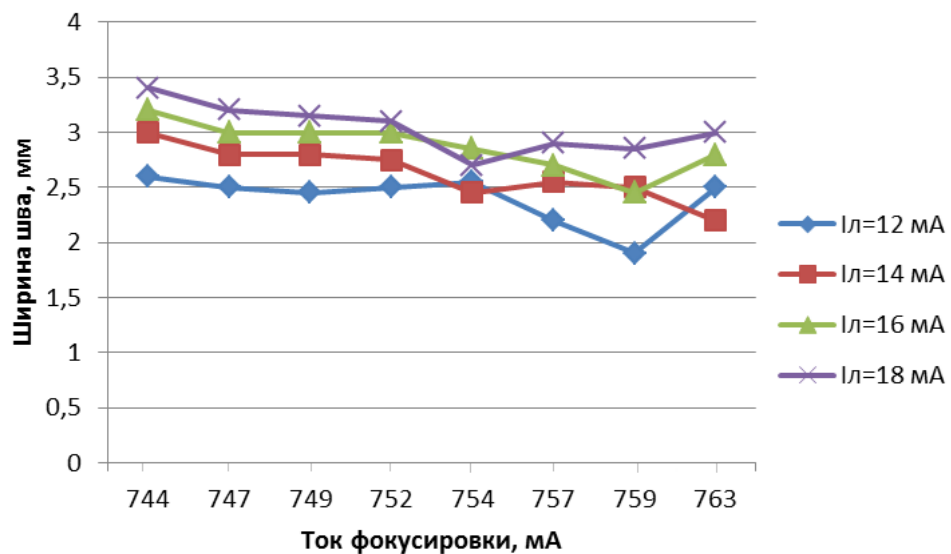


Рисунок 3.10 – Зависимость ширины сварного шва от тока фокусировки при скорости перемещения луча 11 мм/с

На рисунке 3.10 видно, что ширина сварного шва уменьшается с увеличением тока фокусировки и составляет 1,9-4,2 мм. Ввиду того, что соединение имеет «щелевой» вид (см. рисунок 3.2, а) с шириной 2,4 мм, наиболее рациональные режимы ЭЛС соответствуют току сварки 16 мА и току фокусировки 759 мА.

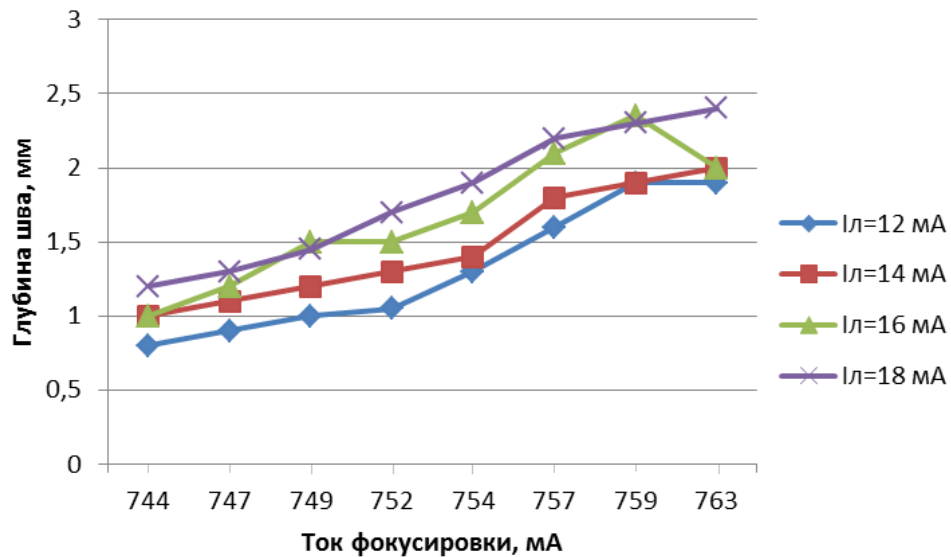


Рисунок 3.11 – Зависимость глубины сварного шва от тока фокусировки при скорости перемещения луча 11 мм/с

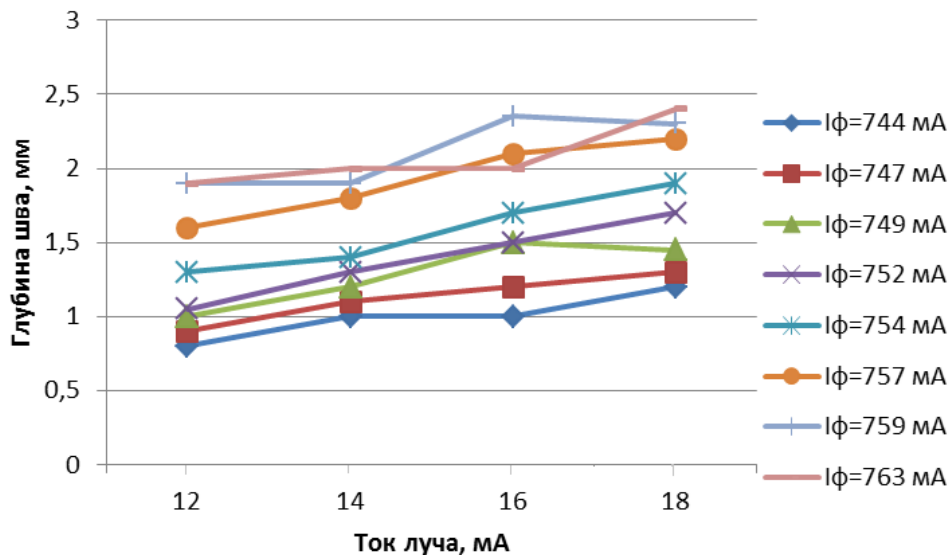


Рисунок 3.12 – Зависимость глубины сварного шва от тока луча при скорости перемещения луча 11 мм/с

На диаграммах рисунков 3.11 и 3.12 видно, что глубина провара сварного шва возрастает с увеличением тока сварки и тока фокусировки. Необходимую нам глубину провара получили на токах луча более 16 мА и токах фокусировки более 757 мА.

Как видно из таблицы 3.4 и диаграмм при токе фокусировки 744 мА наблюдается максимальная ширина ванны и минимальная глубина провара. С увеличением тока фокусировки ширина ванны уменьшается, а глубина возрастает. При скорости перемещения луча 6 мм/с на режимах сварки № 33-

64 не обеспечивается требуемой ширины сварного шва. При скорости перемещения луча 6 мм/с и токе луча 12 мА минимальная ширина сварного шва составила 2,9 мм. При сварке паяных оболочек с шириной щелевого соединения 2,4 мм (рисунок 3.2, а) это приведет к нагреву паяного шва, попаданию элементов припоя в сварной шов и повышению вероятности появления трещин при получении неразъемного соединения.

При скорости перемещения луча 11 мм/с тепловложение минимально, на всех режимах сварки ширина шва значительно меньше. Наиболее рациональные параметры сварного шва получены при токе луча 16 мА и токе фокусировки 759 мА (режим № 23, таблица 3.4).

На данном режиме выполнена ЭЛС двух листовых образцов толщиной 1,5 мм на технологической подкладке с целью определения химического состава сварного шва и наличия дефектов (рисунок 3.13).

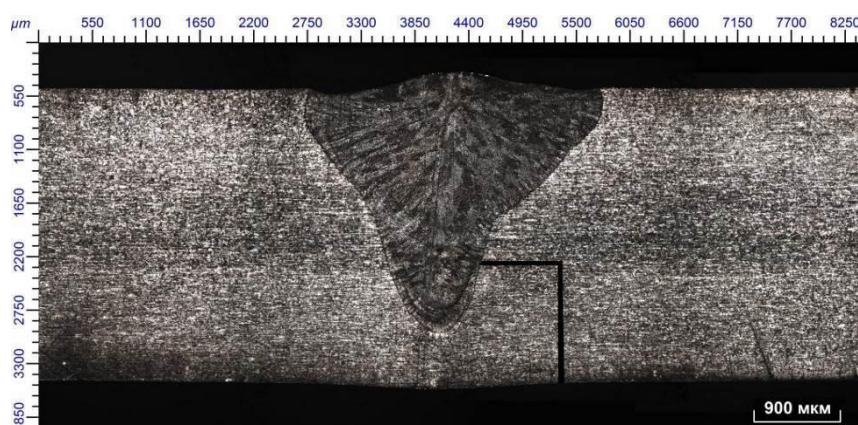
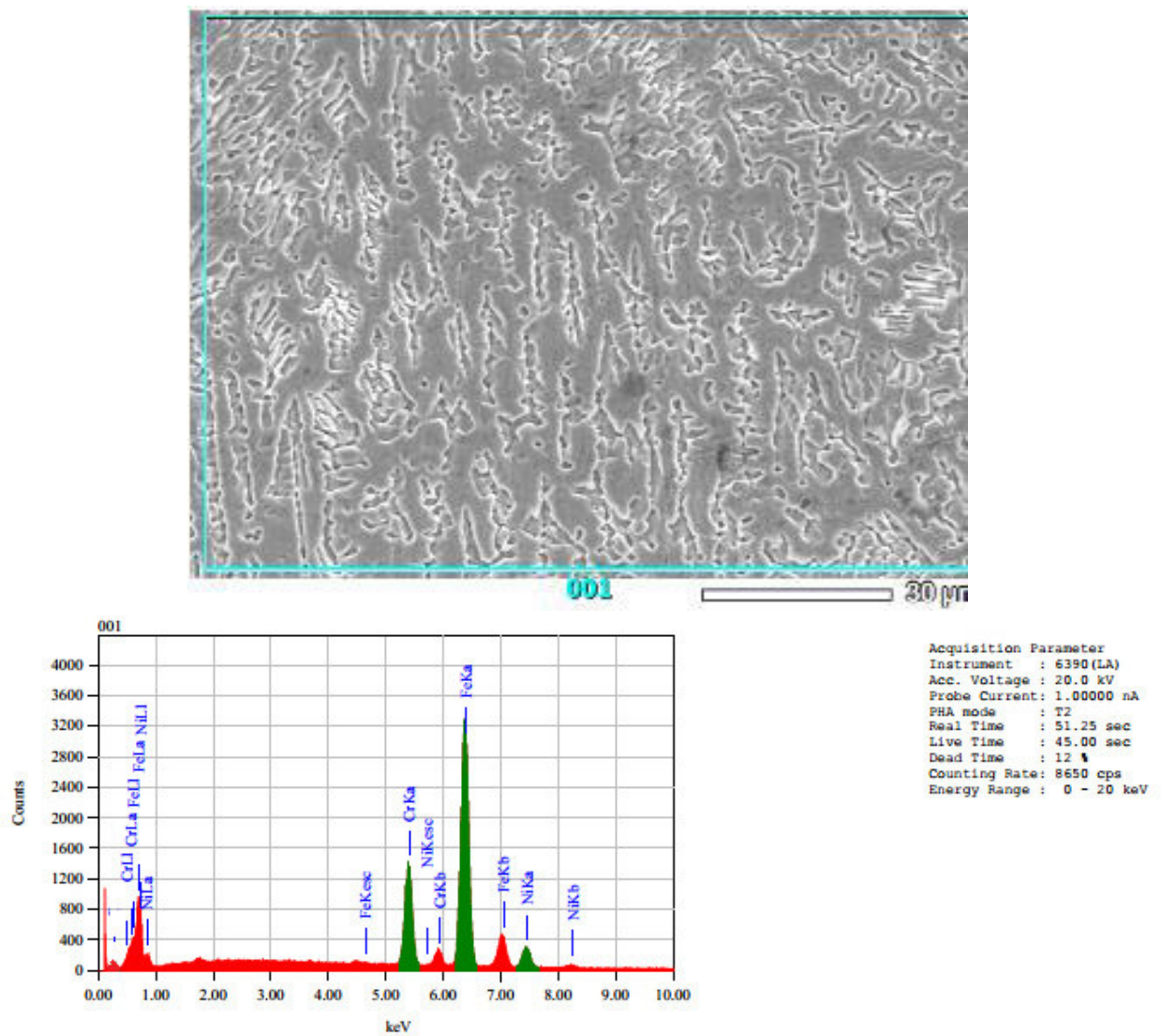


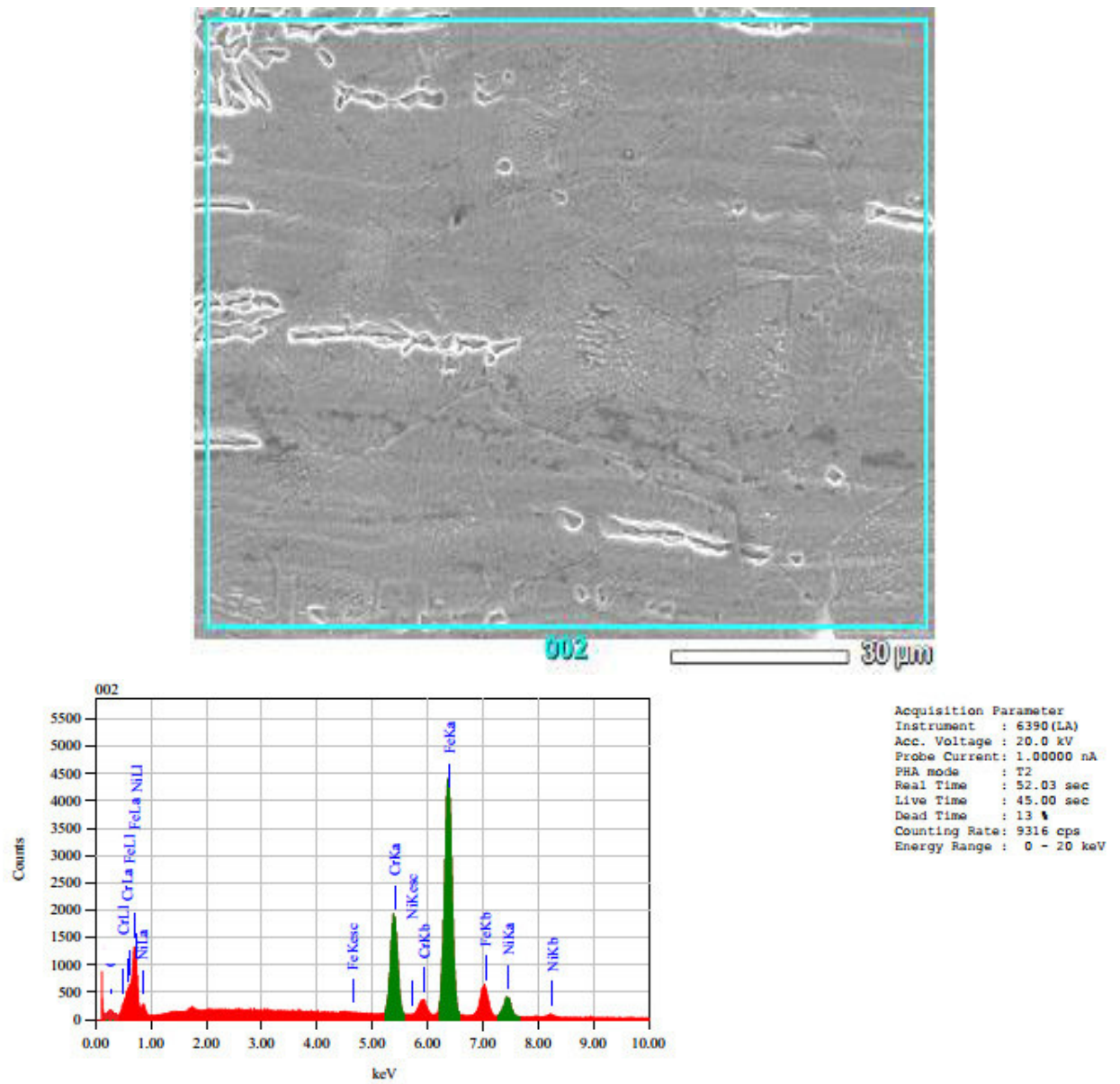
Рисунок 3.13 – Макроструктура сварного шва при режиме ЭЛС № 23 (таблица 3.4) без паяного соединения

Был выполнен химический анализ сварного шва на растровом электронном микроскопе (РЭМ) (рисунок 3.14), ЗТВ (рисунок 3.15) и основного материала (рисунок 3.16).



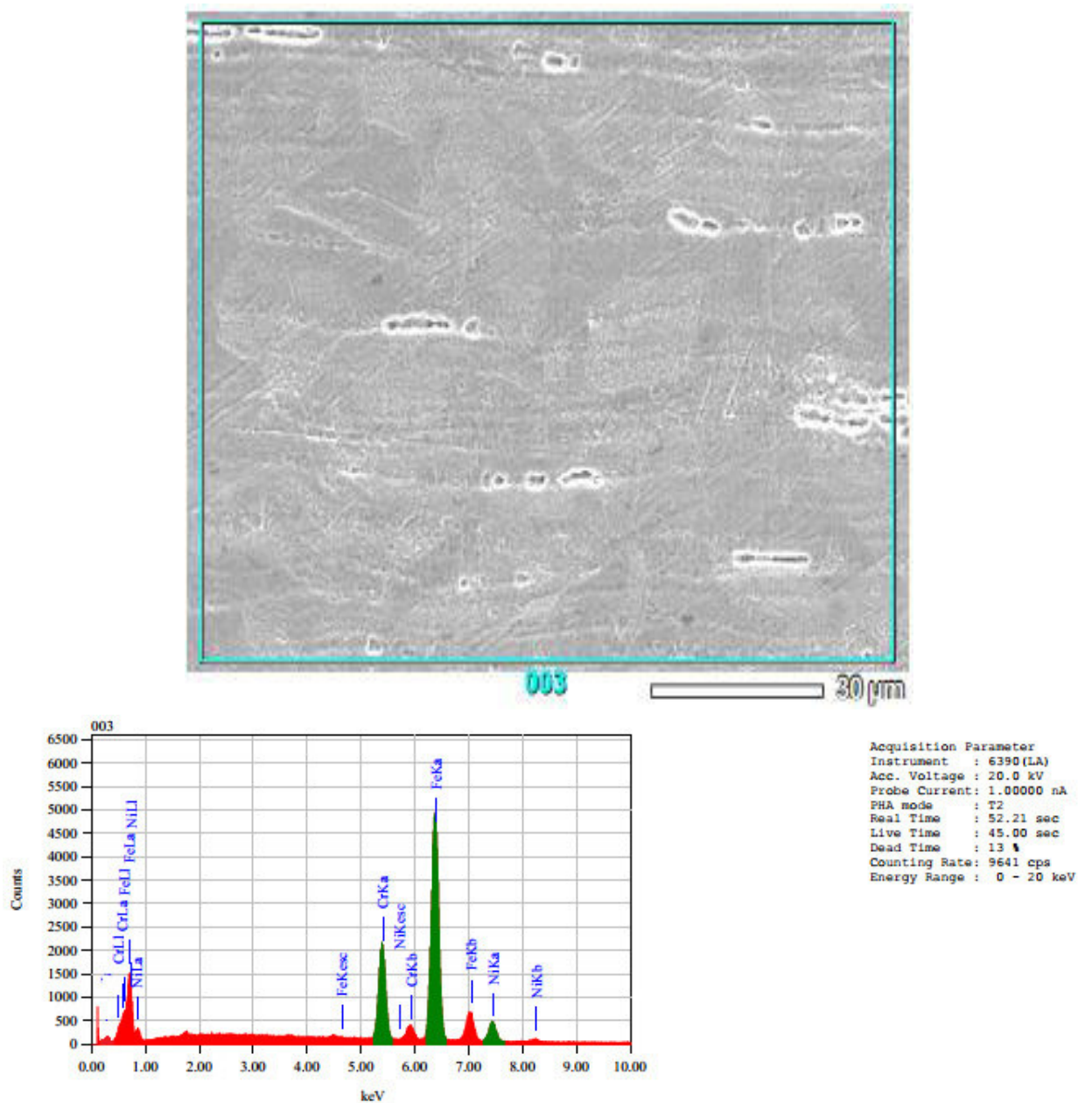
Химический состав, %					
	Cr	Fe	Ni	Mn	Total
по массе	19,69	71,89	8,42	-	100,00
атомный	19,67	70,10	10,23	-	100,00
ГОСТ 5632	17-19	67,08-71	9-11	≤ 2,0	

Рисунок 3.14 – Электронная микроскопия шлифа поперечного сечения поверхности сварного шва материала 12X18H10T-ВД



Химический состав, %					
	Cr	Fe	Ni	Mn	Total
по массе	19,80	71,88	8,32	-	100,00
атомный	19,68	69,80	10,52	-	100,00
ГОСТ 5632	17-19	67,08-71	9-11	$\leq 2,0$	

Рисунок 3.15 – Электронная микроскопия шлифа поперечного сечения поверхности ЗТВ сварного шва материала 12X18H10T-ВД



Химический состав, %					
	Cr	Fe	Ni	Mn	Total
по массе	19,45	71,90	8,65	-	100,00
атомный	19,74	70,97	9,29	-	100,00
ГОСТ 5632	17-19	67,08-71	9-11	≤ 2,0	

Рисунок 3.16 – Электронная микроскопия шлифа поверхности материала 12X18H10T-ВД

По результату электронной микроскопии образцов основного материала ЗТВ и сварного шва стали 12Х18Н10Т-ВД химический состав основных элементов (хром, никель и железо) количественно одинаков и не выходит за рамки марочного, что говорит о высоком качестве полученного неразъемного соединения.

На режиме № 23 сварен натурный узел и выполнено металлографическое исследование 16 образцов. По результатам МГИ дефектов не выявлено.

Средние значения величины зерна по шкале № 3 [130] при скорости перемещения луча 11 мм/с, токе луча 16 мА и токе фокусировки 759 мА приведены в таблице 3.5. На рисунке 3.17 представлена микроструктура сварного соединения, полученного при сварке образцов-пластин, на рисунке 3.18 – микроструктура сварного шва натурального узла.

Таблица 3.5 – Величина зерна в сварном соединении стали 12Х18Н10Т-ВД после ЭЛС

Деталь	Сварной шов, мкм	ЗТВ, мкм	Основной материал, мкм
образец / натурный узел	до 300	до 45	9-10



Рисунок 3.17 – Зеренная структура сварного соединения после ЭЛС при режиме № 23 (таблица 3.2)



Рисунок 3.18 – Зеренная структура шва после ЭЛС натурального узла при режиме № 23 (таблица 3.2)

Сварной шов имеет структуру литого сплава. Непровары, поры, трещины и другие дефекты сварки отсутствуют. ЗТВ по структуре не отличается от основного материала. Структура основного материала представлена твёрдым раствором аустенита и карбидами, величина зерна соответствует № 9-10 шкалы № 3 [130].

Макроструктура сварного соединения полученного на натурном узле с наличием паяного шва представлена на рисунке 3.19.

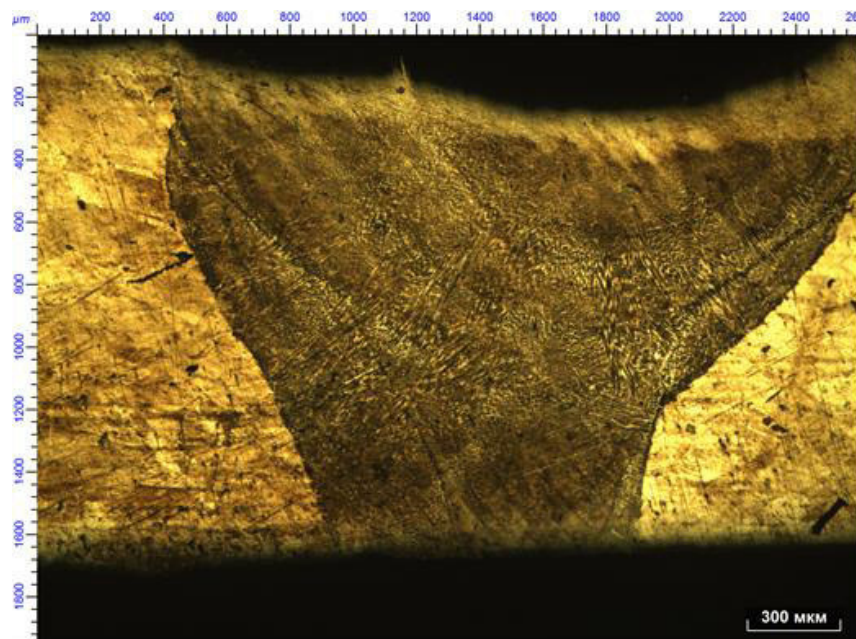
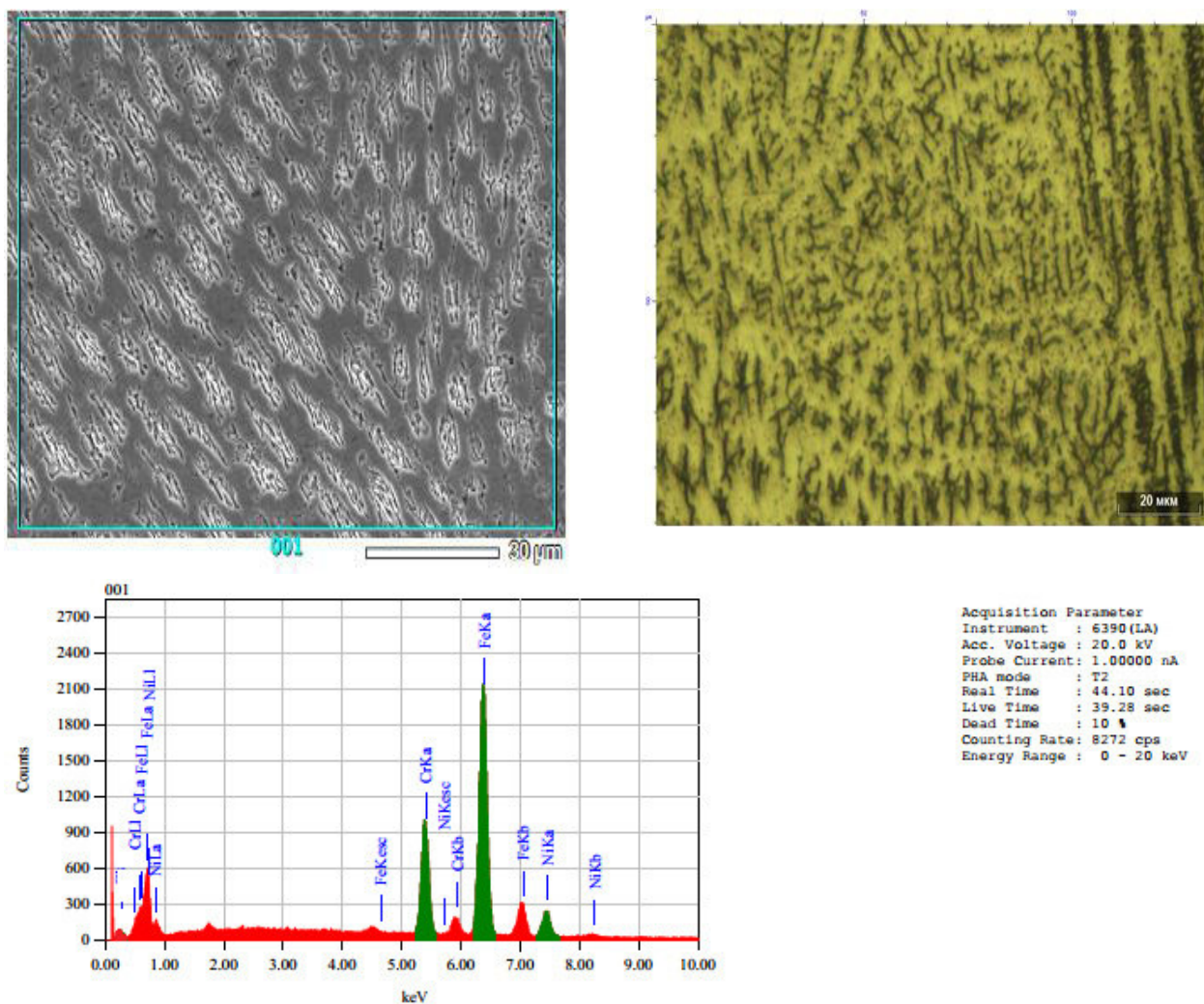


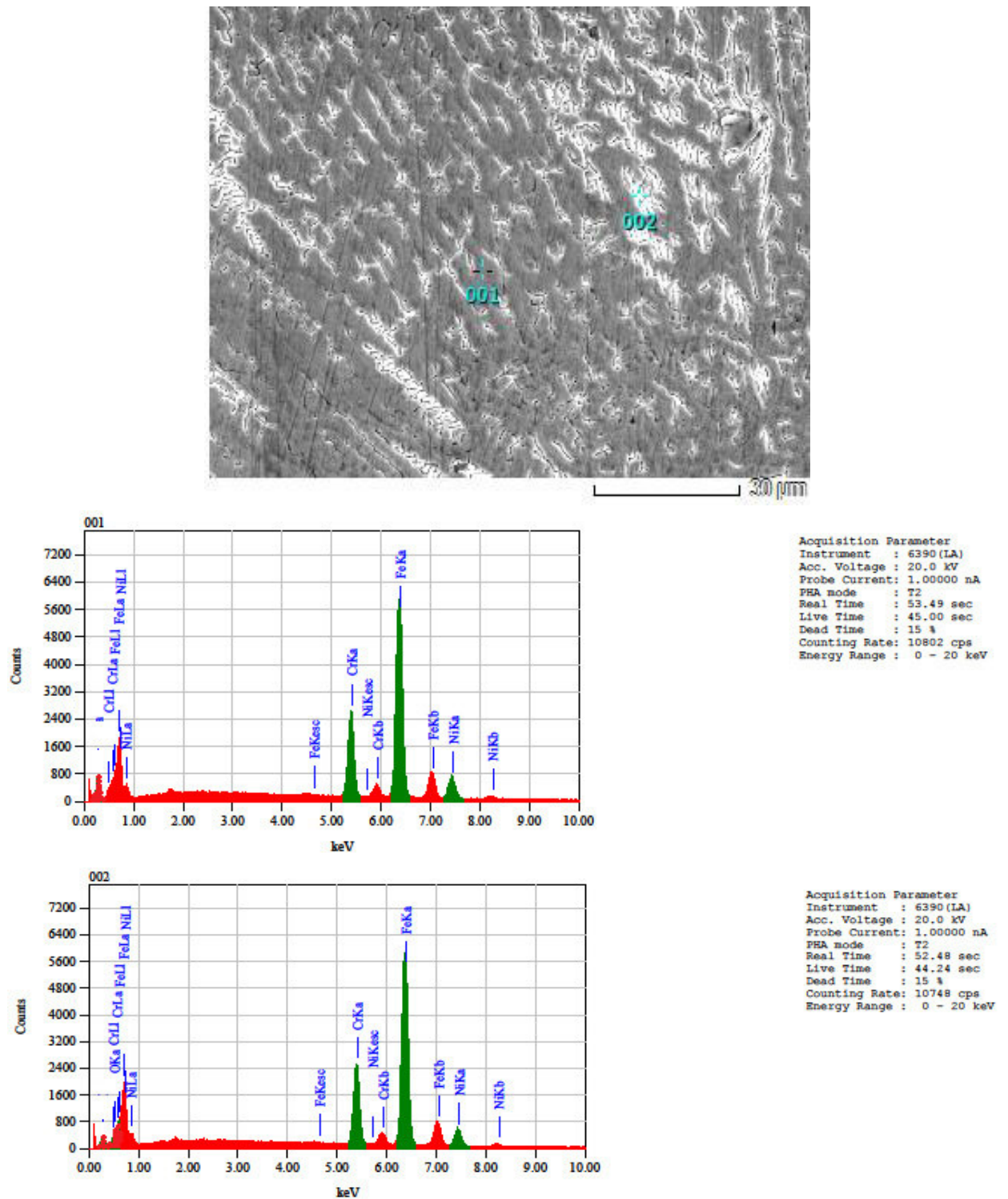
Рисунок 3.19 – Микроструктура сварного соединения стали 12X18H10T-ВД при наличии паяного шва

Был выполнен химический анализ сварного шва (рисунки 3.20-3.21), ЗТВ (рисунки 3.22-3.23) и основного материала (рисунок 3.24) соединения, полученного ЭЛС при наличии паяного шва.



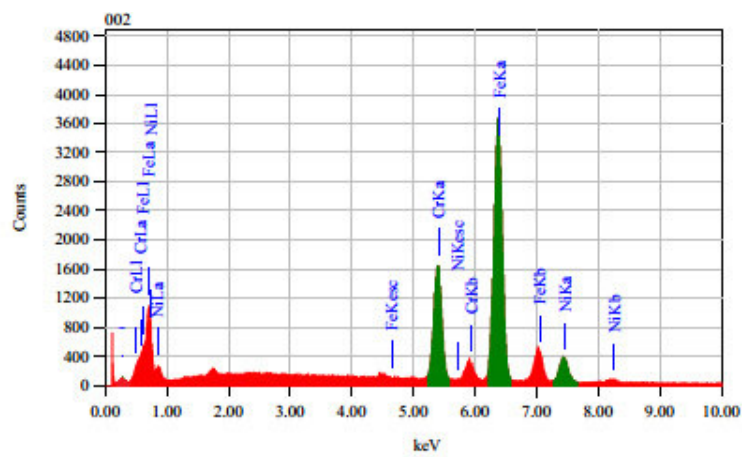
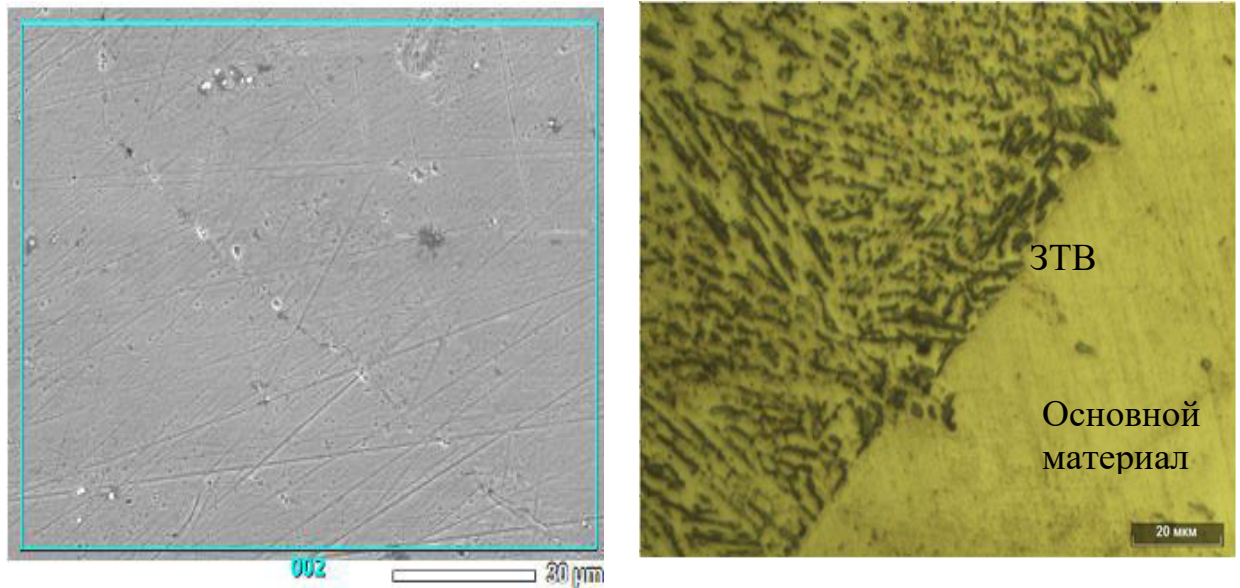
Химический состав, %					
	Cr	Fe	Ni	Mn	Total
по массе	19,01	70,74	11,25	-	100,00
атомный	19,97	70,27	9,76	-	100,00
ГОСТ 5632	17-19	67,08-71	9-11	≤ 2,0	

Рисунок 3.20 – Электронная микроскопия шлифа поперечного сечения поверхности сварного шва паяных оболочек из материала 12X18Н10Т-ВД



Номер маркера	Химический состав, %					
		Cr	Fe	Ni	Mn	Total
001	по массе	19,71	69,46	10,83	-	100,00
	атомный	19,10	70,45	10,45	-	100,00
002	по массе	19,64	69,10	11,26	-	100,00
	атомный	19,40	70,09	10,51	-	100,00
ГОСТ 5632		17-19	67,08-71	9-11	≤ 2,0	

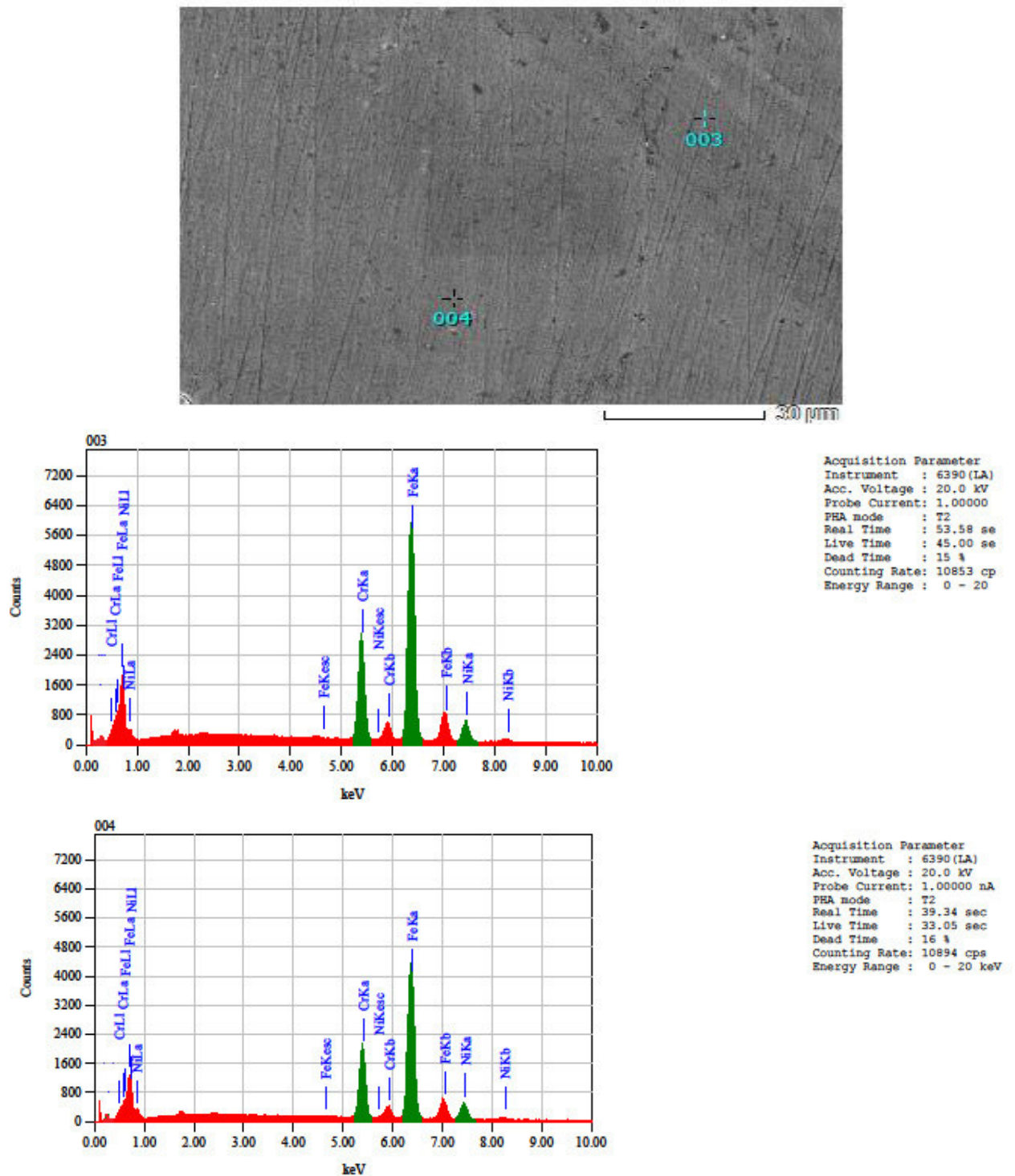
Рисунок 3.21 – Электронная микроскопия шлифа поперечного сечения сварного шва паяных оболочек материала 12X18Н10Т-ВД по точкам



Acquisition Parameter
 Instrument : 6390(LA)
 Acc. Voltage : 20.0 kV
 Probe Current: 1.00000 nA
 PHA mode : T2
 Real Time : 43.37 sec
 Live Time : 37.63 sec
 Dead Time : 12 %
 Counting Rate: 9313 cps
 Energy Range : 0 - 20 keV

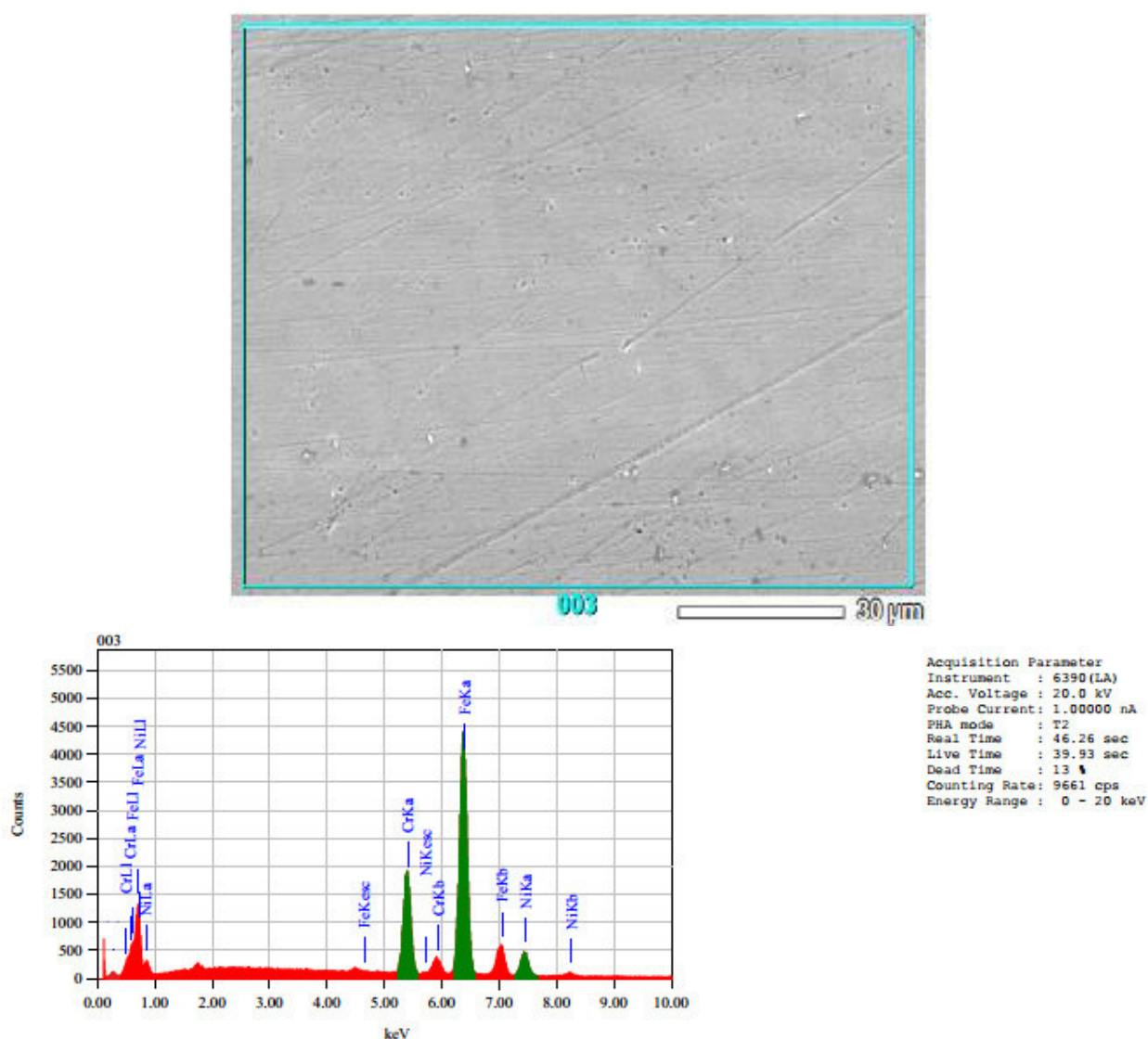
Химический состав, %					
	Cr	Fe	Ni	Mn	Total
по массе	19,02	70,81	11,17	-	100,00
атомный	19,33	70,98	10,69	-	100,00
ГОСТ 5632	17-19	67,08-71	9-11	≤ 2,0	

Рисунок 3.22 – Электронная микроскопия шлифа поперечного сечения поверхности ЗТВ сварного шва паяных оболочек из материала 12X18Н10Т-ВД



Номер маркера	Химический состав, %					
		Cr	Fe	Ni	Mn	Total
003	по массе	19,69	70,71	9,60	-	100,00
	атомный	19,53	71,05	9,42	-	100,00
004	по массе	19,61	70,91	9,48	-	100,00
	атомный	20,45	70,39	9,16	-	100,00
ГОСТ 5632		17-19	67,08-71	9-11	≤ 2,0	

Рисунок 3.23 – Электронная микроскопия шлифа поперечного сечения ЗТВ сварного шва паяных оболочек материала 12X18Н10Т-ВД по точкам



Химический состав, %					
	Cr	Fe	Ni	Mn	Total
по массе	19,36	70,01	9,50	-	100,00
атомный	19,81	69,55	10,64	-	100,00
ГОСТ 5632	17-19	67,08-71	9-11	≤ 2,0	

Рисунок 3.24 – Электронная микроскопия шлифа поверхности
основного материала 12X18Н10Т-ВД

Из результатов микрорентгеноспектрального анализа следует, что содержание железа, хрома и никеля количественно близки в разных областях сварного соединения, ЗТВ и сопоставимы с основным материалом, что говорит о высоком качестве сварного шва.

Для подтверждения содержания элементов, выявленных на РЭМ, была определена концентрация (в массовых %) химических элементов сварного

шва из стали 12X18H10T-ВД на спектрометре и затем сопоставлена с [126] на основной материал. Результаты представлены в таблице 3.6.

Таблица 3.6 – Содержание элементов в сварном шве стали 12X18H10T-ВД, масс. %

Метод замера / химический элемент	C	Cr	Ni	Ti	Mn	Fe
Оптико-эмиссионный спектрометр	0,039	17,4	10,1	0,30	0,86	71,3
РЭМ	-	19,01	11,25	-	-	70,74
[126]	≤ 0,12	17-19	9-11	≤ 0,8	≤ 2,0	67,08-71

Из таблицы 3.6 видно, что содержание хрома, никеля, марганца и железа количественно одинаково с основным металлом, что подтверждает исключение попадания элементов припоя в сварной шов. Отсутствие в представленных результатах данных по количеству углерода, титана и марганца обусловлено высокой локальностью определения химического состава на РЭМ и неравномерным распределением этих элементов в структуре.

Микроструктура основного материала представляет собой аустенитные зерна, характерный размер которых не превышает 10 мкм. Структура сварного шва дендритная, вблизи ЗТВ дендриты ориентированы нормально к ней. Ориентированные дендриты в длину достигают до 300 мкм, неупорядоченные дендриты имеют меньшую длину, но у них лучше развита морфология границ. В ЗТВ произошел рост зерна до 45 мкм (рисунок 3.17).

Был проведен замер микротвердости HV_{0,05} на основном материале, в литой зоне сварного шва и ЗТВ. Результаты замеров микротвердости приведены в таблице 3.7.

Таблица 3.7 – Микротвердость HV_{0,05} в сварном соединении стали 12X18H10T-ВД

№ режима	Сварной шов		ЗТВ		Основной материал	
	интервал значений	среднее значение	интервал значений	среднее значение	интервал значений	среднее значение
23	134-167	150,5	143-184	163,5	139-168	153,5

Из представленных данных следует, что величина микротвердости в зоне термического влияния больше, чем в сварном шве, что связано с нагревом металла до 1100 °С от воздействия электронного луча и быстрым

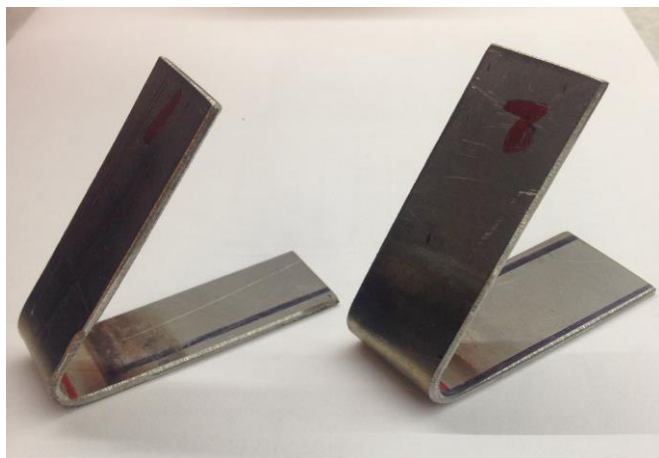
охлаждением. Однако превышение находится в допустимых пределах и не приводит к охрупчиванию ЗТВ.

Проведены механические испытания 16 образцов с определением временного сопротивления сварного соединения и оценкой его соответствия требованиям [147]. Разрыв произошел по основному материалу (рисунок 3.25) на расстоянии 26 мм от края сварного шва вне ЗТВ, при напряжении 580 МПа (по ТУ не менее 530 МПа, см. таблица 2.2).

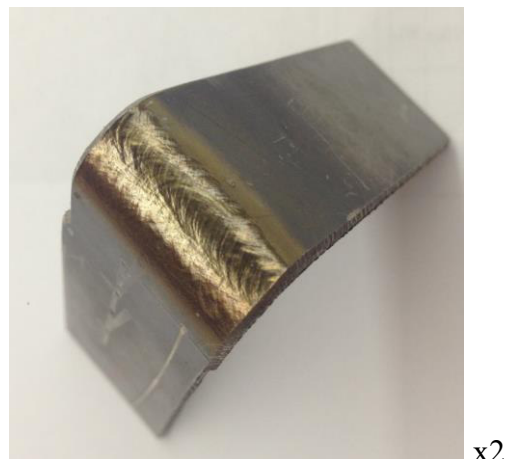


Рисунок 3.25 – Образец после испытания на временное сопротивление

При испытании на изгиб согласно требованиям [142] образцы подвергнуты загибу до 130° (рисунок 3.26, а). На сварном шве трещин не обнаружено (рисунок 3.26, б), по нормативным документам допускается их наличие с длиной до 4 мм.



а) угол изгиба



б) сварной шов

Рисунок 3.26 – Образцы стали 12Х18Н10Т-ВД после испытания на изгиб

Результаты исследований показывают, что необходимые геометрические параметры сварного шва паяных оболочек из стали 12Х18Н10Т-ВД получены при скорости перемещения луча 11 мм/с, токе луча 16 мА и токе фокусировки 759 мА (рисунок 3.27).

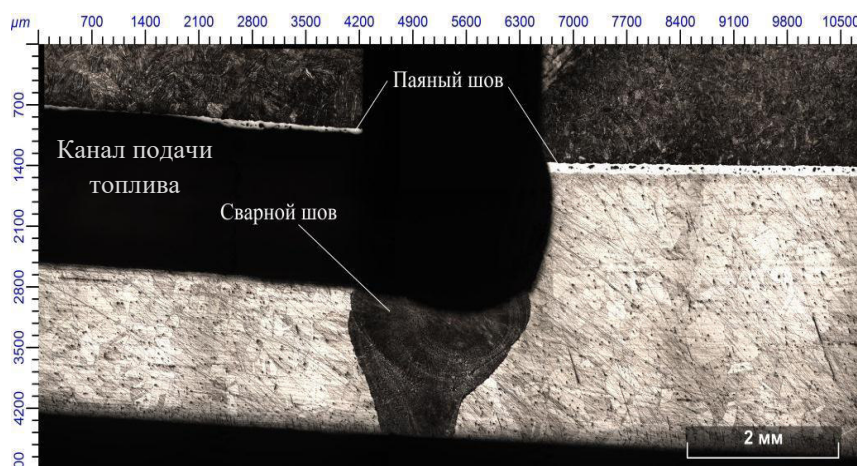


Рисунок 3.27 – Сварной шов паяных оболочек из стали 12X18H10T-ВД при рациональном режиме ЭЛС

Как видно на рисунке 3.27 ширина сварного шва составила 2,3 мм. Дефектов не выявлено. Параметры сварного шва на рациональном режиме сварки представлены в таблице 3.8.

Таблица 3.8 – Рациональные параметры ЭЛС тонкостенных паяных оболочек с габаритными размерами сварного шва из стали 12X18H10T-ВД

Скорость перемещения луча, мм/с	Ток луча, мА	Ток фокусировки, мА	Параметры сварного шва, мм	
			Ширина верхней обл. св. шва	Глубина провара
11	16	759	2,3	2,35

Данные параметры сварки обеспечивают необходимую глубину проплавления для полного провара и минимальную ширину ванны для исключения попадания элементов припоя в сварной шов. Благодаря увеличению скорости сварки уменьшается тепловложение, что снижает деформацию деталей в районе сварного шва.

3.4 Выводы по главе 3

На основании полученных результатов исследования дефектности, состава, геометрических параметров, структуры и свойств сварных швов паяных оболочек из стали 12X18H10T-ВД установлено следующее.

1. Основной причиной образования трещин при ЭЛС кольцевых швов паяных оболочек из материала 12X18H10T-ВД является попадание элементов химического состава припоя в металл шва при оплавлении паяных

ребер под воздействием тепла от электронного луча (некорректно выбранный режим сварки).

2. Обогащение элементами припоя границ зерен стали в сварном соединении приводит к их охрупчиванию, а затем зарождению и развитию трещин.

3. На основе результатов материаловедческого исследования показано, что сварной шов паяных оболочек из материала 12X18H10T-ВД имеет дендритную структуру (размер зерна не более 300 мкм), однородность химического состава и микротвердости по сравнению с основным материалом, минимальную ширину 2,3 мм с глубиной провара более 2,3 мм, высокую стойкость против образования трещин при режиме ЭЛС с током луча 16 мА, током фокусировки 759 мА и скоростью перемещения луча 11 мм/с.

ГЛАВА 4 ИССЛЕДОВАНИЕ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ КОРРОЗИОННОСТОЙКОЙ ЖАРОПРОЧНОЙ СТАЛИ МАРТЕНСИТНОГО КЛАССА 06X15H6MBФБ-Ш

В настоящей главе исследованы причины образования пор при различных режимах ЭЛС коррозионностойкой жаропрочной стали 06X15H6MBФБ-Ш (ВНС-16) толщиной 9 мм средней части камеры сгорания ракетного двигателя.

4.1 Проведение оценки свариваемости стали 06X15H6MBФБ-Ш

Сталь 06X15H6MBФБ-Ш считается хорошо свариваемой аргонодуговой сваркой неплавящимся электродом без подачи присадочного материала, контактной (точечной и роликовой) и электронно-лучевой сваркой; не склонна к образованию горячих и холодных трещин и не требует подогрева до или после сварки. Сварные швы не склонны к охрупчиванию или разупрочнению при длительных нагревах на температуры до 500 °С включительно.

Однако, при получении неразъемных соединений тонкостенных деталей в условиях серийного производства методом электронно-лучевой сварки, нередко встречаются такие дефекты как поры в корневой части сварного шва (рисунок 4.1).

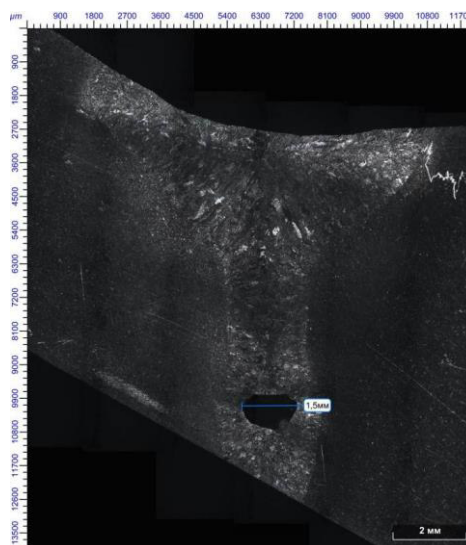


Рисунок 4.1 – Пора в нижней части сварного шва стали 06X15H6MBФБ-Ш

В результате проведенного литературного анализа [26, 28, 33] установлено, что сталь 06X15H6MBФБ-Ш обладает достаточной технологичностью и надежностью, и пригодна для использования при изготовлении камер сгорания ракетного двигателя с температурой эксплуатации до 500-550 °С. Однако для обеспечения стабильности получения бездефектного соединения требуется отработка режимов сварки, которая проводилась на натурном узле (рисунок 4.2), который был выполнен в виде кольца с толщиной сварных кромок 9 мм и толщиной технологического подкладного кольца 5 мм. При исследовании реализовано 17 режимов сварки.

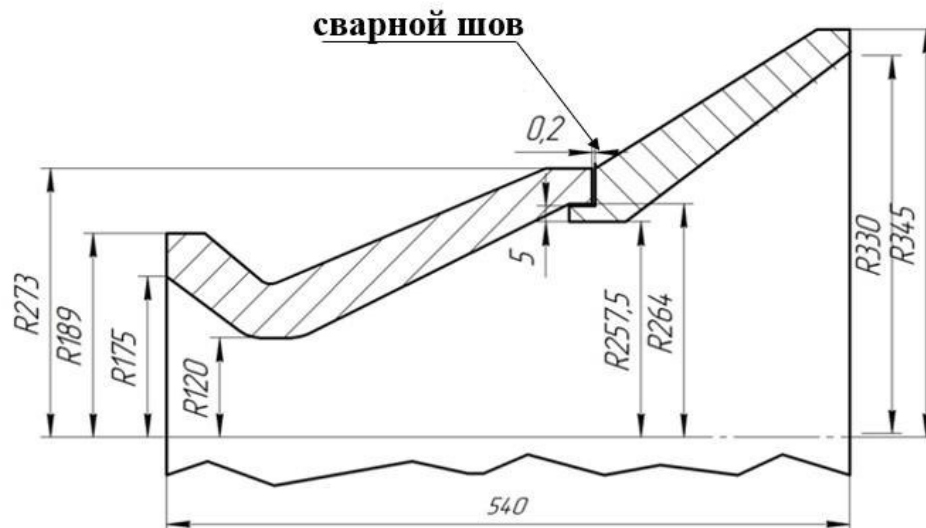


Рисунок 4.2 – Эскиз сварного соединения стали 06X15H6MBФБ-Ш

Материал свариваемого имитатора – сталь 06X15H6MBФБ-Ш соответствовал требованиям [127]. Перед выполнением сварки произведен отжиг при температуре 620 ± 15 °С в течении 2-2,5 часа; после сварки отпуск при температуре 580 ± 15 °С в течении 2-2,5 часа в вакууме. Электронно-лучевая сварка выполнялась на установке ЭЛУ-9Б, укомплектованной универсальным сварочным манипулятором и электронно-лучевой аппаратурой мощностью 15 кВт. Контроль фокусировки электронного пучка производили на поверхности образца по наибольшей яркости пучка при токе луча 1 мА. Рабочее расстояние от пушки до образца составило 200 мм.

4.2 Исследование характеристик сварных швов

При исследовании замерялись геометрические параметры шва, полученного при различных значениях тока луча и тока фокусировки. Значения геометрических параметров для каждого режима сварки приведены в таблице 4.1.

Таблица 4.1 – Режимы сварки и параметры сварных швов стали 06X15H6MBФБ-Ш

№ режима	Скорость перемещения луча, мм/с	Ток луча, мА	Ток фокусировки, мА	Ширина верхней обл. св. шва, мм	Глубина провара, мм
1	3	35	728	7,5	7,7
2		35	732	6,0	7,7
3		35	736	6,1	7,2
4		40	728	5,6	8,3
5		40	732	5,7	8,0
6		40	736	6,3	8,4
7		40	744	7,0	8,4
8		40	740	6,9	8,5
9		45	740	6,2	8,6
10		45	736	6,0	8,6
11		45	732	6,1	8,7
12		45	728	5,7	8,9
13		48	728	6,0	9,0
14		48	732	6,1	9,7
15		48	736	6,2	10,0
16		52	728	6,0	12,4
17		52	732	6,3	12,0

Скорость перемещения луча выбирали исходя из рекомендаций нормативно-технической документации для коррозионностойких жаропрочных сталей со свариваемыми кромками толщиной 9 мм и более. При скорости 3 мм/с обеспечивается необходимая глубина провара при минимальном параметре тока луча.

Из таблицы 4.1 видно, что с ростом тока фокусировки ширина сварного шва и глубина провара могут, как возрастать, так и уменьшаться. Величина провара сварного шва возрастает с увеличением тока луча, который определяет мощность электронного пучка [113].

На режимах № 1-8 получили глубину провара менее 9,0 мм, что обусловлено недостаточной величиной тока луча. На режимах № 16 и № 17 фиксируется прожог, что обусловлено завышенным током луча.

Для более наглядного анализа влияния режимов ЭЛС на геометрические размеры шва по данным таблицы 4.1 построены диаграммы (рисунки 4.3-4.5).

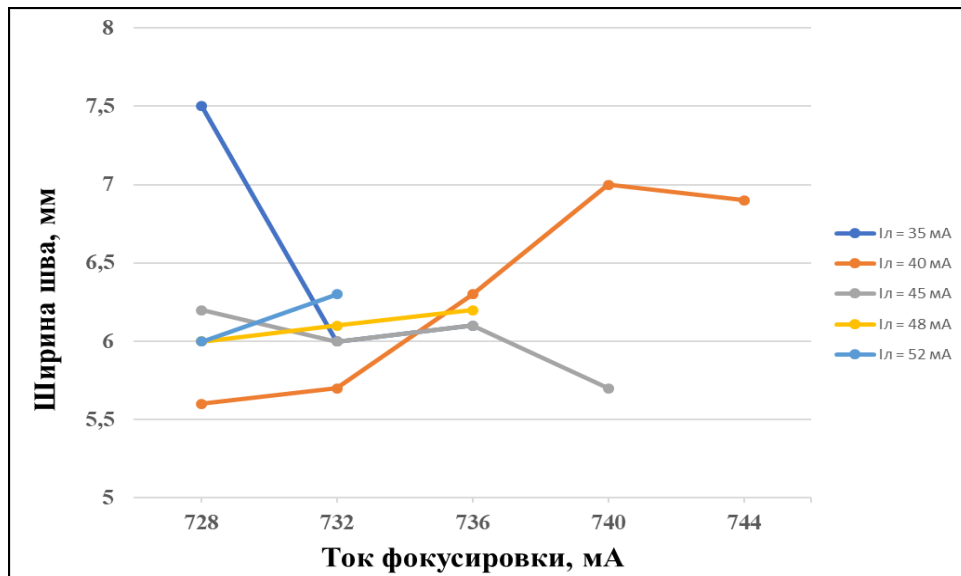


Рисунок 4.3 – Зависимость ширины ванны сварного шва от тока фокусировки при различных токах электронного луча

На рисунке 4.3 видим, что ширина сварного шва варьируется от 5,6 мм до 7,5 мм. Минимальная ширина сварного шва достигается при токе фокусирующей линзы 728 мА.

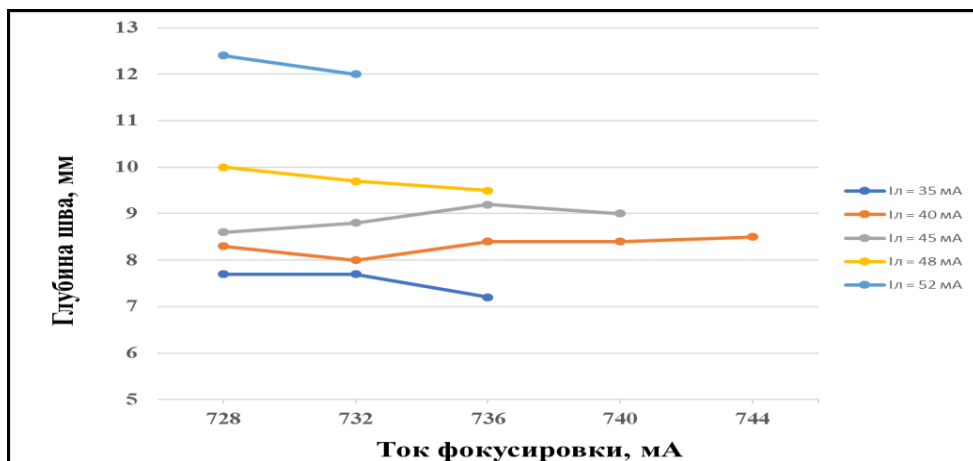


Рисунок 4.4 – Зависимость глубины сварного шва от тока фокусировки при различных токах электронного луча

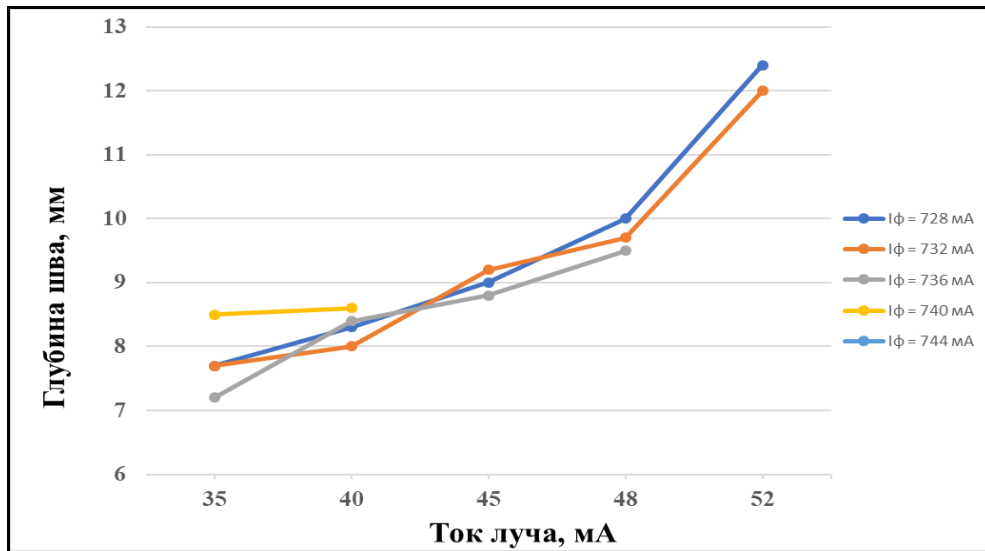


Рисунок 4.5 – Зависимость глубины сварного шва от тока луча при различных токах фокусировки

На рисунках 4.4 и 4.5 видно, что величина провара сварного шва возрастает с увеличением тока луча. Влияние тока фокусировки менее однозначно и может меняться при изменении тока луча. На необходимую нам глубину 9 мм проварили образцы при токах луча 45 мА и 48 мА при токе фокусировки до 732 мА.

Сварные швы, полученные на всех режимах, были проверены на наличие дефектности. Дефекты выявлялись двумя способами: рентгенографическим контролем и оптической микроскопией (увеличение до 400 крат). В таблице 4.2 представлены результаты оценки дефектности каждого из режимов.

Таблица 4.2 – Режимы сварки и дефекты сварного шва стали 06X15H6MBФБ-III

№ режима	Скорость перемещения луча, мм/с	Ток луча, мА	Ток фокусировки, мА	Выявленные дефекты
1	3	35	728	Непровар 7 %, поры
2		35	732	Поры
3		35	736	Непровар 15 %, поры
4		40	728	Поры
5		40	732	Поры
6		40	736	Поры
7		40	744	Непровар 8 %
8		40	740	Поры
9		45	740	Отсутствуют
10		45	736	Отсутствуют

Продолжение таблицы 4.2

№ режима	Скорость перемещения луча, мм/с	Ток луча, мА	Ток фокусировки, мА	Выявленные дефекты
11	3	45	732	Отсутствуют
12		45	728	Отсутствуют
13		48	728	Отсутствуют
14		48	732	Отсутствуют
15		48	736	Отсутствуют
16		52	728	Прожог
17		52	732	прожог

В результате исследования образцов, были выявлены такие дефекты как: непровар (недостаточное тепловложение по длине шва), неоднородности в виде пор (чрезмерное тепловложение по длине сварного шва, неблагоприятная гидродинамика течения расплава) и прожоги по причине перегрева свариваемых кромок из-за чрезмерного тепловложения. Все эти дефекты расположены в нижней области шва.

При металлографическом анализе шлифов, вырезанных с образца-имитатора сварного шва, выявлено, что ширина сварной ванны меняется от 5,7 мм до 7,5 мм, что в значительной степени обусловлено величиной тока фокусировки.

Из полученных результатов с учетом бездефектного соединения, минимальной ширины сварного шва и требуемой глубины провара не менее 9,0 мм рациональным следует признать режим № 13 при скорости перемещения луча 3 мм/с (таблица 4.3).

Таблица 4.3 – Рациональные параметры для сварки стали 06X15H6BMФБ

Ток луча, мА	Ток фокусировки, мА	Параметры сварного шва, мм	
		Ширина верхней обл. св. шва	Глубина провара
48	728	6,0	Более 9,0

Исследование физико-механической однородности сварного соединения на режиме № 13 оценивали методом измерения микротвердости основных его составляющих: основного металла, сварного шва и ЗТВ [114]. Средние результаты замера представлены в таблице 4.4.

Таблица 4.4 – Микротвердость HV0,05 сварного соединения стали 06X15H6MBФБ-Ш

№ режима	Сварной шов		ЗТВ		Основной материал	
	Интервал значений	Среднее значение	Интервал значений	Среднее значение	Интервал значений	Среднее значение
13	312-340	326	351-371	361	290-312	302

Из таблицы 4.4 следует, что распределение значений микротвердости в сварном шве, ЗТВ и основном материале стали 06X15H6MBФБ-Ш неоднородно, но находится в допустимых пределах. Микротвердость HV0,05 основного металла имеет минимальные значения, а максимальное значение микротвердости выявлено в ЗТВ, что обусловлено образованием структур закалочного характера.

На рисунке 4.6 представлена микроструктура сварного шва и ЗТВ при увеличении 200 крат на режиме № 13.

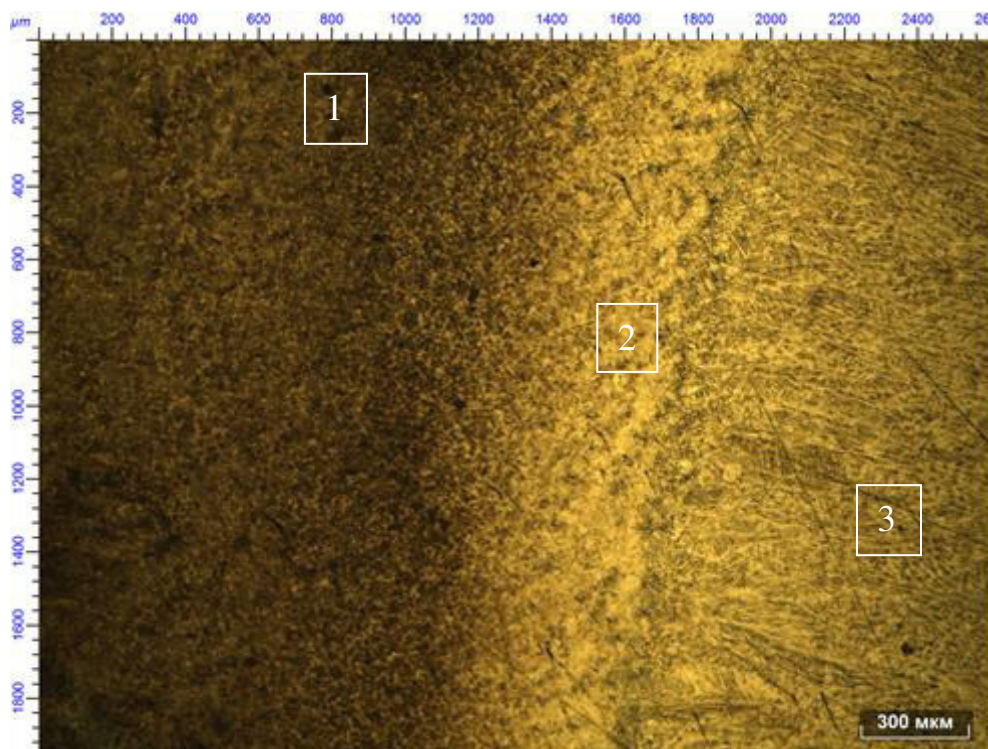


Рисунок 4.6 – Микроструктура сварного шва материала 06X15H6MBФБ-Ш на режиме №13: 1 – основной материал; 2 – ЗТВ; 3 – сварной шов

Сварной шов имеет структуру крупноигльчатого мартенсита отпуска. Непроваров, пор, трещин и других дефектов сварки не имеется. Структура основного материала соответствует мелкоигльчатому мартенситу отпуска.

Установлено отсутствие ярко выраженной, характерной ЗТВ на исследуемом образце, что свидетельствует о достаточно высокой структурной и физико-механической однородности исследуемых сварных соединений из стали 06X15H6MBФБ-Ш.

Микроструктура зон сварного шва на режиме № 13 представлена на рисунке 4.7.

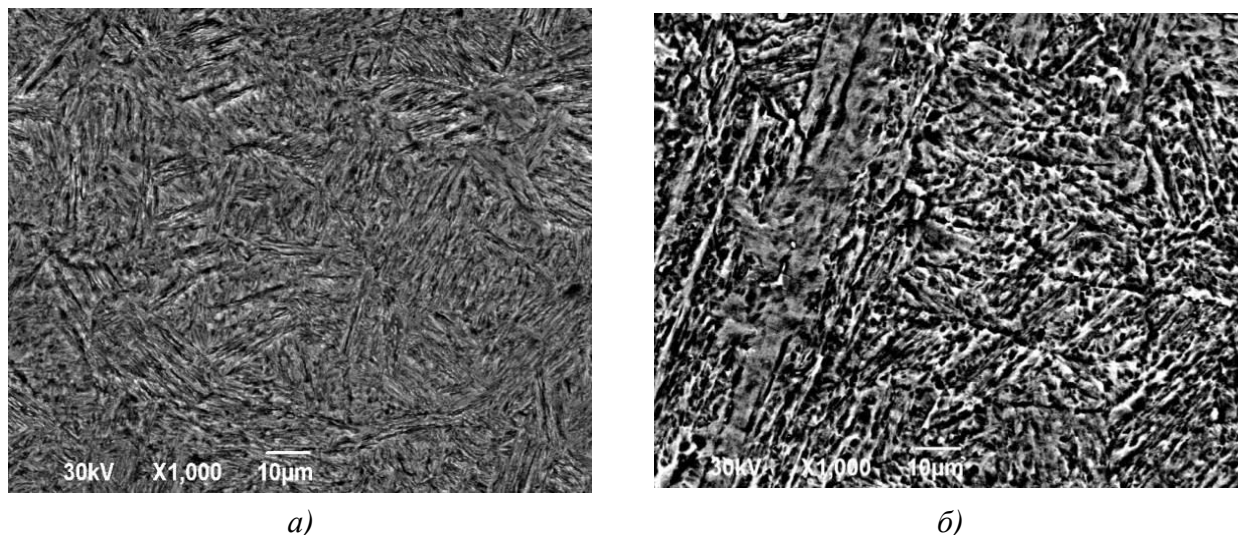


Рисунок 4.7 – Микроструктура образца после сварки стали 06X15H6MBФБ-Ш:
а) структура основного материала; б) структура сварного шва

Сталь 06X15H6BMФБ относится к мартенситному классу. После ЭЛС сварной шов имеет структуру крупноигльчатого мартенсита отпуска (рисунок 4.7, б), структура основного материала – мелкоигльчатый мартенсит отпуска (рисунок 4.7, а).

Была определена концентрация (массовых долей) химических элементов сварного шва стали 06X15H6MBФБ-Ш на спектрометре. Результаты представлены в таблице 4.5.

Таблица 4.5 – Содержание элементов сварного шва стали 06X15H6MBФБ-Ш, масс. %

Метод замера / химический элемент	C	Cr	Ni	Mo	Fe
Опτικο-эмиссионный спектрометр	0,067	14,3	5,34	0,8	79,49
[126]	0,05-0,08	13,5-15,0	5,2-5,7	0,80-1,0	78,22-80,45

Из таблицы 4.5 видно, что содержание элементов находится в пределах [126], что говорит о высоком качестве сварного соединения.

Макроструктура сварного шва при режимах таблицы 4.3 представлена на рисунке 4.8.

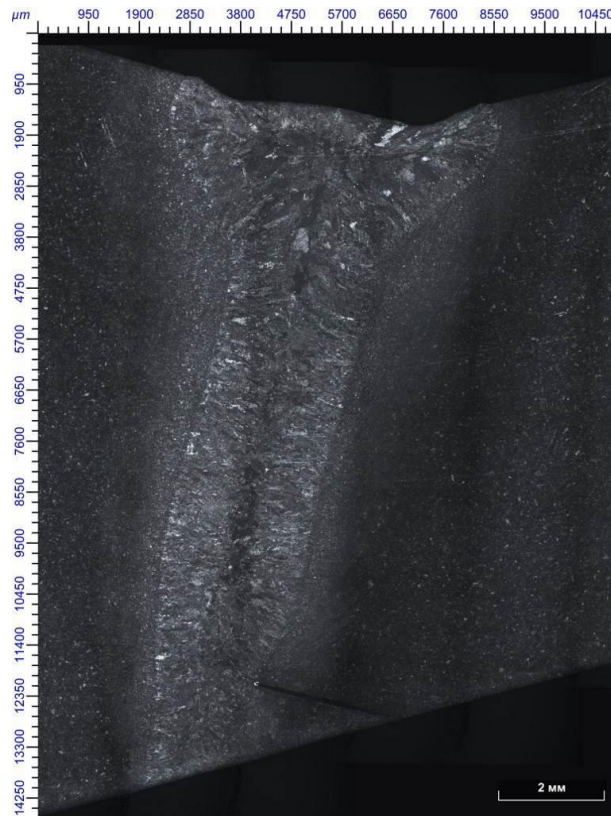


Рисунок 4.8 – Микроструктура сварного шва из стали 06X15H6MBFB-III при рациональном режиме

Данные параметры сварки обеспечивают необходимую глубину проплавления для полного провара с минимальной шириной ванны и исключают образование дефектов, такие как поры.

4.3 Выводы по главе 4

По результатам проведенных исследований режимов ЭЛС, их влияния на формирование структуры, состава и свойств сварных швов, и образование дефектов в них, можно сделать следующие выводы:

1. С возрастанием тока фокусировки увеличивается ширина ванны сварного шва, а глубина уменьшается. Глубина сварного шва увеличивается

с увеличением тока луча, который определяет мощность в электронном пучке.

2. Рентгенографический контроль и исследование микроструктуры сварных швов позволило выявить дефекты такие как: непровар, поры и прожоги. Дефекты имеются на режимах с током луча 35, 40 и 52 мА.

3. Химический состав стали 06X15H6BMФБ при рациональном режиме сварки в сварном шве соответствует составу основного металла, что говорит о высоком качестве соединения полученного ЭЛС по рекомендуемому рациональному режиму. Микротвердость сварного шва составила 326 HV_{0,05}, а в ЗТВ – 361 HV_{0,05}, что обусловлено образованием структуры закалочного характера.

4. Параметрами рационального режима электронно-лучевой сварки стали 06X15H6BMФБ толщиной 9 мм являются скорость перемещения луча 3 мм/с, ток луча 48 мА и ток фокусировки 728 мА.

ГЛАВА 5 ИССЛЕДОВАНИЕ СВАРНЫХ СОЕДИНИЙ ЖАРОПРОЧНЫХ СПЛАВОВ НА НИКЕЛЕВОЙ ОСНОВЕ

В данной главе рассмотрены пути обеспечения стабильности формирования бездефектных сварных соединений жаропрочного сплава ХН45МВТЮБР-ИД толщиной 4 мм за счет изменения технологических параметров (тока луча, тока фокусировки, скорости перемещения луча) и обоснован выбор рационального режима ЭЛС, а также исследовано влияние режимов ЭЛС жаропрочного сплава ХН67ВМТЮ-ВД толщиной 6 мм на склонность к образованию дефектов.

Большое количество карбонитридов и хрупких фаз ликвационного происхождения по границам зерен в данных сплавах при определенном уровне внутренних напряжений приводит в процессе сварки к образованию микротрещин. При проведении исследований предполагалось:

- учесть особенности механизма проплавления сплавов электронным лучом;
- провести экспериментальные исследования влияния режимов ЭЛС на качество и стабильность формирования сварных соединений;
- исследовать структуру и свойства сварных соединений.

5.1 Проведение оценки свариваемости жаропрочных сплавов ХН45МВТЮБР-ИД и ХН67ВМТЮ-ВД

Перед сваркой выполнен контроль химического состава сплавов в состоянии поставки (таблицы 5.1, 5.2).

Таблица 5.1 – Химический состав сплава ХН45МВТЮБР-ИД

Химический элемент	С, %	Cr, %	Ti, %	Al, %	Fe, %	W, %	Mo, %	Ni, %
Значение	0,06	15,9	2,35	1,30	31,0	2,86	4,35	44,7
[126]	≤ 0,10	14-16	1,9-2,4	0,9-1,4	24,7-33,7	2,5-3,5	4-5	43-47

Таблица 5.2 – Химический состав сплава ХН67ВМТЮ-ВД

Химический элемент	C, %	Cr, %	Ti, %	Al, %	Fe, %	W, %	Mo, %	Ni, %
Значение	0,04	17,3	2,45	1,38	1,30	4,30	4,85	67,30
[126]	$\leq 0,08$	17-20	2,2-2,8	1-1,5	≤ 4	4-5	4-5	61,62-67,72

Также, на образцах проведен контроль предела прочности и относительного удлинения. При МГИ контролировали балл зерна (таблицы 5.3, 5.4).

Таблица 5.3 – Механические свойства и размер зерна сплава ХН45МВТЮБР-ИД

Параметр	Временное сопротивление σ_B , МПа	Предел текучести $\sigma_{0,2}$, МПа	Относительное удлинение δ_5 , %	Величина балла зерна шкалы № 3
Среднее значение	1140 ± 15	785 ± 15	33 ± 3	3-5
[128]	$\leq 1000,0$	$\leq 700,0$	$\leq 30,0$	

Таблица 5.4 – Механические свойства и размер зерна сплава ХН67МВТЮ-ВД

Параметр	Временное сопротивление σ_B , МПа	Предел текучести $\sigma_{0,2}$, МПа	Относительное удлинение δ_5 , %	Величина балла зерна шкалы № 3
Среднее значение	965 ± 15	645 ± 15	$17,5 \pm 2$	4-6
[129]	$\leq 930,0$	$\leq 550,0$	$\leq 15,0$	

Перед выполнением сварки проведен контроль механических свойств на образцах для испытаний, которые прошли термическую обработку по режиму: закалка с 1050^{+10} °С, выдержка в течение 1 часа с охлаждением на воздухе.

Отработку режима сварки проводили на натуральных узлах (рисунок 5.1). При исследовании реализовано 7 режимов сварки для каждого из сплавов.

Материал свариваемого образца-имитатора – сплавы ХН45МВТЮБР-ИД и ХН67ВМТЮ-ВД, поставляемые по [128, 129]. Структура основного материала сплавов представляет собой твердый раствор с интерметаллидными соединениями типа $(Ni, Me)_3$ (Al, Me) и γ' -фаза с карбиды типа $Me_{23}C_6$, карбиды титана – TiC, нитриды титана – TiN [36, 37, 76].

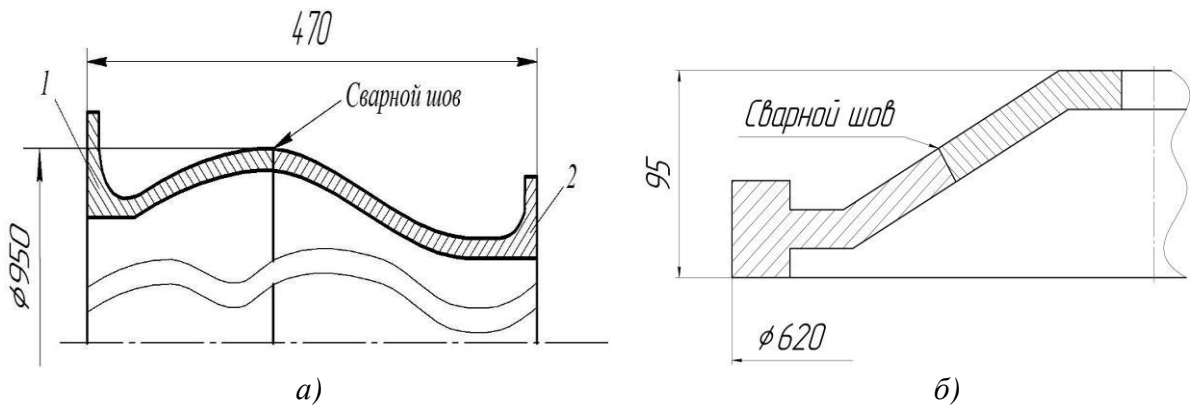


Рисунок 5.1 – Эскиз натурального узла сплава ХН45МВТЮБР-ИД (а) и сплава ХН67ВМТЮ-ВД (б): 1 – нижняя часть, 2 – верхняя часть

Электронно-лучевая сварка выполнялась на ЭЛУ-11. Контроль фокусировки электронного луча производили на поверхности образца по наибольшей яркости пучка при токе луча 1 мА (I_0). Рабочее расстояние от пушки до образца составляло 300 мм [138].

5.2 Особенности формирования и металлографическое исследование сварных соединений сплавов ХН45МВТЮБР-ИД и ХН67ВМТЮ-ВД

При металлографическом контроле исследовали дефектность сварных соединений с замером геометрических параметров шва сплава ХН45МВТЮБР-ИД, полученного при различных значениях тока луча, тока фокусировки и скорости перемещения луча. Результаты измерения геометрических параметров для каждого режима сварки приведены в таблице 5.5.

Таблица 5.5 – Режимы сварки и параметры сварных швов сплава ХН45МВТЮБР-ИД

№ режима	Скорость перемещения луча, мм/с	Ток луча, мА	Ток фокусировки, мА	Ширина верхней обл. св. шва, мм	Глубина сварного шва, мм	Выявленные дефекты
1	7	28	765	4,95	2,5	Непровар
2		28	776	5,9	3,6	Непровар
3		28	780	5,95	4,0	Непровар, поры
4		30	783	4,8	4,0	Отсутствуют
5	11	34	776	5,85	4,0	Проплав
6		32	780	6,3	4,0	Проплав
7		32	783	5,55	4,0	Проплав

Из таблицы 5.5 видно, что ширина сварного шва при разных режимах количественно близка (4,8-6,3 мм), при токе фокусировки 780 мА ширина шва максимальная. При токе фокусировки 783 мА ширина шва минимальная и составляет 4,8 мм. Глубина сварного шва возрастает с увеличением тока луча до 30 мА и тока фокусировки от 765 до 780 мА. На необходимую нам глубину 4 мм проварили образцы при токах луча не менее 30 мА и при токе фокусировки больше 783 мА.

При режимах сварки № 1-3 из-за малого тока луча и тока фокусировки образовался непровар в корне шва по причине неполного расплавления свариваемых кромок из-за недостаточного тепловложения по длине шва и неудовлетворительных параметров сварных соединений. Ширина сварного шва значительно превышает глубину, соотношение составляет 2:1 при рациональном соотношении для данной толщины 1:1.

На режиме № 2 ток фокусировки, по сравнению с режимом № 1, был на 11 мА больше, вследствие чего, величина проплава возросла, но опять же получили непровар в корне шва, ширина шва составила 5,9 мм. На режиме № 3, по сравнению с режимами № 1 и № 2, получили величину проплава больше, но данный режим сварки не позволили получить сварное соединение без дефектов (имеется непровар), ширина шва составила 5,95 мм. На режиме № 4 ток фокусировки по сравнению с режимами № 1-3 составил 783 мА, а ток луча – 30 мА. Это оказалось достаточным для того, чтобы проварить образец на всю глубину, ширина шва уменьшилась. На режимах № 5, № 6 и № 7 сварное соединение имеет характерную клиновидную форму для ЭЛС, кромки проварились на всю глубину. Однако на данных образцах имеется проплав.

После выполнения сварки проводилась закалка с температуры 1050 ± 10 °С (время выдержки 20-30 мин) в среде аргона и старение при температуре 650 ± 10 °С в течении 16 ч ± 10 мин с охлаждением на воздухе.

Исследование физико-механической однородности сварного соединения на образцах в целом оценивали методом измерения

микротвердости основных его составляющих: основного металла, сварного шва в трех уровнях (на поверхности, в середине и в корне шва) и ЗТВ. Средние значения замера микротвердости представлены в таблице 5.6.

Таблица 5.6 – Микротвердость HV0,05 сварного соединения сплава ХН45МВТЮБР

№ режима	Материал основы		ЗТВ		Сварной шов	
	Интервал значений	Среднее значение	Интервал значений	Среднее значение	Интервал значений	Среднее значение
1	265-287	276	330-344	337	307-315	311
2	296-308	302	348-358	353	290-308	299
3	267-289	278	356-372	364	298-316	307
4	290-314	306	342-356	349	307-321	314
5	274-288	281	338-350	344	299-313	306
6	278-300	289	352-380	366	280-300	290
7	291-307	299	327-341	334	288-302	295

Из таблицы 5.6 следует, что характер распределения значений микротвердости по зонам сварного соединения количественно близок. Микротвердость ЗТВ имеет максимальные значения ввиду образования переходной зоны от сварного шва к основному металлу, что связано с нагревом материала при ЭЛС и быстрым охлаждением. Среднее значение микротвердости сварного шва при режиме сварки № 4 имеет максимальное значение, что говорит о высоком качестве сварного соединения.

На рисунке 5.2 представлена микроструктура сварного шва на режиме № 4 при увеличении 90 крат.

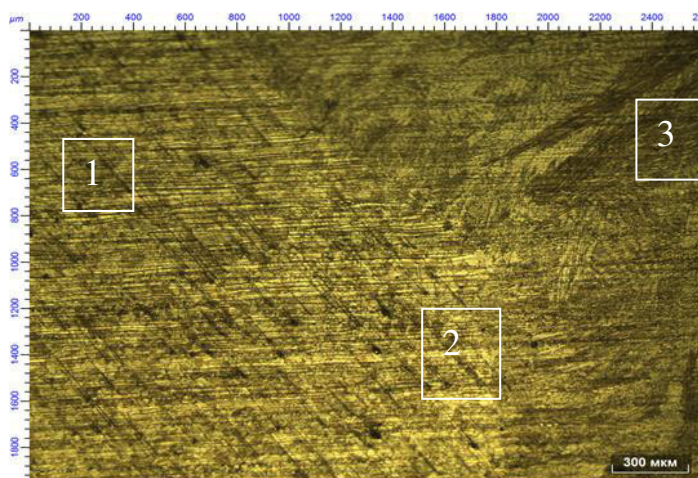


Рисунок 5.2 – Макроструктура сварного соединения сплава ХН45МВТЮБР на режиме № 4: 1– основной материал; 2 – ЗТВ; 3 – сварной шов

Сварной шов имеет столбчатую крупнокристаллическую структуру литого сплава. Непровары, поры, трещины и другие дефекты сварки отсутствуют. Структура основного материала представляет собой твёрдый раствор и упрочняющая γ' -фаза, величина зерна соответствует № 7-8 шкалы № 3 [130].

Основной металл сварных соединений из сплава ХН45МВТЮБР-ИД отличается ярко выраженной неоднородностью, полосчатостью структуры. Указанная неоднородность структуры сохраняется в ЗТВ, где наблюдается рост зерна.

На электронном микроскопе исследована микроструктура сварного шва на режиме № 4 (рисунок 5.3).

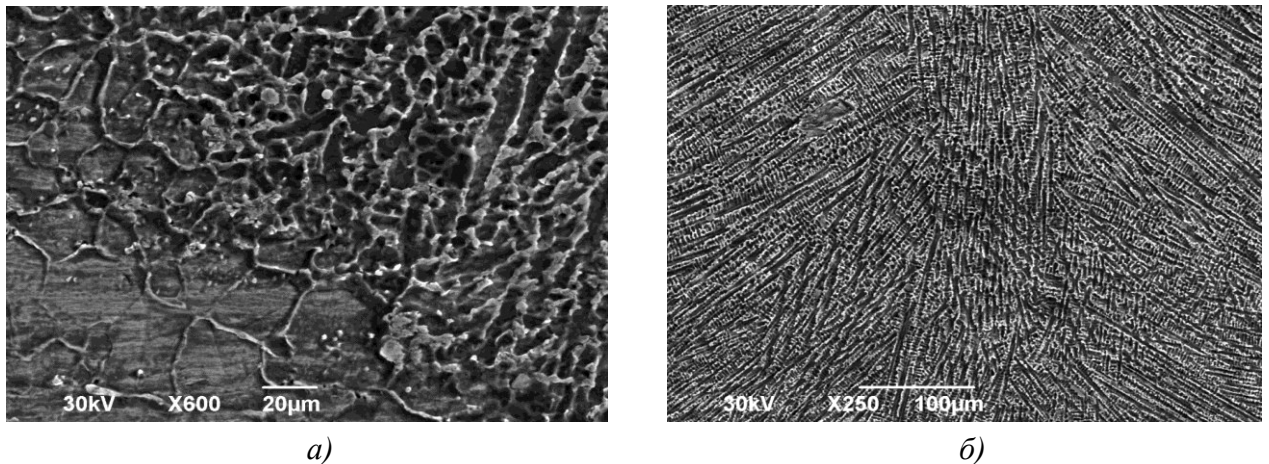


Рисунок 5.3 – Микроструктура образца после сварки сплава ХН45МВТЮБР-ИД в районе ЗТВ (а) и сварного шва (б)

Структура шва во всех случаях характеризуется четко выраженным дендритным строением. Граница перехода от основного металла к зоне шва резкая. Основной материал имеет однородное крупнозернистое строение. В структуре наблюдаются карбонитриды и карбиды, а также мелкодисперсная интерметаллидная γ' -фаза [37]. По границам зерен, близко расположенных к металлу шва, в процессе термического цикла сварки располагаются ликвационные составляющие, отличающиеся высокой хрупкостью и легкой травимостью. Однако, дефектов макроструктуры в виде пор, трещин обнаружено не было.

Была определена концентрация (в массовых %) химических элементов сварного шва материала сплава ХН45МВТЮБР-ИД на спектрометре. Результаты представлены в таблице 5.7.

Таблица 5.7 – Содержание элементов в сварном шве сплава ХН45МВТЮБР-ИД, масс. %

Метод замера / химический элемент	C	Cr	Ti	Al	Fe	W	Mo	Ni
Опτικο-эмиссионный спектрометр	0,049	14,1	2,15	1,08	29,5	2,68	4,05	44,3
[128]	0,10	14-16	1,9-2,4	0,9-1,4	24,7-33,7	2,5-3,5	4-5	43-47

Из таблицы 5.7 видно, что содержание хрома, никеля и железа в сварном шве соответствует по химическому составу требованиям ТУ на основной материал, что свидетельствует о достаточном уровне качества сварного соединения и по данному показателю.

При рациональном режиме сварки, с учетом анализа химического состава, результаты замера микротвердости в сварном шве показали среднее значение 314 HV0,05, а в ЗТВ – 349 HV0,05, что обусловлено образованием переходной зоны от сварного шва к основному материалу из-за нагрева материала и быстрого охлаждения в процессе ЭЛС.

Из полученных результатов бездефектное соединение и оптимальные геометрические параметры сварного шва сплава ХН45МВТЮБР-ИД получили при скорости перемещения луча 7 мм/с при режиме № 4 (таблица 5.8).

Таблица 5.8 – Рациональные режимы ЭЛС сплава ХН45МВТЮБР

Ток луча, мА	Ток фокусировки, мА	Параметры сварного шва, мм	
		Ширина верхней обл. св. шва	Глубина провара
30	783	4,8	4,0

Макроструктура сварного шва, полученного по режиму таблицы 5.8, представлена на рисунке 5.4.

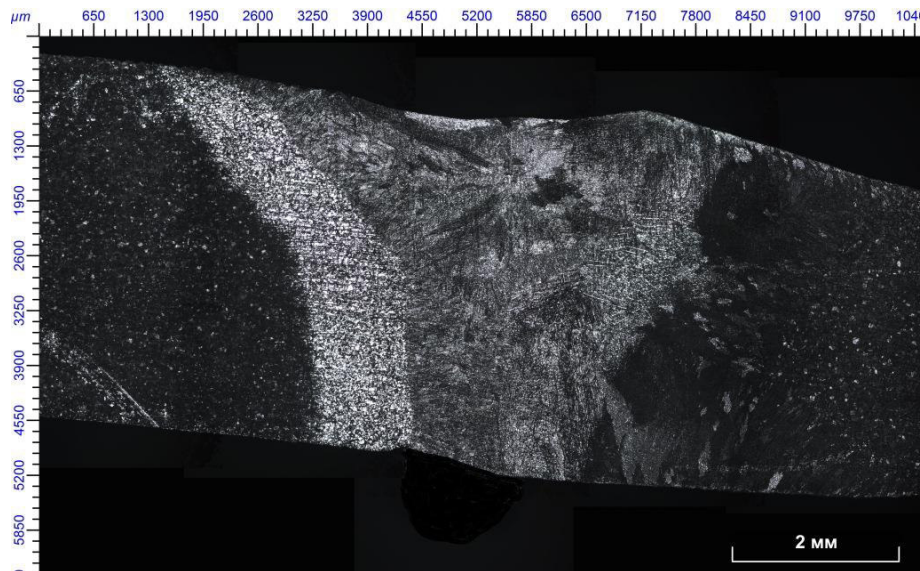


Рисунок 5.4 – Сварной шов сплава ХН45МВТЮБР-ИД, полученный по рекомендуемому режиму ЭЛС

Данные параметры сварки обеспечивают необходимую глубину проплавления для полного провара с минимальной шириной ванны и исключают образование дефектов.

Склонность сплава ХН67ВМТЮ-ВД к образованию дефектов ЭЛС исследовали при скоростях перемещения луча 3 и 5 мм/с исходя из рекомендаций нормативной документации.

Отработку режима сварки проводили на натурном узле (рисунок 5.1, б). При исследовании реализовано 7 режимов сварки.

После выполнения сварки проведена закалка в среде аргона с температуры 1100 ± 15 °С (время выдержки 3-3,5 часа).

Таблица 5.9 – Результаты ЭЛС образцов из сплава ХН67ВМТЮ-ВД

№ режима	Скорость перемещения луча, мм/с	Ток луча, мА	Ток фокус., мА	Параметры сварного шва, мм		Дефект
				Ширина верхней обл. / корне	Глубина провара	
1	3	35	752	8,1 / 2,1	6,0	отсутствует
2		35	757	9,3 / 1,9	6,0	пора
3		35	767	11,8 / 1,6	6,0	пора
4	5	41	760	8,5 / 1,6	6,0	отсутствует
5		42	757	6,9 / 1,2	6,0	отсутствует
6		46	754	6,7 / 1,5	6,0	прожог
7		46	757	6,9 / 1,5	6,0	прожог

Как видно из таблицы 5.9, конфигурация сварного шва меняется: при повышении скорости перемещения луча ширина шва уменьшается, поперечное сечение из конического переходит в более цилиндрическое [140]. Из таблицы 5.9 видно, что ширина сварного шва составила 6,7-11,8 мм. При значениях тока фокусировки 754 мА и 757 мА (при скорости перемещения луча 5 мм/с) ширина шва минимальная и составила 6,7-6,9 мм. Глубина сварного шва на всех образцах одинакова и составила 6 мм. Исходя из этого, выбор наиболее рационального режима произвели исходя из минимальной ширины сварного шва и отсутствия дефектов.

При визуальном анализе сварных швов выявлено, что лицевой валик на режимах №1-5 сформирован без занижений и подрезов. На режимах № 6 и № 7 имеется занижение сварного шва и прожоги по причине перегрева свариваемых кромок основного материала из-за чрезмерного тепловложения ввиду завышенного тока луча. Рентгенографическим контролем установлено, что на режимах № 2 и № 3 имеются поры по причине чрезмерного тепловложения по длине сварного шва и неблагоприятной гидродинамики течения расплава.

Для оценки качества сварки каждый из образцов подвергался разрезке и МГИ с определением параметров сварных швов, микротвердости и наличия дефектов.

Замер микротвердости производили на основном материале, в ЗТВ и в литой зоне сварного шва. Результаты замеров микротвердости приведены в таблице 5.10. Замер микротвердости проводился при нагрузке $P = 50$ г. Значения микротвердости на всех участках количественно одинаковы, что говорит об однородности свойств.

Таблица 5.10 – Микротвердость HV0,05 сварного соединения сплава ХН67ВМТЮ-ВД

№ режима	Сварной шов		ЗТВ		Основной материал	
	Интервал значений	Среднее значение	Интервал значений	Среднее значение	Интервал значений	Среднее значение
1	283-299	291	279-295	287	286-304	295
2	284-302	293	285-299	292	283-299	291
3	287-301	294	291-305	298	288-304	296

№ режима	Сварной шов		ЗТВ		Основной материал	
	Интервал значений	Среднее значение	Интервал значений	Среднее значение	Интервал значений	Среднее значение
4	283-305	294	287-297	292	283-301	292
5	284-304	294	281-299	290	286-304	295
6	289-307	298	281-297	289	281-303	292
7	283-301	292	278-300	289	289-305	297

На рисунке 5.5 представлена микроструктура сварного соединения сплава ХН67ВМТЮ-ВД после ЭЛС по режиму 5.

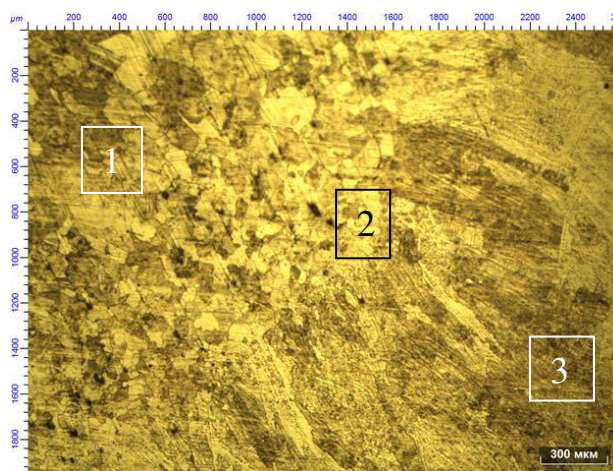


Рисунок 5.5 – Микроструктура сварного соединения сплава ХН67ВМТЮ-ВД:
1 – основной материал; 2 – ЗТВ; 3 – сварной шов

Сварной шов имеет столбчатую крупнокристаллическую структуру литого сплава. Непровары, поры, трещины и другие дефекты сварки отсутствуют. Структура основного материала представлена твёрдым хромоникелевым раствором с упрочняющей γ' -фазой, величина зерна соответствует № 3 шкалы [130]. ЗТВ (область 2 рисунок 5.5) по структуре отличается от основного материала по величине зерна и соответствует № 5-6 шкалы № 3 [130].

На электронном микроскопе была исследована микроструктура сварного шва, полученного на режиме № 5 (рисунок 5.6).

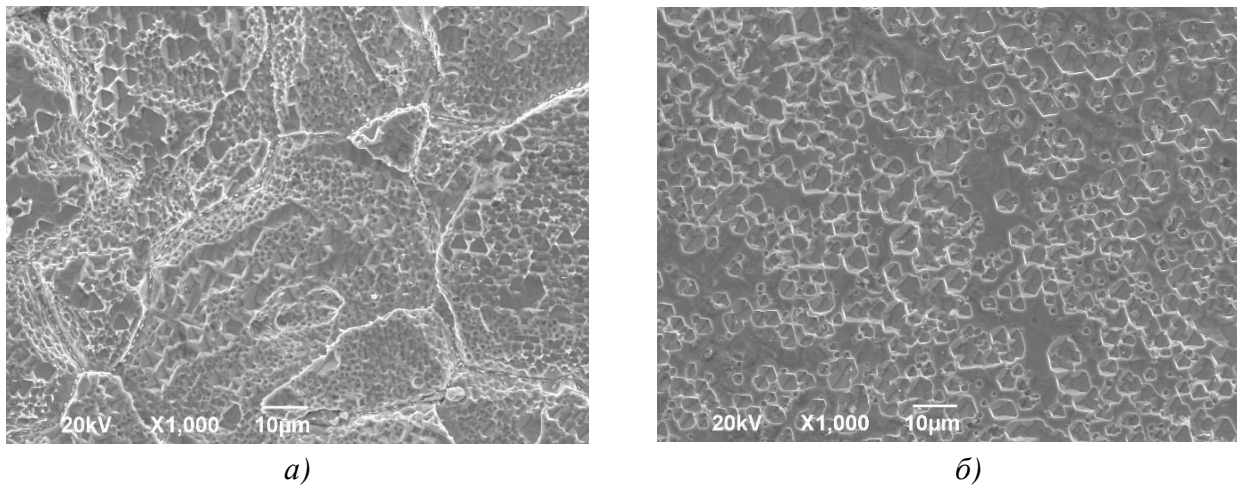


Рисунок 5.6 – Микроструктура сварного соединения сплава ХН67ВМТЮ-ВД после сварки по режиму №5: в районе ЗТВ (а) и сварного шва (б)

Проведено МГИ сварного шва, полученного на режиме № 5. Литая зона сварного шва ХН67ВМТЮ-ВД + ХН67ВМТЮ-ВД сформирована с составом – твердый раствор + упрочняющая фаза по границам зерен.

Была определена концентрация (в массовых %) химических элементов сварного шва сплава ХН67ВМТЮ-ВД на спектрометре и сопоставлена с основным материалом. Результаты представлены в таблице 5.11.

Таблица 5.11 – Содержание элементов в сварном шве сплава ХН67ВМТЮ-ВД, масс. %

Метод замера/ хим. элемент	C	Cr	Ti	Al	Fe	W	Mo	Ni
Спектрометр	0,04	17,7	2,57	1,49	1,18	4,50	4,71	67,81
[126]	≤ 0,08	17-20	2,2-2,8	1-1,5	≤4	4-5	4-5	61,62-67,72

Из таблицы 5.11 видно, что содержание хрома, никеля, титана, вольфрама и железа в сварном шве соответствуют требованиям ГОСТа по химическому составу металла основы. Это говорит о надлежащем качестве сварного соединения по этому критерию оценки.

Из полученных результатов следует, что бездефектное соединение с однородными составом и свойствами, и наиболее оптимальные геометрические параметры сварного шва сплава ХН67ВМТЮ-ВД получены при режиме ЭЛС № 5 при скорости перемещения луча 5 мм/с (таблица 5.12).

Таблица 5.12 – Рациональные параметры ЭЛС сплава ХН67ВМТЮ-ВД

Ток луча, мА	Ток фокусировки, мА	Параметры сварного шва, мм	
		Ширина верхней обл. св. шва	Глубина провара
42	757	6,7	6,0

Микроструктура сварного шва (где также видны его геометрические параметры), полученного по режимам таблицы 5.12, представлены на рисунке 5.7.

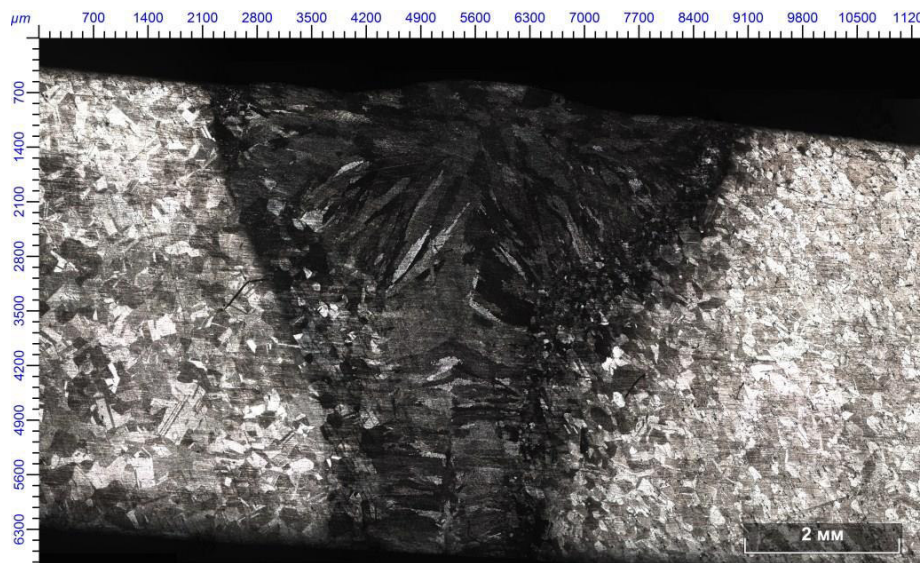


Рисунок 5.7 – Макроструктура сварного шва сплава ХН67ВМТЮ-ВД (режим ЭЛС по таблице 5.12)

5.3 Выводы по главе 5

В главе исследованы образцы сварных швов из жаропрочных сплавов ХН45МВТЮБР-ИД и ХН67ВМТЮ-ВД, полученные на разных режимах ЭЛС. Определены геометрические параметры сварных соединений, исследована макро- и микроструктура, определены химический состав и микротвердость сварных соединений, возможное наличие дефектов. Результаты комплексных исследований позволили выбрать рациональные режимы электронно-лучевой сварки.

На основе полученных результатов исследования структуры, состава и свойств материала сварных швов можно сделать следующие выводы:

1. В зоне сварного шва сплавов ХН45МВТЮБР-ИД и ХН67ВМТЮ-ВД формируется дендритная структура. Основной металл имеет однородное зеренное строение. В ЗТВ возможно формирование разнотернистых структур. В структуре сплавов наблюдаются карбонитриды и карбиды, а также мелкодисперсная интерметаллидная γ' -фаза.

2. Содержание химических элементов в сварном шве при рациональном режиме сварки соответствует требованиям ГОСТа по химическому составу основного металла, что свидетельствует о достаточном уровне качества сварного соединения по данному показателю.

3. При рациональном режиме сварки результаты замера микротвердости показали, что среднее значение в сварном шве для сплава ХН45МВТЮБР меньше и составило 307 HV_{0,05}, в основном материале 349 HV_{0,05}, что обусловлено минимальным содержанием хрома и молибдена и не является критичным.

4. При рациональном режиме сварки результаты замера микротвердости показали, что среднее значение данного параметра в сварном шве для сплава ХН67ВМТЮ-ВД составило 294 HV_{0,05} и идентично основному материалу 295 HV_{0,05}, что говорит о высоком качестве сварного соединения.

5. На основании результатов материаловедческого исследования установлен рациональный режим электронно-лучевой сварки сплава ХН45МВТЮБР-ИД толщиной 4 мм с параметрами: скорость перемещения луча 7 мм/с, ток луча 30 мА и ток фокусировки 783 мА, при котором и не было выявлено дефектов.

6. Рациональным режимом сварки сплава ХН67ВМТЮ-ВД толщиной 6 мм являются режим при токе луча 42 мА, токе фокусировки 757 мА и скорости перемещения луча 5 мм/с. Выбранные значения параметров сварки для стыкового соединения обеспечивают требуемое качество и габаритные размеры сварного шва.

ГЛАВА 6 ИССЛЕДОВАНИЕ СВАРНЫХ СОЕДИНИЙ ИЗ ЦЕЛЬНОКАТАННОГО КОЛЬЦА ИЗ ЖАРОПРОЧНОГО СПЛАВА НА НИКЕЛЕВОЙ ОСНОВЕ ЭП718

В данной главе проведено исследование особенностей формирования структуры и свойств сварных соединений сплава ЭП718 (ХН45МВТЮБР-ИД) толщиной 13 мм (с учетом технологической подкладки 3 мм) при изменении параметров электронно-лучевой сварки (тока луча, скорости перемещения луча по поверхности образца) и выбор рационального режима сварки для данного сплава, используемого при изготовлении КВД АД. Деталь является ответственным крупногабаритным изделием сложной профильной формы и работает в условиях малоцикловых нагрузок при высоком уровне напряжений, но в известных работах [37-41, 43, 44, 148, 149] при проведении исследований данный факт не учитывали.

6.1 Исследование свариваемости жаропрочного сплава ЭП718 из цельнокатанного кольца при ЭЛС

КВД изготавливается сваркой двух заготовок: фланец задний из кольца цельнокатанного [150] и кольцо среднее из листового материала ЭП718 [151].

В условиях серийного производства после ЭЛС на лицевой поверхности по границе сварного шва имеются продольные строчечно-точечные свечения, выявленные капиллярным контролем (рисунок 6.1), что указывает на наличие дефектов в виде трещин.



x0,5

Рисунок 6.1 – Свечения в зоне сварного соединения сплава ЭП718

Деталь после сварки прошла термическую обработку для снятия напряжений и придания необходимых механических свойств. Режим термической обработки приведен на стр. 130. Для уточнения характера расположения дефектов сварной шов подвергся металлографическому исследованию. Макро и микроисследования проводились в 4-х диаметрально противоположных поперечных сечениях сварного соединения. Макроструктура в разных направлениях идентична и представлена на рисунке 6.2.

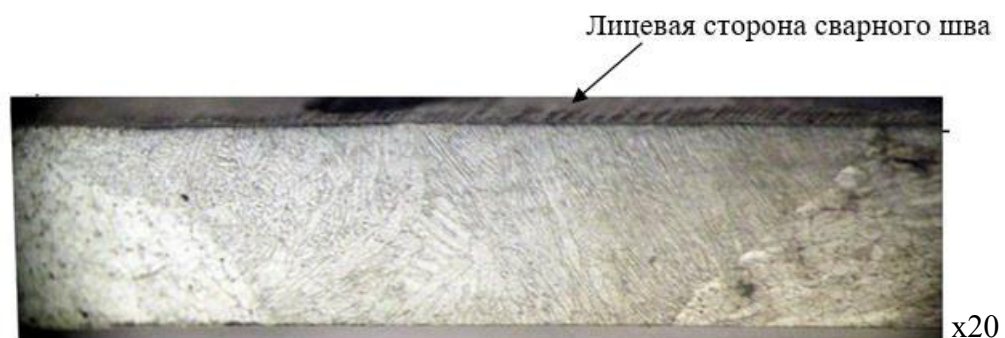


Рисунок 6.2 – Макроструктура сварного соединения сплава ЭП718 в поперечном сечении шлифа

Ширина шва с лицевой стороны составляет 6,0-6,5 мм, с внутренней стороны 1,9-2,0 мм.

На образцах, как со стороны цельнокатаного кольца, так и со стороны листового материала наблюдается разнотермическая микроструктура во всех сечениях детали. В основном микроструктура состоит из зерен, величиной 2-3 балла. На цельнокатаном кольце балл зерна имеет величину от 3 до 4 баллов (рисунок 6.3, а), на листовом материале балл зерна от 4 до 5 баллов (рисунок 6.3, б). Также в отдельных зонах наблюдаются зерна 2-го и 3-го балла, окруженные цепочками зерен 5-6 балла шкалы № 3 [130]. Микроструктура материала свариваемых деталей – γ -фаза + карбиды, дефектов металлургического характера не обнаружено.

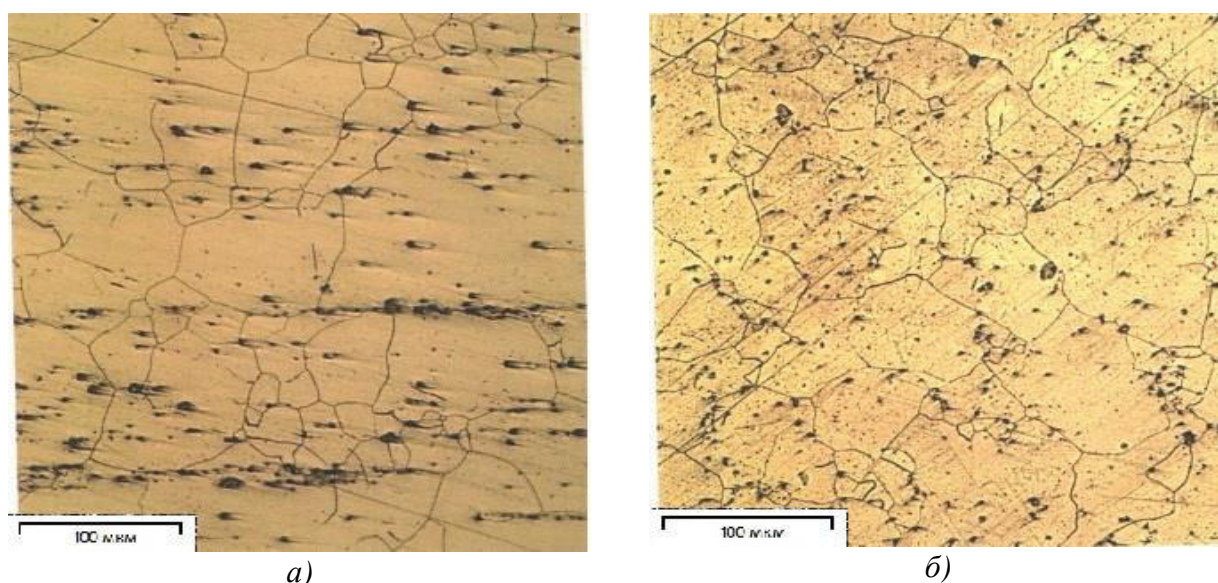


Рисунок 6.3 – Микроструктура основного материала цельнокатаного кольца (а) и листового материала (б) из сплава ЭП718

В исследуемых сечениях в ЗТВ на расстоянии 0,5 мм от сварного шва на участке неполного расплавления соединения обнаружены трещины, расположенные в основном материале свариваемых деталей с выходом на поверхность границы сварного шва протяженностью до 0,6 мм (рисунок 6.4).



Рисунок 6.4 – Трещина в ЗТВ, выходящая к границе сварного шва сплава ЭП718

Кроме того, в ЗТВ на расстоянии 0,1-0,3 мм от сварного шва обнаружены трещины без выхода на поверхность протяженностью 0,1-2,0 мм (рисунок 6.5).

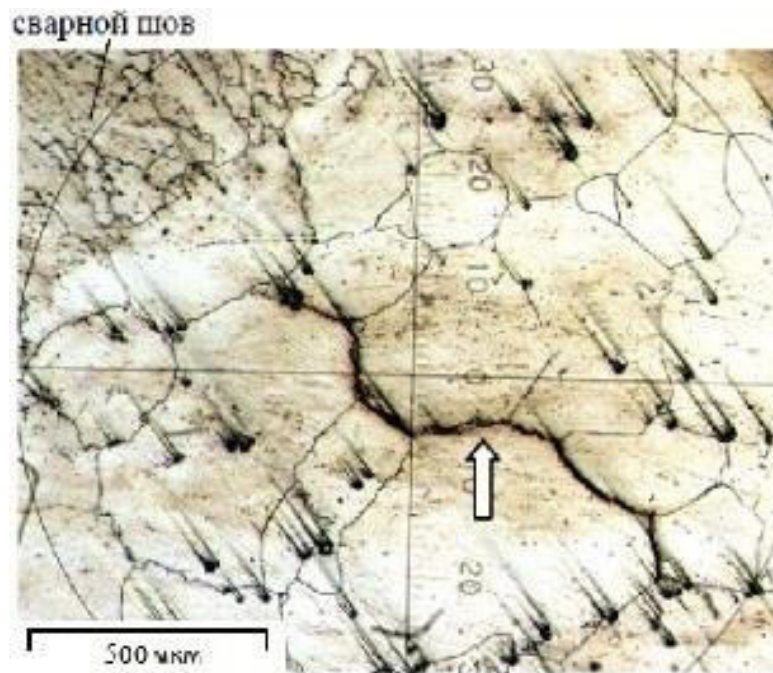


Рисунок 6.5 – Трещина в ЗТВ сварного соединения сплава ЭП718

В ЗТВ под «грибком» наблюдается значительное количество утолщенных границ зерен. Именно по ним существует наибольшая вероятность образования в последствии дефектов (микротрещин) из-за действия максимальных растягивающих температурных деформаций, возникших при ЭЛС и последующей термообработке.

6.2 Особенности формирования геометрических параметров, дефектности, структуры и свойств сварных швов при ЭЛС сплава ЭП718

Реализацию режимов сварки, исследование микроструктуры и механических свойств сварных швов производили на имитаторе натурального узла (рисунок 6.6, а). Образцы длиной 200 мм, шириной 50 мм и толщиной 13 мм были изготовлены из кольца цельнокатаного (рисунок 6.6, а, поз. 1) и листового материала (рисунок 6.6, а, поз.2) жаропрочного сплава ЭП718.

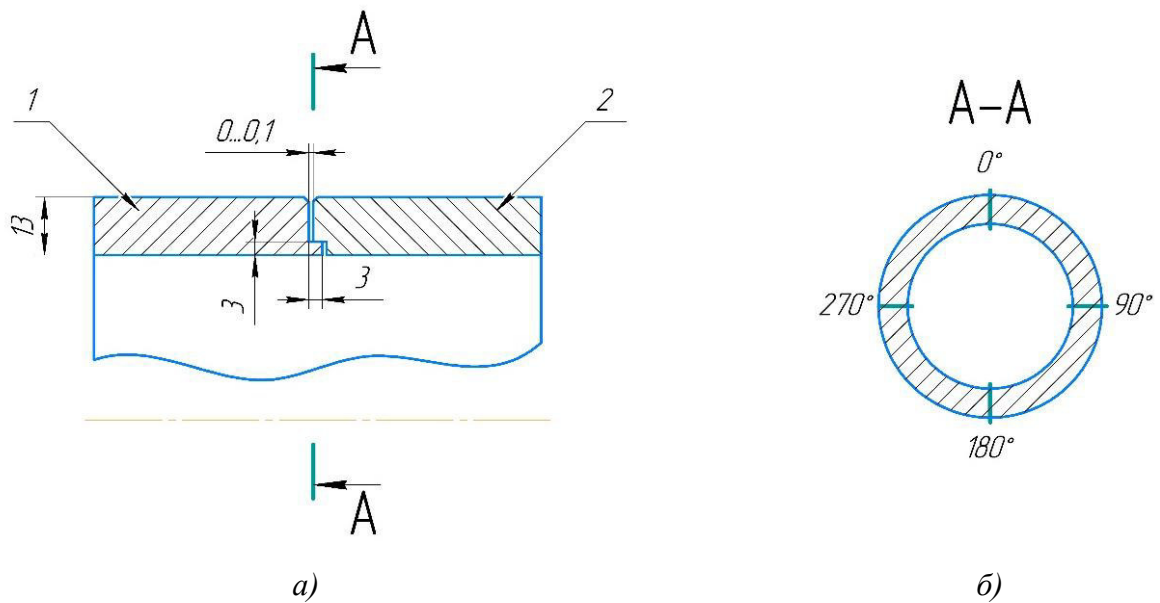


Рисунок 6.6 – Эскиз образца – имитатора:
1 – кольцо цельнокатаное; 2 – листовой материал

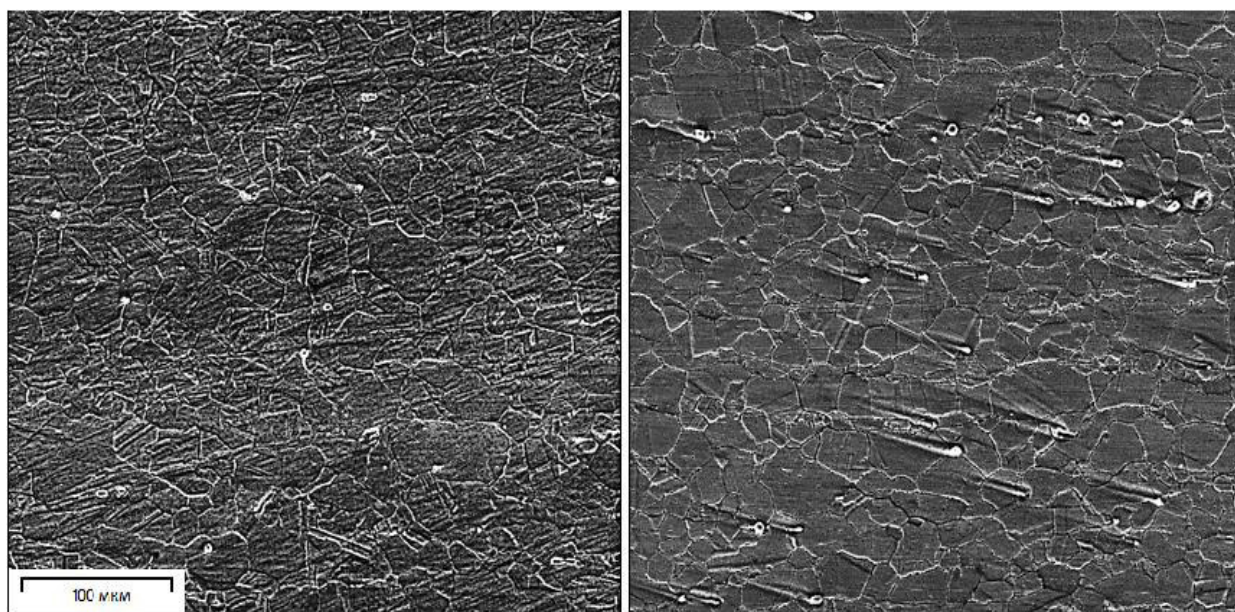
Химический состав свариваемых деталей определен методом спектрального анализа на спектрометре (результаты представлены в таблице 6.1). Состав материала образцов соответствует сплаву ЭП718.

Таблица 6.1 – Химический состав исследуемого сплава ЭП718, масс. %

Место вырезки образца	C	Si	Mn	S	P	Cr	Ni	W	Mo	Ti	Al	Nb
Рисунок. 6.6, а поз. 1	0,05	0,007	0,07	0,0016	0,004	15,6	45,24	3,44	4,45	2,08	0,99	1,13
Рисунок. 6.6, а, поз. 2	0,05	0,08	0,24	0,0016	0,01	15,9	44,73	3,23	4,11	2,17	0,98	1,01
[151]	≤0,1	≤0,3	≤0,6	≤0,01	≤0,015	14-16	43-47	2,5-3,5	4,0-5,2	1,9-2,4	0,9-1,4	0,8-1,5

Перед выполнением сварки проводилась оценка предела прочности образцов с цельнокатаного кольца ($\sigma_b \geq 930$ МПа) и листового материала ($\sigma_b \geq 990$ МПа). Так как листовой материал имеет повышенную прочность (более 980 МПа), перед сваркой выполнили закалку. На рисунке 6.7 представлена микроструктура листового жаропрочного дисперсионно-твердеющего никелевого сплава ЭП718 толщиной 13 мм в состоянии поставки (рисунок 6.7, а) и после закалки при температуре 1100 °С, время

выдержки 2 часа с последующем охлаждением на воздухе (рисунок 6.7, б). Микроструктура материала представляет собой зерна γ -фазы, карбиды и γ' -фазу (рисунок 6.7, а).



а)

б)

Рисунок 6.7 - Микроструктура сплава ЭП718

а) в состоянии поставки; б) после термической обработки (заковки)

Микроструктура жаропрочного сплава (рисунок 6.7) имеет 3-6 балл зерна шкалы № 3 [130].

Для выполнения исследований на образце-имитаторе натурального узла реализовано 9 режимов сварки, представленных в таблице 6.2.

Таблица 6.2 – Режимы сварки образцов сплава ЭП718

№ режима	Скорость перемещения луча, мм/с	Ток луча, мА	Ток фокусировки, мА
1	9	60	504
2		62	507
3		65	507
4	7	80	480
5	6	75	504
6		65	504
7		62	504
8		60	504
9	5	70	504

Режимы сварки выбирались для обеспечения полного провара образцов толщиной 13 мм, исходя из рекомендаций нормативно-технической документации (НТД).

Для повышения стойкости сварного соединения против термического растрескивания в условиях его эксплуатации (в интервале температур старения), а также уровня и стабильности прочностных характеристик и характеристик работоспособности выполнен полный цикл термообработки (закалка + старение). Режим термической обработки представлен в таблице 6.3.

Таблица 6.3 – Режимы термической обработки образцов из сплава ЭП718

До сварки	Термообработка после сварки	
Закалка	Закалка (снятие напряжений)	Старение
Выдержка при 1100 °С в течение 2 часов, охлаждение на воздухе	Выдержка при температуре 1100 °С в течение 1 часа, охлаждение в контейнере на воздухе с подачей аргона до 500-600 °С, далее без подачи аргона	Выдержка при температуре 780 °С в течение 5 часов, при температуре 650 °С в течении 16 часов с охлаждением на воздухе

Результаты испытаний временного сопротивления, предела текучести, относительного удлинения и сужения приведены в таблице 6.4.

Таблица 6.4 – Механические свойства сварных соединений сплава ЭП718

№ режима	Временное сопротивление, σ_b , МПа	Предел текучести, σ_t , МПа	Относительное		Ударная вязкость при изгибе, КСU, МДж/м ²	Среднее значение микро-твердости
			Удлинение, δ , %	Сужение, ψ , %		
1	1070-1090	630-650	13,0-13,8	16,9-17,8	0,60-0,62	355
2	1060-1080	610-630	14,6-15,0	19,6-20,1	0,60-0,62	361
3	1110-1130	620-640	17,3-18,2	25,7-26,4	0,55-0,57	359
4	1060-1080	750-770	19,0-23,0	24,0-27,5	0,69-0,71	335
5	1070-1090	620-640	15,9-18,5	14,7-16,3	0,35-0,50	308
6	1240-1247	819-843	17,3-18,2	25,7-26,4	0,55-0,57	359
7	1110-1130	810-830	14,6-15,0	19,6-20,1	0,60-0,62	361
8	1150-1170	830-850	13,0-13,8	16,9-17,8	0,60-0,62	355
9	1065-1075	615-640	16,7-17,9	23,9-24,8	0,45-0,54	344
[150]	≥ 1080	≥ 790	≥ 12	≥ 14	$\geq 0,35$	-
[151]	≥ 1080	≥ 790	≥ 13	-	$\geq 0,35$	-

Разрушение образцов при определении временного сопротивления произошло: режим сварки № 3 – по основному материалу на расстоянии

10,0 мм от сварного шва; режим сварки № 4, 7 и 8 – по сварному шву. Разрушение образцов по режимам сварки № 1, 2, 5, 6 и 9 произошло по ЗТВ на расстоянии 0,5-3,0 мм от сварного шва. В зоне разрушения всех образцов трещин не обнаружено. В исследованных сварных швах, полученных на режимах № 1-7, 9, имеется 100 % провар.

В макроструктуре сварных швов имеются характерные для ЭЛС зоны: зона «грибка» (параметры h , b), кинжальная зона (параметры e , d), корень шва сформирован в замковой части соединений (рисунок 6.8).

В исследованных сварных швах на режимах № 5, 6 и 7 имеется 100 % провар (рисунки 6.8, а, б, в). В сварном соединении на режиме № 8 выявлен непровар величиной 0,1 мм (рисунок 6.8г по стрелке H), в одном сечении выявлена единичная пора диаметром 1,0 мм (рисунок 6.8, г по стрелке, согласно нормативной документации для данной толщины материала допускаются поры до 1,5 мм). Трещин и других дефектов сварки при микроисследовании сечений сварных образцов не обнаружено.

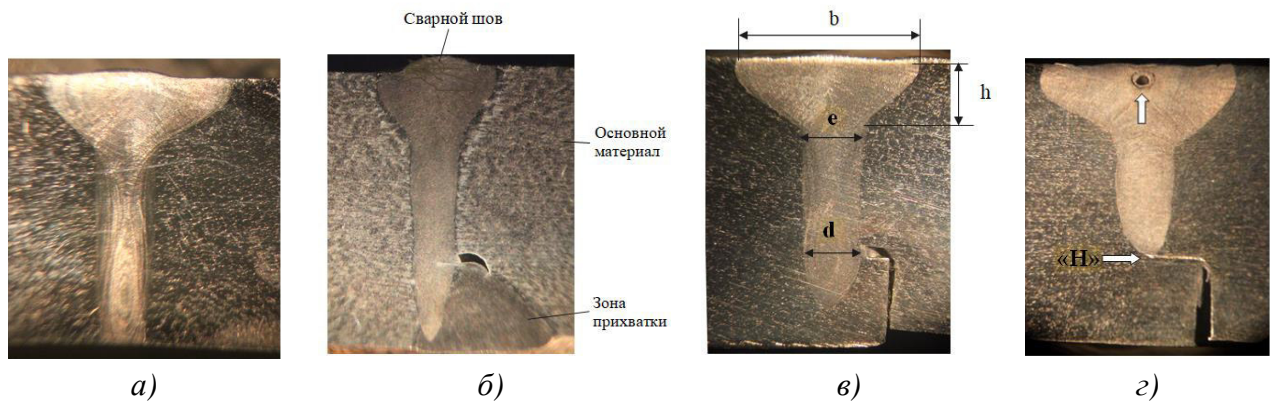


Рисунок 6.8 – Макроструктура сварных соединений, при увеличении $\times 3$:

а) режим № 5; б) режим № 6; в) режим № 7; г) режим № 8

Габаритные размеры сварного шва каждого режима (рисунок 6.8, в) представлены в таблице 6.5.

Таблица 6.5 – Габаритные размеры сварного шва сплава ЭП718

№ режима	h , мм	b , мм	e , мм	d , мм	Глубина провара, мм
1 (ток луча 60 мА)	3,0-3,5	6,3-6,4	2,5-2,6	2,1-2,2	9,2
2 (ток луча 62 мА)	2,7-3,0	6,6-6,8	2,1-2,2	1,6-1,8	9,6
3 (ток луча 65 мА)	2,5-3,0	5,5-6,2	2,0	1,1-1,5	11,5
4 (ток луча 80 мА)	2,6-2,8	6,4-6,5	1,9-2,2	1,0-1,2	15,0
5 (ток луча 75 мА)	4,0-4,8	8,3-9,0	2,7-3,0	2,1-2,3	14,0
6 (ток луча 65 мА)	2,5-3,0	5,5-6,2	2,5-2,6	2,1-2,2	13,3
7 (ток луча 62 мА)	2,7-3,0	6,6-6,8	2,1-2,2	1,6-1,8	13,1
8 (ток луча 60 мА)	3,0-3,5	6,3-6,4	2,0	1,1-1,5	13,0
9 (ток луча 70 мА)	4,0-4,6	8,9-9,5	2,7-3,0	0,2-0,8	9,8
НТД	не регламентируется*		1,5-3,5	1,5-2,5	не менее 13,0

Величина провара сварного шва максимальная при токе луча 80 мА. На необходимую нам глубину проварили образцы на режимах сварки № 3-8. Как видно из таблицы 6.5 на режиме сварки № 9 наблюдается максимальная ширина ванны b в зоне «грибка». На режиме № 5 высота грибковой зоны h максимальная, что приводит к дополнительному нагреву и вероятности утолщений границы зерен и образования микротрещин. На режимах № 6 и № 7 получили высоту грибковой зоны одинаковую, ширина грибковой зоны минимальная на режиме № 6, однако требуемая глубина провара получена на режиме № 6 при токе луча 65 мА, что обеспечивает минимальное тепловложение в металл и снижает вероятность утолщения границ зерен в ЗТВ и появления трещин. С учетом несоответствия НТД механических свойств сварных швов режимов № 1-5, 9 (временное сопротивление и предел текучести) их микроисследование в дальнейшем не проводили.

В материале образцов на режимах № 6-8 до термообработки в ЗТВ наблюдаются утолщенные границы зерен (рисунки 6.9 - 6.11). Это предположительно обусловлено выделением карбидных фаз при нагреве во время сварки и последующим охлаждением, обусловленное ускоренной диффузией по границам зерен, что может привести впоследствии к образованию трещин [26, 27]. После термообработки количество утолщенных границ зерен увеличилось.

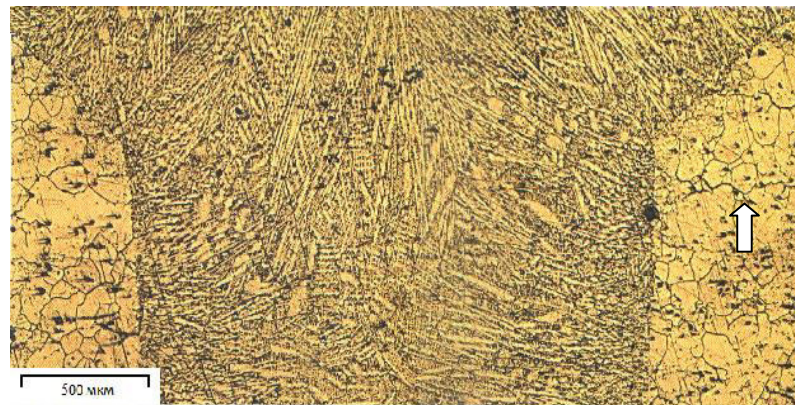


Рисунок 6.9 – Микроструктура сварного шва сплава ЭП718 при ЭЛС на режиме № 7

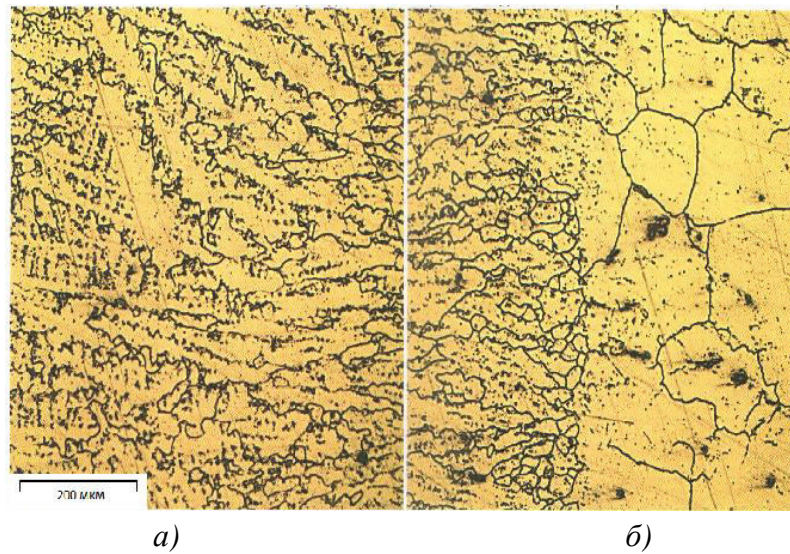


Рисунок 6.10 – Микроструктура сварного соединения сплава ЭП718 после ЭЛС на режиме № 6

а) сварной шов; *б)* ЗТВ

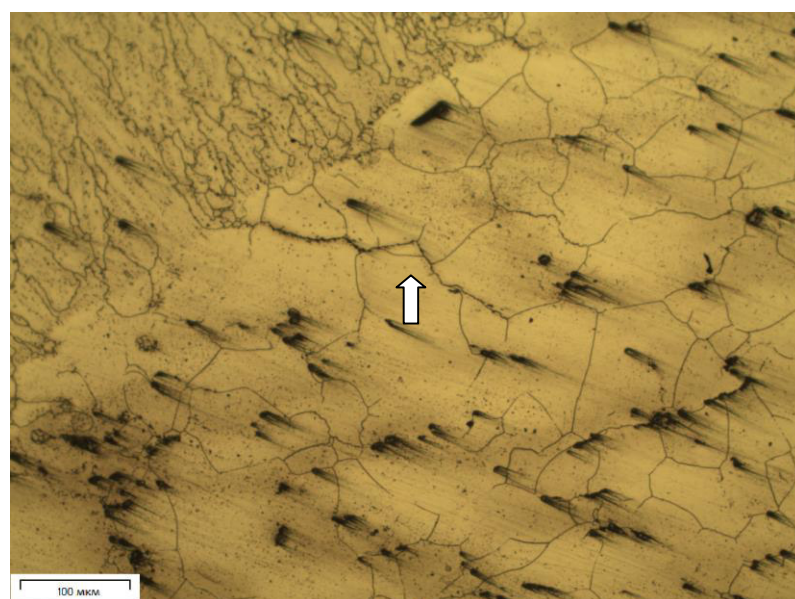


Рисунок 6.11 – Микроструктура сплава ЭП718 в ЗТВ с утолщенными границами зерен (режим ЭЛС № 8)

Микроструктура основного материала всех образцов – неоднородная, разнотернистая: в основном размер зерна на образцах соответствует 3-4 баллу шкалы № 3 [130], на некоторых участках и в ЗТВ наблюдаются отдельные зерна 3 балла. На образце, полученном на режиме сварки № 8, имеются утолщенные границы зерен (рисунок 6.11). Микроструктура образца, полученного на режиме сварки № 6, представлена на рисунке 6.10; дефекты в виде утолщенных границ зерен выявлены не на всех образцах.

В технологическом припуске по всей высоте «подгрибковой» зоны сварных швов на локальных участках наблюдаются утолщенные границы зерен (рисунки 6.12-6.15). Кроме того, в данной зоне на режиме № 1 выявлены микронесплошности протяженностью 0,05-0,20 мм.

Микроструктура основного материала – γ -фаза + карбиды, размер зерна соответствует 3-4 баллу шкалы № 3 [130].

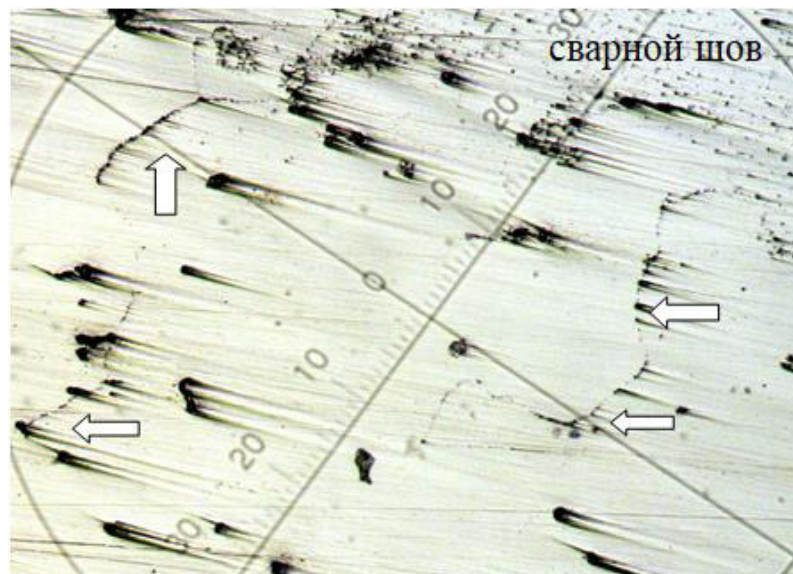


Рисунок 6.12 – Утолщенные границы зерен на локальных участках в ЗТВ сплава ЭП718 (режиме ЭЛС №8 (шлиф без травления)). X200

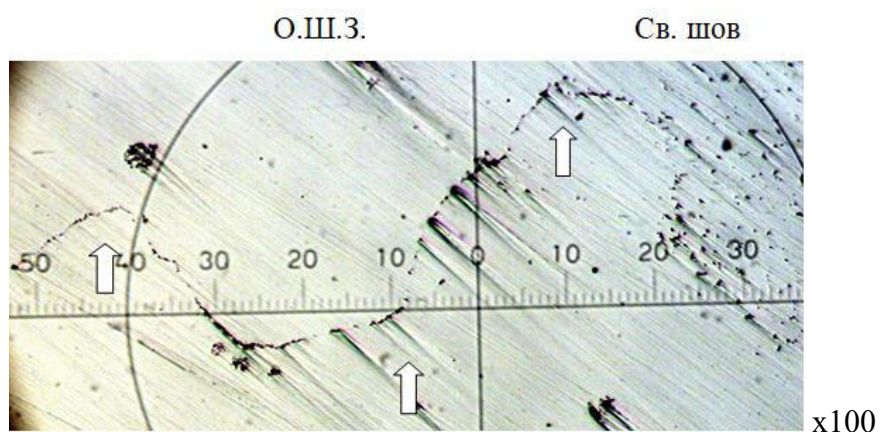


Рисунок 6.13 – Утолщенные границы зерен на локальных участках в ЗТВ сплава ЭП718 (режим ЭЛС № 8 (шлиф без травления))

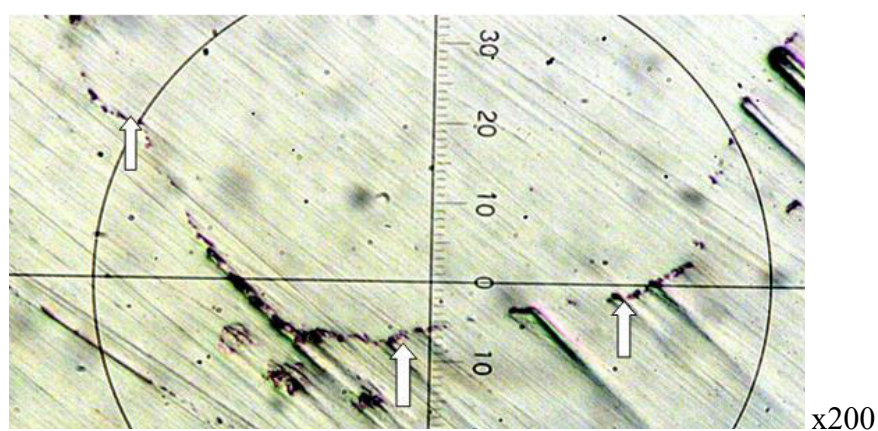


Рисунок 6.14 – Утолщенные границы зерен на локальных участках в ЗТВ сплава ЭП718 (режим ЭЛС № 7 (шлиф без травления))

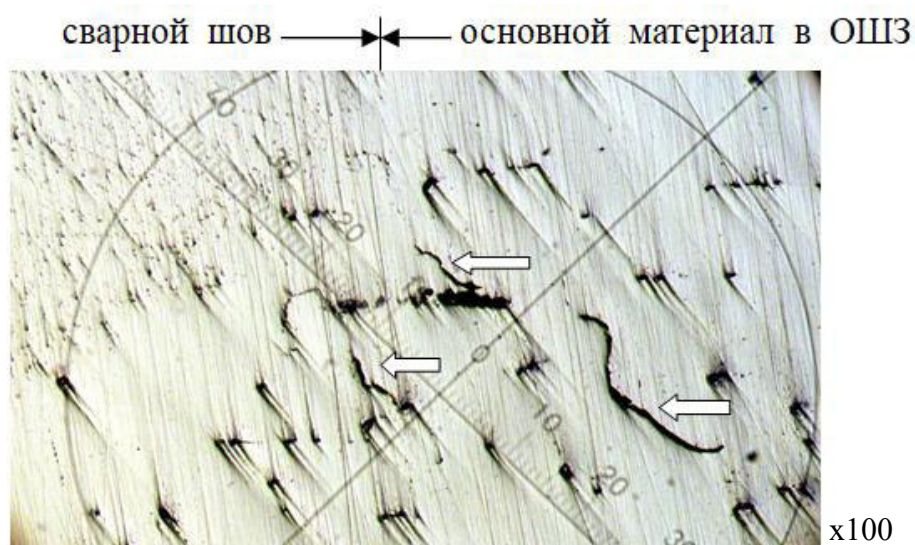


Рисунок 6.15 – Утолщенные границы зерен в ЗТВ сплава ЭП718 (режим ЭЛС № 7(шлиф без травления))

На режиме № 6 получили оптимальные геометрические параметры сварного шва. Сварной шов имеет столбчатую структуру литого сплава,

ближе к центру наблюдаются нитевидные кристаллы, которые обеспечивают более высокую жаропрочность материала полученного неразъемного соединения. Интенсивный отвод тепла в условиях ЭЛС в основной металл сокращает размеры ЗТВ и формирует мелкодендритную структуру по краю сварного шва (рисунок 6.16) за счет использования сварки концентрированными источниками энергии. Основной металл в ЗТВ имеет однородное крупнозернистое строение. В структуре наблюдаются карбонитриды и карбиды, а также мелкодисперсная интерметаллидная γ' -фаза. В микроструктуре ЗТВ наблюдаются увеличенное зерно относительно основного материала.

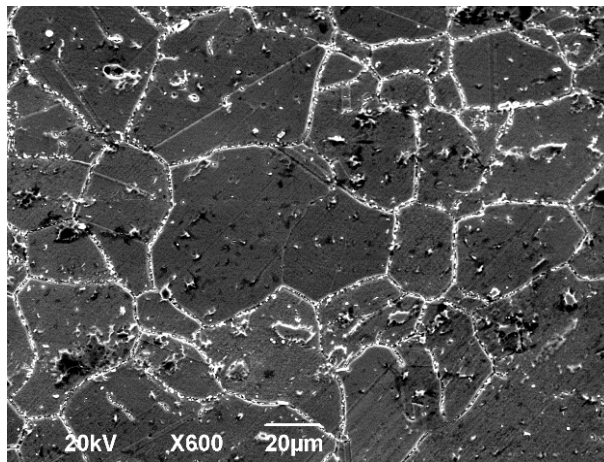


Рисунок 6.16 – Микроструктура сплава ЭП718 после ЭЛС в ЗТВ при токе луча 65 мА и скорости 6 мм/с

Микроисследованием установлено: в ЗТВ наблюдается утолщенных границ зерен шириной 3-7 мкм (таблица 6.6).

Таблица 6.6 – Ширина утолщенных границ зерен в сплаве ЭП718

№ режима сварки	Ширина утолщенных границ зерен, мкм
6	3-4
7	5-7
8	4-5

Для определения влияния утолщенных границ зерен на выносливость сплава проведены усталостные испытания образцов с утолщенными границами зерен и без них.

Для испытаний получены образцы на режимах сварки № 6, № 7 и № 8, вырезанные из деталей, которые прошли полный технологический цикл изготовления (сварка, термическая и механическая обработки). По результатам исследования микроструктуры на режимах № 7 и № 8 на всех образцах имеются утолщенные границы зерен; при реализации режима № 6 утолщенные границы выявлены не на всех образцах.

Для испытания подобраны образцы в количестве по 10 шт. (режимы сварки № 6, № 7 и № 8) с утолщением границ зерен в ЗТВ и 10 шт. (режим сварки № 6) без утолщенных границ зерен в ЗТВ. Дополнительно провели испытание на усталость образцов с утолщенными границами зерен от 4 до 7 мкм (режим испытания № 21 и № 22, таблица 6.7).

Перед проведением испытаний все образцы препарировались тензорезисторами с базой 5 мм по схеме, приведенной на рисунок 6.17. Режим испытаний задавался по контрольному тензорезистору № 1, наклеенному на сварном шве. Для контроля режима испытаний использовался тензорезистор № 2.

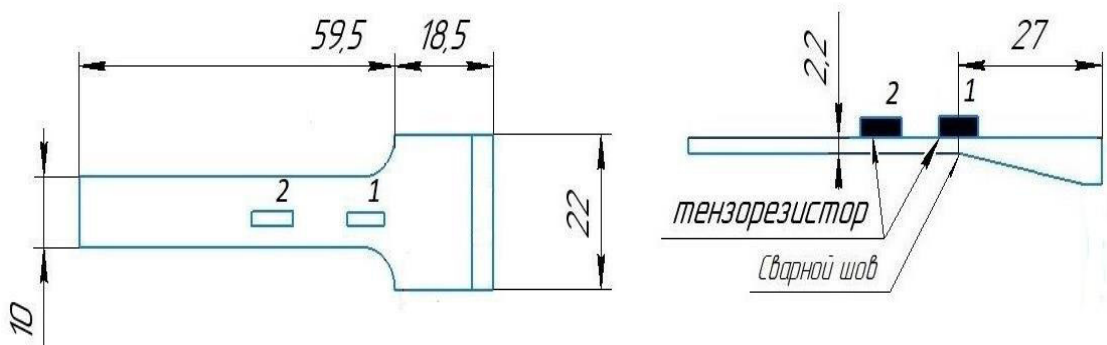


Рисунок 6.17 – Эскиз образца для испытания на выносливость

Образцы испытывали на выносливость при консольном изгибе на вибростенде на частоте основного тона (1-я форма собственных колебаний детали) на частоте колебаний основного тона ~ 500 Гц. База испытаний – 10^7 циклов, температура испытаний – 20°C . При задании уровня переменных напряжений динамический модуль упругости для сплава ЭП718 при комнатной температуре был принят равным $E = 204000$ МПа. Начальный

уровень переменных напряжений – 400 МПа, изменение уровня переменных напряжений σ_a производили с шагом 20 МПа.

За критерий разрушения принималось снижение резонансной частоты колебаний образца на 2 % относительно исходного значения. Для визуального обнаружения трещин испытания продолжались до снижения резонансной частоты на ~ 10 %, наработанные при этом циклы не учитывались. Результаты испытаний образцов приведены в таблице 6.7.

Таблица 6.7 – Параметры испытания на выносливость сплава ЭП718

№ режима испытания	Величина переменных напряжений, σ_a , МПа	Число циклов $N \times 10^6$, цикл	Место разрушения
Образцы без утолщенных границ зерен			
1	400	2,21	по сварном шву
2	360	2,72	по сварном шву
3	340	5,39	по ЗТВ
4	320	6,65	по сварном шву
5	300	9,31	по ЗТВ
6	300	7,35	по сварном шву
7	280	10,0	не разрушился
8	280	10,0	не разрушился
9	280	10,0	не разрушился
10	280	20,0	не разрушился
Образцы с утолщенными границами зерен			
11	400	1,99	по ЗТВ
12	360	4,34	по ЗТВ
13	340	4,22	по ЗТВ
14	320	6,97	по ЗТВ
15	300	7,87	по ЗТВ
16	300	9,31	по ЗТВ
17	280	10,0	не разрушился
18	280	10,0	не разрушился
19	280	10,0	не разрушился
20	280	20,0	не разрушился
21	240	2,04	по ЗТВ
22	240	2,79	по ЗТВ

Примечание:

21 – партия образцов получена по режиму сварки № 7

22 – партия образцов получена по режиму сварки № 8

Предел выносливости образцов, полученных по режиму сварки № 6, как с утолщенными границами зерен в ЗТВ, так и без них, не разрушившихся

на базе 10×10^6 циклов, составил $\sigma_a = 280$ МПа. Предел выносливости образцов по режимам сварки №7 и №8 с утолщенными границами зерен на базе 2×10^6 циклов, составил $\sigma_a = 235$ МПа, разрушение при напряжениях 240 МПа произошло по ЗТВ.

Наличие утолщенных границ зерен в ЗТВ величиной более 5 мкм снижают выносливость образцов. Наличие утолщенных границ зерен в ЗТВ величиной до 4 мкм не влияет на выносливость образцов. Результаты испытаний образцов с режимом сварки № 6 на сопротивление усталости представлены графически на рисунке 6.18. Кривые усталости приведены с вероятностью разрушения 50 %.

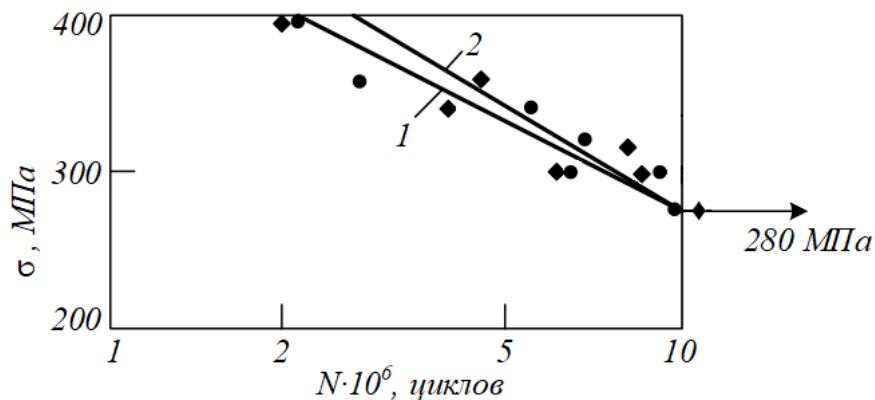


Рисунок 6.18 – Кривые усталости образцов сплава ЭП718 (режим сварки № 6):
 ● – с утолщенными границами зерен в ЗТВ (1); ♦ – без утолщенных границ зерен (2)

Для описания места расположения очагов разрушения приняли следующие условные обозначения: поверхность со стороны маркировки – А, поверхность со стороны тензодатчика – Б, правый и левый торец узкой части образца со стороны поверхности А (рисунки 6.19 - 6.20). Высота плоскости разрушения указана от основания широкой части образцов. Расположение очагов разрушения приведено в табл. 6.8.

Таблица 6.8 – Очаги разрушения сварных соединений образцов из сплава ЭП718

№ режима испытания	Начало разрушения	Место разрушения
Образцы без утолщенных границ зерен		
1	На поверхности А на расстоянии ~ 1,3 мм от правого торца	Разрушение по сварному шву
2	На поверхности А на расстоянии ~ 0,6 мм от правого торца	Разрушение по сварному шву

3	На поверхности Б от правого торца	Разрушение по ЗТВ на расстоянии 0,6-1,2 мм от сварного шва
4	На поверхности А на расстоянии ~ 5,3 мм от правого торца	Разрушение по сварному шву
5	На поверхности Б от левого торца	Разрушение по ЗТВ
6	На поверхности Б от правого торца	Разрушение по ЗТВ
Образцы с утолщенными границами зерен		
11	На поверхности Б от правого торца	Разрушение по ЗТВ
12	На поверхности Б от правого торца	Разрушение по основному материалу на расстоянии 1,6-1,9 мм от сварного шва (ЗТВ)
13	На поверхности А от правого торца	Разрушение по ЗТВ
14	На поверхности Б от левого торца	Разрушение по ЗТВ
15	На поверхности А от правого торца	Разрушение по ЗТВ
16	На поверхности Б от правого торца	Разрушение по основному материалу на расстоянии 0,5-0,6 мм от сварного шва
21	На поверхности Б от правого торца	Разрушение по ЗТВ на расстоянии 0,9-1,0 мм от сварного шва
22	На поверхности Б от правого торца	Разрушение по ЗТВ на расстоянии 0,7-0,8 мм от сварного шва

При внешнем осмотре установлено, что разрушение всех образцов (таблица 6.8) произошло на расстоянии 30,1-32,0 мм от основания широкой части в зоне расположения тензодатчика № 1 (рисунки 6.19 - 6.20).

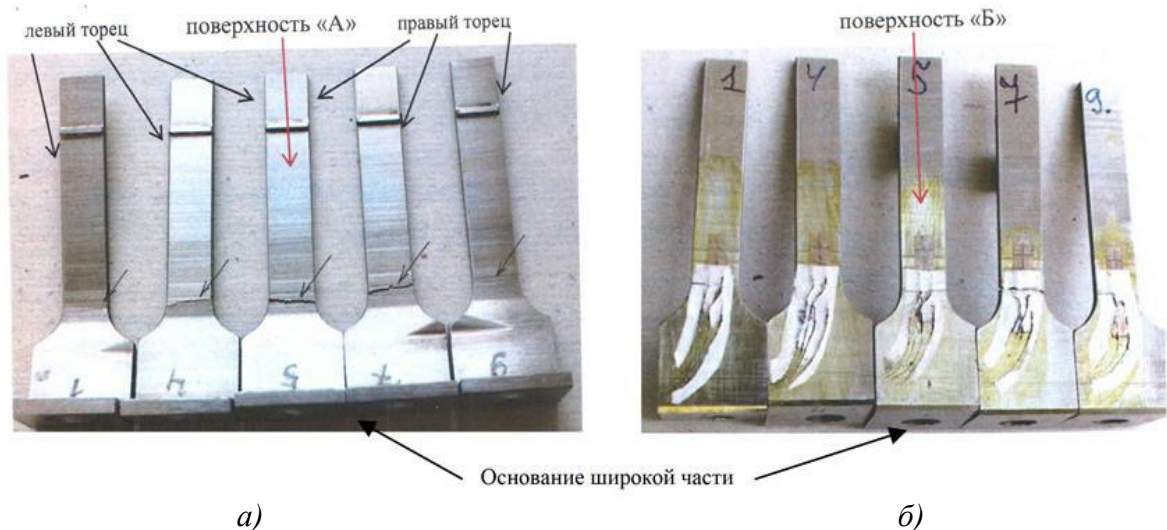


Рисунок 6.19 – Внешний вид и место разрушения образцов из сплава ЭП718 без утолщенных границ зерен (x0,8):

а) красной стрелкой указана поверхность А, б) поверхность Б

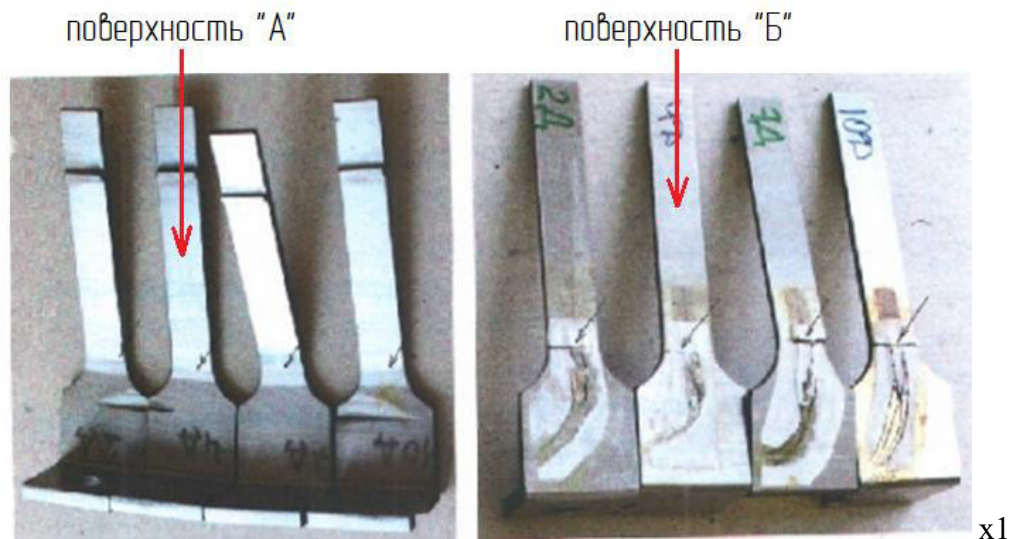


Рисунок 6.20 – Внешний вид и место разрушения образцов из сплава ЭП718 (указано стрелкой) с утолщенными границами зерен

При анализе изломов усталостных образцов установлено, что зона развития усталостной трещины в образцах без утолщенных границ зерен имеет существенно большую протяженность, чем в образцах с утолщенными границами шириной 5-7 мкм. Это свидетельствует о более длительном периоде развития усталостных трещин до наступления долома в образцах первого типа.

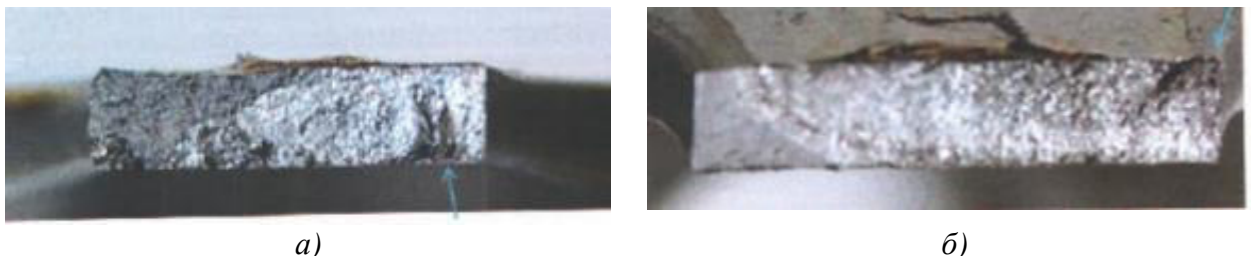


Рисунок 6.21 – Изломы образцов из сплава ЭП718 зерен (x9):

а) без утолщенных границ (режим испытания № 6) с величиной переменных напряжений 300 МПа, б) с утолщенными границами (режим испытания № 22) с величиной переменных напряжений 240 МПа

Макроанализ проводился на шлифах, изготовленных по боковой поверхности образцов в зоне разрушения. Разрушение образцов произошло как по сварному шву (режим сварки № 6, режимы испытаний № 1, 2, 4, 6), так и по ЗТВ (режим сварки № 6, режимы испытаний № 3, 11, 12, 14, 16; режимы сварки № 7 и № 8, режимы испытаний № 22 и № 21 соответственно). Как видно из таблицы 6.8 образцы с утолщенными границами зерен шириной

более 4 мкм разрушились по ЗТВ. Утолщенные границы зерен явились концентраторами образования трещин, что привело к последующему разрушению.

Микроструктура сварного шва имеет столбчатую структуру литого сплава, ближе к центру наблюдаются нитевидные кристаллы, ЗТВ практически отсутствует, отчетливо просматривается граница сварного шва и основного материала.

Микроструктура ЗТВ характерная для сплава ЭП718, по границам зерен наблюдается γ' -фаза. Величина зерна соответствует 3-4 номерам шкалы № 3 [130]. Ширина сварного шва, замеренная на образцах, разрушенных по ЗТВ, составляет ~5,5-6,2 мм. Разрушение образцов в ЗТВ произошло по границе зёрен, что подтверждается анализом траектории развития трещины и типично для усталостного разрушения (рисунок 6.22).

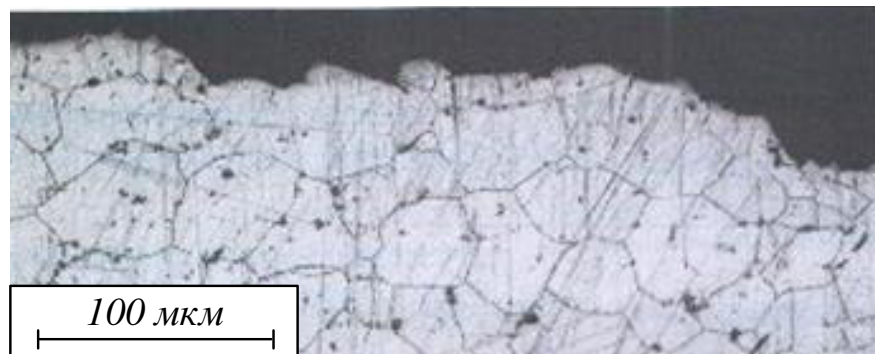


Рисунок 6.22 – Микроструктура ЗТВ около зоны излома образца из сплава ЭП718

На всех режимах испытаний получили дефекты в виде микротрещин. Макроанализ образцов, полученных при режиме сварки № 6, проводился на шлифах, изготовленных по боковой поверхности образцов в зоне разрушения. Разрушение образцов произошло как по сварному шву (режимы испытаний № 1, 2, 4, 6), так и по ЗТВ (режимы испытаний № 3, 11, 12, 14 и 16). Макроструктура представлена на рисунке 6.23.

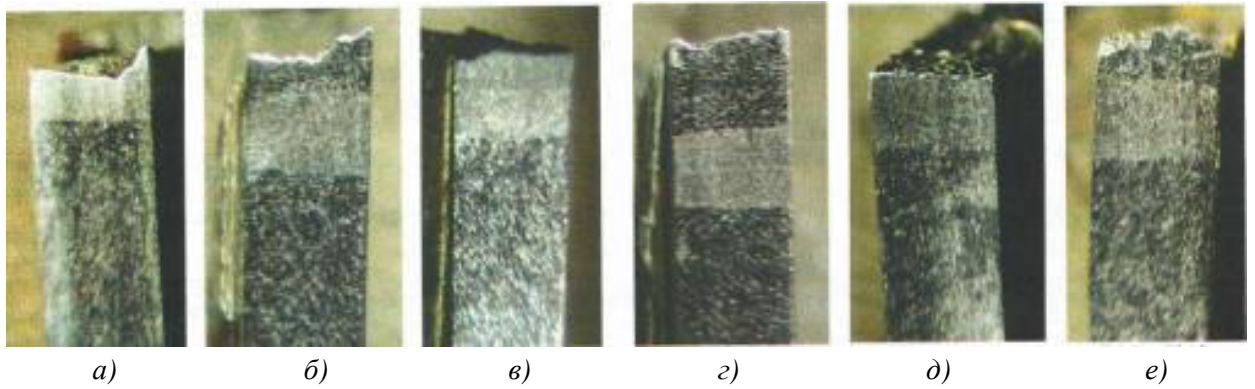


Рисунок 6.23 – Макроструктура образцов из сплава ЭП718 в зоне разрушения (x1,5):
 а) режим испытания № 1; б) режим испытания № 3; в) режим испытания № 4;
 з) режим испытания № 11; д) режим испытания № 14; е) режим испытания № 16

Микроанализ производился на тех же шлифах, что и макроанализ. По результатам проведенных исследований установлено:

1. Микроструктура основного материала характерная для сплава ЭП718, представляет собой γ -твердый раствор и упрочняющие фазы. Величина зерна соответствует 3-4 номерам шкалы № 3 [130].

2. Структура сварного шва отличается от основного материала столбчатой структурой, ЗТВ практически отсутствует, отчетливо просматривается граница стыка (рисунки 6.24 - 6.27).

3. Ширина сварного шва, замеренная на образцах, разрушенных по ЗТВ, составляет ~6,4-6,5 мм.

4. Разрушение образцов по основному материалу произошло по телу зёрен, что типично для усталостного разрушения.

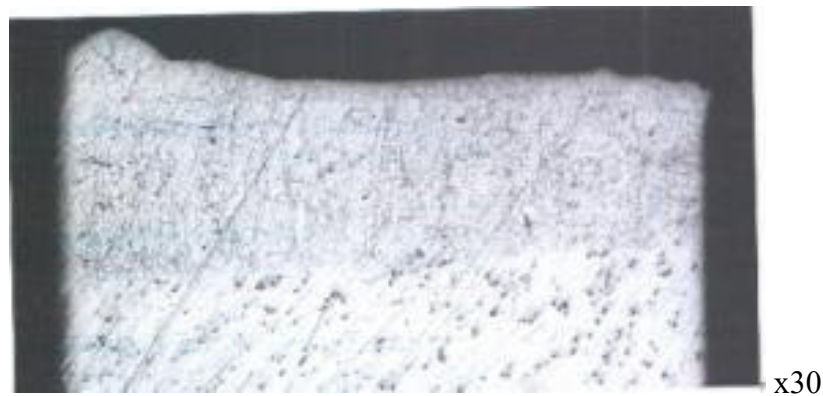
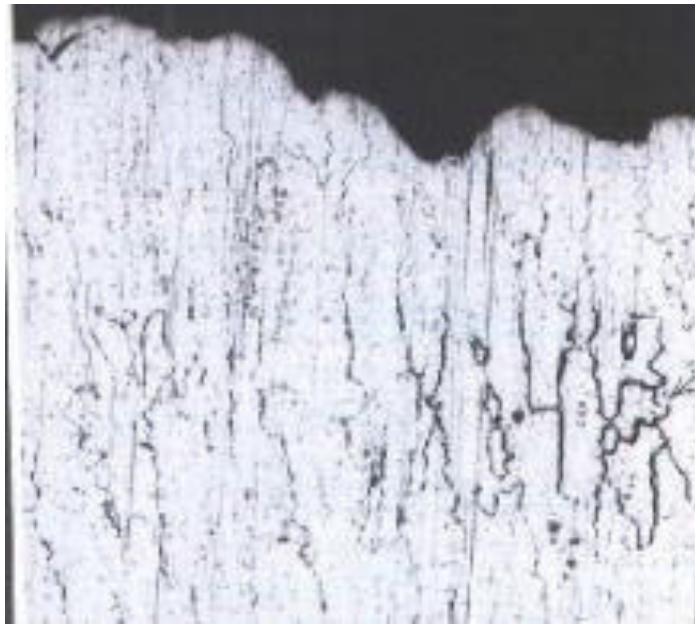
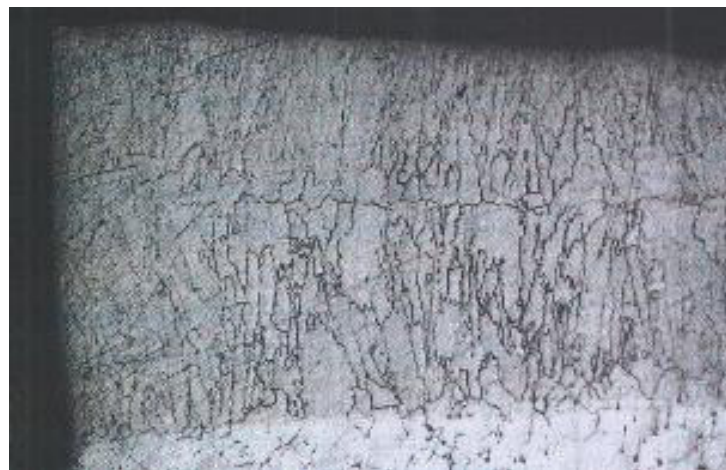


Рисунок 6.24 – Макроструктура по месту разрушения (режим испытания №4) образца из сплава ЭП718 без утолщенных границ зерен



x200

Рисунок 6.25 – Микроструктура по месту разрушения (режим испытания № 12) образца из сплава ЭП718 с утолщенными границами зерен



x100

Рисунок 6.26 – Микроструктура (режим испытания № 21) образца из сплава ЭП718 в зоне разрушения



x30

Рисунок 6.27 – Микроструктура образцов из сплава ЭП718 (режим испытания № 22) в зоне разрушения

6.3 Выводы по главе 6

При исследовании сварных швов образцов-имитаторов из сплава ЭП718 (ХН45МВТЮБР-ИД) толщиной 13 мм установлено:

1. Утолщенные границы зерен шириной 3-7 мкм в ЗТВ могут формироваться на всех режимах сварки. На режимах сварки со скоростью перемещения луча по поверхности образца 6 мм/с, током луча 60 мА и 62 мА ширина утолщенных границ зерен составила 4-5 мкм и 5-7 мкм соответственно. При режиме сварки со скоростью перемещения луча по поверхности образца 6 мм/с, током луча 65 мА – 3-4 мкм.

2. При испытании на выносливость разрушение образцов без утолщенных границ зерен (режим сварки № 3) произошло как по сварному шву, так и по ЗТВ на расстоянии ~0,6-1,2 мм от края сварного шва. При испытании на выносливость разрушение образцов с утолщенными границами зерен (режим сварки № 3) произошло по ЗТВ на расстоянии ~0,5-1,9 мм от сварного шва. Разрушение всех образцов имеет усталостный характер.

3. Анализ особенностей формирования сварного соединения ЭЛС жаропрочного сплава ЭП718 позволяет сделать предположение о механизме появления утолщенных границ зерен в ЗТВ. По результатам исследования и литературным данным, степень их проявления зависит от балльности зерна исходных заготовок и усугубляется при наличии в структуре материала зерен крупнее 3 балла.

4. Основное количество утолщенных границ зерен находятся в ЗТВ под «грибком», в которой существует наибольшая вероятность образования дефектов в виде трещин вследствие действия максимальных растягивающих температурных деформаций, возникших при ЭЛС и последующей термообработке.

5. Предел выносливости образцов, полученных по режиму сварки с током луча 65 мА и скоростью перемещения луча по поверхности образца 6 мм/с, как с утолщенными границами зерен, так и без, имеет одинаковую величину и составил $\sigma_a = 280$ МПа. На основании результатов испытаний

можно сделать вывод, что утолщенные границы зерен до 4 мкм, не оказывают влияния на усталостную прочность ЗТВ сварных швов.

6. Наличие утолщенных границ зерен более 4 мкм снижает усталостную прочность. Предел выносливости образцов на базе $2,04 \times 10^6$ циклов составил $\sigma_a = 235$ МПа. Имеющиеся утолщенные границы зерен в ЗТВ более 4 мкм являются концентратором напряжений и могут привести к дальнейшему появлению трещин в условиях реального нагружения.

7. На основе материаловедческого исследования и результатов механических свойств определено, что рациональным для сплава ЭП718 из цельнокатаного кольца является режим ЭЛС с током луча 65 мА, током фокусировки 504 мА и скоростью перемещения луча 6 мм/с. Сварной шов имеет минимальную ширину 6,2 мм с глубиной провара более 13,0 мм, разноструктурную микроструктуру с 3-4 баллом зерна и утолщенными границами зерен не более 4 мкм. Режим обеспечивает наибольшую прочность сварного соединения при растяжении. Предел выносливости составляет 280 МПа.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

1. Выполнены исследования особенностей формирования дефектности, геометрических параметров, химического состава, структуры и свойств, получаемых электронно-лучевой сваркой (ЭЛС) сварных соединений изделий авиационной и космической техники малой толщины (1,5-13 мм) из коррозионностойких, жаропрочных сталей и сплавов, в том числе тонкостенных паяных оболочек.

2. Установлены особенности формирования сварного шва толщиной 1,5 мм паяных тонкостенных оболочек сопла камеры сгорания ракетного двигателя из нержавеющей стали аустенитного класса 12X18H10T-ВД. Показано, что дефекты образуются при попадании элементов припоя в сварной шов при ЭЛС. Определены технологические параметры ЭЛС, при которых ширина сварного шва меньше щелевого зазора, паяное соединение не расплавляется и элементы припоя не попадают в сварной шов. Рациональный режим ЭЛС получен при токе луча 16 мА, токе фокусировки 759 мА и скорости перемещения луча 11 мм/с. При данном режиме ширина сварного шва составляет 2,3 мм с глубиной провара более 2,3 мм. Сварной шов имеет дендритную структуру (с размером дендрита до 300 мкм), однородные химический состав и микротвердость, высокую стойкость к образованию трещин. Режим обеспечивает предел прочности сварных образцов 580 МПа (по ТУ не менее 530 МПа) и отсутствие трещин при угле изгиба 130°.

3. При исследовании формирования сварного шва коррозионностойкой жаропрочной стали мартенситного класса 06X15H6MBФБ-Ш толщиной 9 мм установлено, что поры в корневой части шва образуются при токе фокусировки 740 мА. Параметрами рационального режима электронно-лучевой сварки стали 06X15H6BMФБ толщиной 9 мм являются скорость перемещения луча 3 мм/с, ток луча 48 мА и ток фокусировки 728 мА. При данном режиме ширина сварного шва составляет 6,0 мм с глубиной провара более 9,0 мм. Сварной шов имеет структуру крупноигльчатого мартенсита

отпуска, для соединения характерны однородные химический состав и микротвердость, дефекты не выявлены.

4. Изучены особенности получения сварного шва склонного к трещинообразованию жаропрочного сплава на никелевой основе ХН45МВТЮБР-ИД из листового материала толщиной 4 мм, полученного на весу без технологической подкладки. Показана связь режимов ЭЛС с образованием таких дефектов как непровар, поры, избыточный проплав с занижением лицевого валика сварного шва. Определены рациональные параметры ЭЛС для получения бездефектного сварного соединения с шириной сварного шва 4,8 мм и глубиной провара 4,0 мм: скорость перемещения луча 7 мм/с, ток луча 28 мА и ток фокусировки 780 мА. По центру сварного шва выявлена столбчатая дендритная структура литого сплава, в сварном шве сформировано зерно 7-8 балла (в основном материале величина зерна соответствует 9 баллу). Обеспечены однородность химического состава и микротвердости сварного соединения (306-349 HV_{0,05}).

5. Исследованы закономерности формирования на технологическом подкладном кольце сварного шва, склонного к трещинообразованию жаропрочного сплава на никелевой основе ХН67ВМТЮ-ВД. Выявлены особенности влияния режимов ЭЛС на образование дефектов типа пор и прожогов. Сварное соединение без дефектов получено при скорости перемещения луча 5 мм/с, которая является минимально рекомендуемой для сплавов на никелевой основе. Рациональным режимом сварки сплава ХН67ВМТЮ-ВД толщиной 6 мм являются режим при токе луча 42 мА, токе фокусировки 757 мА и скорости перемещения луча 5 мм/с; режим обеспечивает однородную микротвердость (290-295 HV_{0,05}) и химический состав сварного соединения. Сварной шов имеет столбчатую структуру литого сплава, представленную твердым раствором с выделениями упрочняющей фазы по границам зерен.

6. Анализ особенностей формирования сварного соединения при ЭЛС цельнокатаного листа жаропрочного сплава ЭП718 (ХН45МВТЮБР-ИД) позволил выявить образование утолщенных границ зерен в ЗТВ. Установлено, что утолщенные границы зерен до 4 мкм, не оказывают влияния на усталостную прочность сварных швов. Наличие утолщенных границ зерен более 4 мкм снижает усталостную прочность, поскольку они являются концентраторами напряжений и могут привести к появлению трещин в условиях реального нагружения. На основе материаловедческого исследования и результатов механических свойств определено, что рациональным для сплава ЭП718 является режим ЭЛС с током луча 65 мА, током фокусировки 504 мА и скоростью перемещения луча 6 мм/с. Сварной шов имеет минимальную ширину 5,7 мм с глубиной провара 13,0 мм, разнотекстурную микроструктуру с 3-4 баллом зерна и утолщенными границами зерен не более 4 мкм. Обеспечен уровень свойств соединения: временное сопротивление $\sigma_b = 1240-1247$ МПа (по ТУ не менее 1080 МПа), предел текучести $\sigma_t = 819-843$ МПа (по ТУ не менее 790 МПа), относительное удлинение $\delta = 17,3-18,2$ % (по ТУ не менее 13 %), относительное сужение $\psi = 25,7-26,4$ % (по ТУ не менее 14 %), ударная вязкость при изгибе $KCU = 0,55-0,57$ МДж/м² (по ТУ не менее 0,35 МДж/м²). Предел выносливости составляет 280 МПа.

7. Выполненные исследования позволили разработать рациональные параметры ЭЛС, обеспечивающие получение качественных сварных соединений малой толщины (1,5-13 мм) сталей 12Х18Н10Т-ВД и 06Х15Н6МВФБ-Ш, сплавов ХН45МВТЮБР-ИД и ХН67ВМТЮ-ВД в условиях производства деталей двигателей авиационной и ракетной техники.

Полученные результаты работы и разработанные режимы ЭЛС коррозионностойких, жаропрочных сталей и сплавов были внедрены на предприятиях-изготовителях данной техники – ПАО «ОДК-Кузнецов» и АО «Металлист-Самара», г. Самара.

СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННЫХ ИСТОЧНИКОВ

1. Васильев, А.П. Основы теории и расчёта жидкостных ракетных двигателей / А.П. Васильев и [др.]; под ред. В.М. Кудрявцева. – 3-е изд., испр. и доп. – М.: Высшая школа, 1983. – 703 с.
2. Володин, В.А. Конструкция и проектирование ракетных двигателей / В.А. Володин. – М.: Машиностроение, 1971. – 336 с.
3. Груздев, Б.Л. Свариваемость аустенитных жаропрочных сталей и сплавов [Электронный ресурс]: / Б.Л. Груздев. – Электронные текстовые данные (1 файл: 1,95 МБ). – Уфа: УГАТУ, 2014.
4. Кайдалов, А.А. Электронно-лучевая сварка и смежные технологии / А.А. Кайдалов. – 2-е изд., перераб. и доп. – Киев: Экотехнология, 2004. – 259 с.
5. Патон, Б.Е. Основы технологии электронно-лучевой сварки / Б.Е. Патон, Г.И. Лесков // Автоматическая сварка, 2003. – № 12. – С. 23-27.
6. Назаренко, О.К. Электронно-лучевая сварка / О.К. Назаренко, А.А. Кайдалов, С.Н. Ковбасенко и др.; под ред. Б.Е. Патона. – Киев: Наук. Думка, 1987. – 256 с.
7. Терентьев, Е.В. Влияние скорости сварки на формирование шва при ЭЛС со сквозным проплавлением / Е.В. Терентьев, В.К. Драгунов, А.П. Слива, А.В. Щербаков // Сварочное производство, 2014. – № 2. – С. 25-29.
8. Гончаров, А.Л. Исследование влияния структурной неоднородности на механические свойства разнородных сварных соединений стали 20 и 12Х18Н10Т / А.Л. Гончаров, А.П. Слива, А.Ю. Марченков, Е.В. Терентьев, И.Е. Жмурко // Тезисы докладов Международной конференции «Сварка в России 2019: Современное состояние и перспективы» (3-7 сентября 2019 года, г. Томск, Россия). – С. 84-85.
9. Беленький, В.Я. Некоторые аспекты контроля процесса сварного шва при электронно-лучевой сварке со сквозным проплавлением / В.Я. Беленький, Д.Н. Трушников, А.В. Шварев // Сварка и диагностика, 2010. – № 1. – С. 41-43.

10. Беленький, В.Я. Электронно-лучевая сварка: монография / Г.М. Младенов, Д.Н. Трушников, В.Я. Беленький, Е.Г. Колева. – Пермь: Изд-во ПНИПУ, 2014. – 373 с.
11. Лаптенко, В.Д. Управление электронно-лучевой сваркой / В.Д. Лаптенко, А.В. Мурыгин, Ю.Н. Серегин, В.Я. Браверман. – Красноярск: САА, 2000. – 234 с.
12. Браверман, В.Я. Вопросы управления формированием сварного шва при электронно-лучевой сварке / В.Я. Браверман, В.С. Белозерцев, В.П. Литвинов, О.В. Розанов // Вестник Сибирского государственного аэрокосмического университета им. академика М.Ф. Решетнева, 2012. – № 2. – С. 23-29.
13. Arata, Y. Theoretical analysis of weld penetration due to high energy density beam / Y. Arata, I. Miyamoto // Transactions of the JWRI, 1972. – Т. 1. – № 1. – P. 11-16.
14. Rai, R. Heat transfer and fluid flow during electron beam welding of 304L stainless steel alloy / R. Rai, T.A. Palmer, J.W. Elmer, T. Debroy // Welding Journal, 2009. – Vol. 88. – P. 54-61.
15. Tian, Y. Finite element modeling of Electron Beam Welding of a large complex al alloy structure by parallel computations / Y. Tain, C. Wang, D. Zhu, Y. Zhou // Journal of materials processing technology, 2008. – Vol. 199. – P. 41-48.
16. Yilbas, B.S. Introduction into the electron beam welding of austenitic 321-type stainless steel / B.S. Yilbas, M. Sami, J. Nickel, A. Coban, S.A.M. Said // J. Mater Process Tech, 1998. – Vol. 82. – P. 13-20.
17. Яскин, А.В. Конструктивные схемы РДТТ. Справочные материалы: учебное пособие по дисциплине «Основы конструирования ракетных двигателей» для студентов специальности 130400 / А.В. Яскин, С.Н. Вагичев. Алтайский государственный технический университет, БТИ. – Бийск: изд-во Алтайский государственный технический университет, 2005. – 67 с.
18. Яскин, А.В. Конструкции и отработка ракетных двигателей на твёрдом топливе: учебное пособие / А.В. Яскин. Алтайский государственный

технический университет, БТИ. – Бийск: Изд-во Алтайский государственный технический университет, 2010. – 200 с.

19. Земзин, В.Н. Пути повышения работоспособности сварных узлов из теплоустойчивых и жаропрочных сталей и сплавов // Автоматическая сварка, 1978. – № 7 (388). – С. 32-35.

20. Henderson, M.B. Nickel based super alloy welding practices for industrial gas turbine applications / M.B. Henderson, D. Arrell, R. Larsson, M. Heobel and G. Marchant // Science and technology of welding and joining, 2004. – Vol. 9. – №. 1. – P. 13-21.

21. Авиационные материалы. Коррозионностойкие и жаростойкие стали и сплавы. – М.: ОНТИ, 1975. – Т. 2. – С. 45-51.

22. Зубченко, А.С. Марочник сталей и сплавов / А.С. Зубченко, М.М. Колосков, Ю.В. Каширский [и др.]; под общей ред. А.С. Зубченко. – 2-е изд., доп. и испр. - М.: Машиностроение, 2003. - 784 с.

23. Ломберг, Б.С. Высокожаропрочные деформируемые никелевые сплавы для перспективных газотурбинных двигателей и газотурбинных установок / Б.С. Ломберг, С.В. Овсепян, М.М. Бакрадзе // Вестник МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2011. – С. 4-5.

24. Ломбер, Б.С. Жаропрочные и деформируемые сплавы для современных и перспективных ГТД / Б.С. Ломбер, С.А. Моисеев // Все материалы. Энциклопедический справочник, 2007. – № 6. – С. 2-5.

25. Данильченко, В.П. Проектирование авиационных газотурбинных двигателей / В.П. Данильченко, С.В. Лукачев, Ю.В. Ковылов [и др.]. – Самара: СНЦ РАН, 2008. – 619 с.

26. Гольдштейн, М.И. Специальные стали / М.И. Гольдштейн, С.В. Грачев, Ю.Г. Вексллер. – М.: МИСИС, 1999. – 408 с.

27. Беленький, В.Я. Электронно-лучевая сварка высокопрочных сталей с бронзой с использованием динамического позиционирования электронного пучка / В.Я. Беленький, Л.Н. Кротов, Т.В. Ольшанская, А.А. Абдуллин, Г.М.

Младенов, Е.Г. Колева, С. И. Быков // Сварка и диагностика, 2014. – № 1. – С. 48-50.

28. Николаев, Г.А. Сварка в машиностроении: Справочник в 4-х томах / ред. кол.: Г.А. Николаев (пред.) и др. – М.: Машиностроение, 1978. – Т. 1. – 504 с.

29. Воробьев, А.Ю. Обзор современных сварочных материалов для сварки сталей аустенитного класса / А.Ю. Воробьев, А.Р. Якимович // Universum: технические науки, 2021. – № 4-1 (85). – С. 60-62.

30. Каблов, Е.Н. Инновационные разработки ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ по реализации «Стратегических направлений развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года» / Е.Н. Каблов // Авиационные материалы и технологии, 2015. – № 1 (34). – С. 3-33.

31. Елисеев, Ю.С. Технология создания неразъемных соединений при производстве газотурбинных двигателей / Ю.С. Елисеев, С.Б. Масленков, В.А. Гейкин, В.А. Поклад, под общ. ред. С.Б. Масленкова. М.: Наука и технологии, 2001. – С. 428-432.

32. Литвинов, А.П. Свариваемость и работо-способность сварных соединений / А.П. Литвинов, В.В. Дерломенко // Автоматическая сварка, 2009. – № 9. – С. 50-56.

33. Макаров, Э.Л. Теория свариваемости сталей и сплавов: монография / Э.Л. Макаров, Б.Ф. Якушин, под ред. Э.Л. Макарова. М.: МГТУ им. Н. Э. Баумана, 2014. – 487 с.

34. Алешин, Н.П. Сварка. Резка. Контроль: Справочник. В 2-х томах / под общ. ред. Н.П. Алешина, Г.Г. Чернышев, Э.А. Гладков и др. – М.: Машиностроение, 2004. – Т. 1. – С. 414-416.

35. ГОСТ 29273-92 (ИСО 581-80) Свариваемость. Определение.

36. Зубченко, А.С. Марочник сталей и сплавов / А.С. Зубченко, М.М. Колосков, Ю.В. Каширский [и др.]; под общей ред. А.С. Зубченко. – 2-е изд., доп. и испр. – М.: Машиностроение, 2003. – 784 с.

37. Strondl, A. Investigations of MX and γ/γ'' precipitates in the nickel-based superalloy 718 produced by electron beam melting / A. Strondl, R. Fischer, G. Frommeyer, A. Schneider // Materials Science and Engineering, 2008. – № 480 (1-2). – P. 138-147.
38. Zhang, Y.N. Microstructure and hardness of fiber laser deposited Inconel 718 using filler wire / Y.N. Zhang, X. Cao, P. Wanjara // Int J Adv Manuf Technol, 2013. – № 69. – P. 9-12.
39. Manikandan, S. Effect of enhanced cooling on microstructure evolution of alloy 718 using the gas tungsten arc welding process / S. Manikandan, D. Sivakumar, K.P. Rao, M. Kamaraj // Weld World, 2016. – Vol. 60. – P. 899-914.
40. Raza, T. Vareststraint weldability testing of additive manufactured alloy 718 / T. Raza, J. Andersson, L.E. Svensson // Science and Technology of Welding and Joining, 2018. – № 23 (7). – P. 606-611.
41. Patela, V. Electron Beam Welding of Inconel 718 Procedia Manufacturing / V. Patela, A. Salia, J. Hyderb, M. Corlissb, D. Hyderb, W. Hunga. // 48th SME North American Manufacturing Research Conference, NAMRC 48: Ohio, USA 48, 2020. – № 1. – P. 428-435.
42. Dance, B.G.I. Welding the unweldable: electron beam welding of crack-sensitive alloys / B.G.I. Dance // TWI Connect, 2000. – № 106. – 94 p.
43. Reddy, G.M. Improvement of mechanical properties of Inconel 718 electron beam welds-influence of welding techniques and postweld heat treatment / G.M. Reddy, C.V.S. Murthy, K.S. Rao, K.P. Rao // International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2009. – № 43 (7-8). – P. 671-680.
44. Ram, G.D.J. Microstructure and mechanical properties of Inconel 718 electron beam welds / G.D.J. Ram, A.V. Reddy, K.P. Rao, G.M. Reddy // Materials Science and Technology, 2005. – № 21 (10). – P. 1132-1138.
45. Tseng, K.H. Performance of activated TIG process in austenitic stainless-steel welds / K.H. Tseng, C.Y. Hsu // Journal of Materials Processing Technology, 2011. – № 211. – P. 503-512.

46. Chandrasekhar, N. Vasudevan, M. Intelligent modeling for optimization of A-TIG welding process / N. Chandrasekhar // *Materials and Manufacturing Processes*, 2010. – № 25. – P. 1341-1350.

47. Song, K.H. Investigation of Microstructure and Mechanical Properties on Surface-Modified Inconel 718 Alloy / K.H. Song, W.Y. Kim, K. Nakata // *Materials Transactions*, 2013. – № 10 (54). – P. 2032-2036.

48. Sonar, T. Effect of Delta current and Delta current frequency on microstructure and tensile properties of gas tungsten constricted arc (GTCA) welded inconel 718 alloy joints / T. Sonar, V. Balasubramanian, S. Malarvizhi, T. Venkateswaran, D. Sivakumar // *Metall Mater Trans A*, 2019. – № 28(1). – P. 186-200.

49. Sumit, K.S. Studies on Electron beam welded Inconel 718 similar joints / K.S. Sumit, A. Prashant, J.D. Majumdar // *International Conference on Sustainable Materials Processing and Manufacturing, SMPM 2017, 23-25 January 2017, Kruger National Park. Procedia Manufacturing*, 2017. – № 7. – P. 654-659.

50. John, C.L. Welding metallurgy and weldability of stainless steels / C.L. John, J.K. Damian // *Wiley Publications*, 2025. – 186 p.

51. Hegeman, J.B.J. Tensile properties of explosively formed 316L(N)-IG stainless steel with and without an electron beam weld / J.B.J. Hegeman, N.V. Luzginova, M. Jong, H.D. Groeneveld, A. Borsboom, M.E.C. Stuivinga, J.G. Van der Laan // *Journal of Nuclear Materials*, 2011. – Vol. 417. – P. 770-773.

52. Rai, R. Heat transfer and fluid flow during EBW of 21Cr–6Ni–9Mn steel and Ti–6Al–4V alloy / R. Rai, P. Burgardt, J.O. Milewski, T.J. Lienert, T. Deb Roy // *Journal appl phys*, 2009. – Vol. 42. – № 2. – P. 1-12.

53. Алехнович, В.Н. Электронно-лучевая обработка материалов / В.Н. Алехнович, А.В. Алифанов, А.И. Гордиенко, И.Л. Поболь. – Минск: Белорусская наука, 2006. – 318 с.

54. Касаткин, Б.С. Однопроходная электронно-лучевая сварка конструкционных сталей больших толщин / Б.С. Касаткин, С.Н. Ковбасенко, В.И. Нестеренко // *Автомат. сварка*, 1989. – № 4. – С. 18-27.

55. Agilan, M. Effect of heat input on microstructure and mechanical properties of Inconel-718 EB welds / M. Agilan, T. Venkateswaran, D. Sivakumar, B. Pant // *Procedia Materials Science*, 2014. – № 5. – P. 656-662.

56. ОСТ 1-90126-85 Сплавы жаропрочные литейные вакуумной выплавки. – Введ. 01.04.1986 г. – Москва, 1985. – 11 с.

57. Madhusudhana, R.G. Improvement of mechanical properties of Inconel 718 electron beam welds – influence of welding techniques and postweld heat treatment / R.G. Madhusudhana, M.C.V. Srinivasa, R.K. Srinivasa, R.K. Prasad // *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2009. – № 43 (7-8). – P. 671-680.

58. Руссиян, А.В. О склонности к образованию горячих трещин околошовной зоны сплавов типа ХН35ВТЮ и ХН60МВТЮ при дуговой сварке / А.В. Руссиян, Э.П. Мацнев, М.Х. Шоршоров // *Сварочное производство*, 1964. – № 10 (334). – С.10-13.

59. Киреева, Т.С. Об устойчивости против образования горячих трещин и свойствах сварных соединений сплава ЭП543 / Т.С. Киреева, Э.П. Мацнев, А.А. Сахарнов // *Сварочное производство*, 1971. – № 7 (441). – С. 14-16.

60. Сорокин, В.Г. Влияние углерода, кремния, марганца и магния на свойства наплавленного металла при сварке жаропрочных сплавов / В.Г. Сорокин, А.А. Ерохин // *СП*, 1972. – № 9 (455). – С. 12-13.

61. Лосева, Г.И. Влияние легирования молибденом никельхромового сплава на его стойкость против образования горячих трещин / Г.И. Лосева, В.В. Булатов // *Сварочное производство*, 1973. – № 3 (461). – С. 51-53.

62. Щетанов, Б.В. Электронно-лучевая сварка сплава ЭИ437БУ со сплавом ЭИ618 / Б.В. Щетанов // *Сварочное производство*, 1967. – № 3 (389). – С. 28-29.

63. Морочко, В.П. Влияние легирования металла шва при электроннолучевой сварке на свойства сварного соединения жаропрочного сплава ХН73МБТЮ / В.П. Морочко, Б.Ф. Якушин // *Сварочное производство*, 1976. – № 8 (502). – С. 24-27.

64. Сорокин, В.Г. Влияние марки электрода и основного металла на свойства швов и жаропрочных никелевых сплавов / В.Г. Сорокин, А.А. Ерохин // Автоматическая сварка, 1968. – № 7 (184). – С. 11-14.

65. Сорокин, Л.И. Механические свойства соединений сплава ХН45МВТЮБР, выполненных аргонодуговой и лазерной сваркой / Л.И. Сорокин, В.И. Тупикин // Автоматическая сварка, 1986. – № 7 (400). – С. 65-66.

66. Квасницкий, В.П. Сварка и пайка жаропрочных сплавов в судостроении // Автоматическая сварка, №10(391), - 1985, - С. 26-30.

67. Сорокин, Л.И. Сравнительная оценка свойств никельхромового металла, наплавленного аргонодуговым и дуговым способами покрытыми электродами / Л.И. Сорокин // Сварочное производство, 1973. – № 3 (461). – С. 24-26.

68. Эйдельштейн, В.Е. Анализ термдеформационных процессов в зоне термического влияния при сварке жаропрочного никелевого сплава / В.Е. Эйдельштейн, Б.Ф. Якушин, В.И. Махненко и др. Автоматическая сварка, 1980. – № 1 (322). – 1980. – С. 11-15.

69. Морочко, В.П. Повышение сопротивляемости жаропрочных сплавов образованию горячих трещин при электроннолучевой сварке / В.П. Морочко, Ю.П. Панов, А.П. Соколов // Автоматическая сварка, 1979. – № 8 (317). – С. 52-55.

70. Сорокин, Л.И. Свариваемость жаропрочных сплавов, применяемых в авиационных газотурбинных двигателях / Л.И. Сорокин // Сварочное производство, 1997. – № 4. – С. 4-11.

71. Бирман, У.И. Влияние принудительного охлаждения при сварке на термическое растрескивание жаропрочных дисперсионно-твердеющих материалов / У.И. Бирман, А.В. Петров, М.Я. Швец // Сварочное производство, 1978. – № 4 (522). – С. 19-20.

72. Бирман, У.И. Управление тепловыми процессами при сварке с принудительным охлаждением жаропрочных сплавов / У.И. Бирман // Автоматическая сварка, 1985. – № 10 (391). – С. 24-25.

73. Казаков, Ю.В. Структура и свойства соединений тонкостенных деталей из никелевых сплавов при сварке импульсной дугой / Ю.В. Казаков, А.М. Тощев, А.М. Беленький, А.Д. Кречетов, О.А. Самохвалова // Сварочное производство, 1971. – № 4 (438). – С. 35-36.

74. Бирман, У.И. Влияние характера кристаллизации металла шва при импульсно-дуговой сварке вольфрамовым электродом на образование горячих трещин / У.И. Бирман, А.В. Петров // Сварочное производство, 1970. – № 6 (440). – С. 14-17.

75. Зуев, И.В. Обработка материалов концентрированными потоками энергии / И.В. Зуев. – М.: Изд-во МЭИ, 1998. – 162 с.

76. Каблов, Е.Н. Особенности формирования частиц упрочняющей γ' -фазы в процессе старения высоколегированного жаропрочного деформируемого никелевого сплава ВЖ175-ИД / Е.Н. Каблов, М.Н. Летников, О.Г. Оспенникова, М.М. Бакрадзе, А.А. Шестакова // Труды ВИАМ: электрон. науч.-техн. журн., 2019. – № 9 (81). – С. 3-14.

77. Туричин, Г.А. Механизмы влияния динамических процессов при высокоскоростной лазерной, лазерно-дуговой и электронно-лучевой сварке на формирование дефектов сварных швов / Г.А. Туричин [и др.] // Сварка и диагностика, 2015. – № 3. – С. 23-27.

78. Сорокин, Л.И. Образование горячих трещин в околошовной зоне при сварке жаропрочных никелевых сплавов (обзор) / Л.И. Сорокин // Сварочное производство, 2005. – № 8. – С. 4-6.

79. Mei Y. Effect of base metal and welding speed on fusion zone microstructure and HAZ hot-cracking of electron-beam welded Inconel 718 / Y. Mei, Y. Liu, C. Liu, C. Li, L. Yu, Q. Guo, H. Li Materials and Design, 2016. – № 89. – P. 964-977.

80. Гергиев, М.Н. Влияние величины зерна на сопротивление стали развитию трещины / М.Н. Гергиев и др. // МиТОМ, 1974. – № 2. – С. 44-45.

81. Kwon, S.I. Characterization of the microstructures and the cryogenic mechanical properties of electron beam welded inconel 718/ S.I. Kwon, S.H. Bae, J.H. Do, C.Y. Jo, H.U. Hong // Metall Mater Trans, 2015. – № 47 (2). – P. 77-87.

82. Аргинбаева, Э.Г. Исследование влияния термической обработки на структурно-фазовые параметры интерметаллидных сплавов на основе никеля / Э.Г. Аргинбаева, Р.М. Назаркин, А.В. Шестаков, Ф.Н. Карачевцев // Авиационные материалы и технологии, 2017. – № 3 (48). – С. 8-13.

83. Tucho, W.M. Microstructure and hardness studies of Inconel 718 manufactured by selective laser melting before and after solution heat treatment / W.M. Tucho, P. Cuvillier, A. Sjolyst-Kverneland, V. Hansen // Materials Science and Engineering A, 2017. – № 689. – P. 220-232.

84. Katayamaa, S. Elucidation of laser welding phenomena and factors affecting weld penetration and welding defects / S. Katayamaa, Y. Kawahitoa, M. Mizutania // Physics Procedia, 2010. – № 5. – P. 9-17.

85. Krivonosova, E.A. Influence of surfacing technologies on structure formation of high-temperature nickel alloys / E.A. Krivonosova, Yu.D. Schitsin, D.N. Trushnikov, S.N. Myshkina, A.V. Akulova, S.D. Neulybin., A.Yu. Dushina // Metallurgist, 2019. – Vol. 63. – № 1-2. – P. 197-205.

86. ПИ 1.4.75-2000. Производственная инструкция. Дуговая сварка в среде защитных газов конструкционных, нержавеющей и жаропрочных сталей и сплавов. – ОАО «НИАТ», 2001. – С. 6-8.

87. Сорокин, Л.И. Присадочные материалы для сварки жаропрочных никелевых сплавов (обзор) / Л.И. Сорокин // Сварочное производство, 2003. – № 4. – Ч. 1. – С. 22-29.

88. Потапьевский, А.Г. Сварка сталей в защитных газах плавящимся электродом. Техника и технология будущего: монография / А.Г. Потапьевский, Ю.Н. Сараев, Д.А. Чинахов // Юридический технологический

институт. Томск: Изд-во Томского политехнического университета, 2012. – С. 7-10.

89. Крампит, А.Г. Современные способы импульсно-дуговой MIG / MAG сварки / А.Г. Крампит, Е.А. Зернин, М.А. Крампит // Технологии и материалы, 2015. – № 1. – С. 4-11.

90. Щицын, Ю.Д. Специальные плазменные технологии: учеб. пособие / Ю.Д. Щицын. – Пермь: Изд-во Перм. нац. исслед. политехн. ун-та, 2017. – 159 с.

91. Pasek-Siurek, H. Plasma welding: processes and equipment / H. Pasek-Siurek // Welding International, 2014. – № 28:9. – P. 672-678.

92. Teng, W. Study of dynamic features of surface plasma in high-power disk laser welding / W. Teng [et al.] // Plasma Science and Technology, 2012. – Vol. 14. – № 3. – P. 245-251.

93. Младенов, Г.М. Электронно-лучевая сварка: монография / Г.М. Младенов [и др.]. – Пермь: Изд-во Пермского национального исследовательского политехнического университета, 2014. – 374 с.

94. Глазов, С.И. Основы технологии электронно-лучевой и диффузионной сварки / С.И. Глазов, А.В. Люшинский. – ОАО «Рыбинский дом печати», 2001. – С. 123-233.

95. Драгунов, В.К. Определение скорости сварки при электронно-лучевой сварке толстых деталей с непрерывным проплавлением / В.К. Драгунов, А.П. Слива, Е.В. Терентьев, А.Л. Гончаров, А.Ю. Марченков // Сварка международная, 2017. - №31 (4), -С. 307-311.

96. Trushnikov, D. Plasma charge current for control and monitoring at electron beam welding with the beam oscillation / D. Trushnikov [et al.] // Sensors, 2012. – Vol. 12(12). – P. 17433-17445.

97. Huang, C.A. A study of the heat affected zone (HAZ) of an Inconel 718 sheet welded with electron-beam welding (EBW) / C.A. Huang, T.H. Wang, C.H. Lee, W.C. Han // Materials Science and Engineering A 398, 2005. – P. 275-281.

98. Справочник по лазерной техники / под. Ред. С. Катаямы. – М.: Техносфера, 2015. – 704 с.
99. Справочник по лазерной сварке / ред. ориг. изд. С. Катаяма; пер. с англ. под ред. Н. Л. Истоминой. – Москва: Техносфера, 2015. – 695 с.
100. Григорьянц, А.Г. Технологические процессы лазерной обработки: Учеб. пособие для вузов / Под ред. А.Г. Григорьянца, И.Н. Шиганова, А.И. Мисюрова - 2-е изд., стереотип. – М.: изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2008. – С. 362-440.
101. Баранов, Д.А. Особенности формирования сварного шва жаропрочного сплава ХН45ВМТЮБР в зависимости от режимов лазерной сварки / Д.А. Баранов, А.А. Паркин, С.С. Жаткин // Известия Самарского научного центра Российской академии наук, 2018. – № 4(2). – С. 170-176.
102. Мурзин, С.П. Повышение прочности сварных соединений при сварке сплавов на никелевой основе импульсным лазерным излучением / С.П. Мурзин, В.И. Трегуб, А.М. Никофоров // Вестник СГАУ, 2011. – № 3. – С. 339-342.
103. Hong, J.K. Microstructures and mechanical properties of Inconel 718 welds by CO₂ laser welding / J.K. Hong, J.H. Park, N.K. Park, I.S. Eom, M.B. Kim, C.Y. Kang // Journal of Materials Processing Technology, 2008. – № 1. – P. 515-520.
104. Odabasi, A. A Study on Laser Beam Welding (LBW) Technique: Effect of Heat Input on the Microstructural Evolution of Superalloy Inconel 718 / A. Odabasi, N. Unlu, G. Goller, M.N. Eruslu // Metallurgical and Materials Transactions A, 2010. – Vol. 41a. – P. 2357-2365.
105. Eriksson, I. Signal overlap in the monitoring of laser welding / I. Eriksson, J. Powell, A.F.H. Kaplan // Measurement Science and Technology, 2010. – Vol. 21. – Iss. 10. – P. 1-7.
106. Григорьянц, А.Г. Сравнение технологической прочности соединений, выполненных лучевыми и дуговыми способами сварки / А.Г.

Григорьянц, Н.В. Грезев, Б.М. Федоров, М.М. Фишкис, В.М. Андрияхин // Автоматическая сварка, 1980. – № 10 (331). – С. 11-14.

107. Морочко, В.П, Сопоставление лазерной, электронно-лучевой и аргонодуговой сварки жаропрочного никелевого сплава ХН68ВМТБК / В.П. Морочко, И.Н. Федоров, И.Л. Андреев // Сварочное производство, 1983. – № 6 (584). – С. 13-16.

108. Морочко, В.П. Свойства жаропрочного никелевого сплава ХН68ВМТЮК при лучевой и аргонодуговой сварке / В.П. Морочко, И.Н. Федоров // Сварочное производство, 1984. – № 1 (601). – С. 19-21.

109. Патон, Б.Е. Основы технологии электронно-лучевой сварки / Б.Е. Патон, Г.И. Лесков // Автоматическая сварка, 2003. – № 12. – С. 23-27.

110. Лаптенко, В.Д. Управление электронно-лучевой сваркой / В.Д. Лаптенко, А.В. Мурыгин, Ю.Н. Серегин, В.Я. Браверман. – Красноярск: САА, 2000. – 234 с.

111. Назаренко, О.К. Электронно-лучевая сварка / О.К. Назаренко, А.А. Кайдалов, С.Н. Ковбасенко и др.; под ред. Б.Е. Патона. – Киев: Наук. Думка, 1987. – 256 с.

112. Саломатова, Е.С. Влияние параметров режимов сварки на изменения химического состава сварных соединений при электронно-лучевой сварке с осцилляцией электронного луча / Е.С. Саломатова, Т.В. Ольшанская, Д.Н. Трушников, В.Я. Беленький, Г.М. Младенов // Вестник ПНИПУ. Машиностроение, материаловедение, 2015. – Т. 17. – № 4. – С. 29-42.

113. Мурыгин, А.В. Контроль распределения плотности тока электронного пучка в процессе электронно-лучевой сварки / А.В. Мурыгин // Сварочное производство, 2006. – № 7. – С. 8-14.

114. Браверман, В.Я. Вопросы управления формированием сварного шва при электронно-лучевой сварке / В.Я. Браверман, В.С. Белозерцев, В.П. Литвинов, О.В. Розанов // Вестник Сибирского государственного

аэрокосмического университета им. академика М.Ф. Решетнева, 2012. – № 2. – С. 23-29.

115. Крампит, А.Г. Способы управления формированием сварного шва / А.Г. Крампит, Н. Ю. Крампит // Технологии и материалы, 2015. – № 3. – С. 21-26.

116. Ho, C.Y. Fusion zone during focused electron-beam welding / C.Y. Ho // Journal mater process tech, 2005. – Vol. 167. – P. 265-272.

117. Fu, P.F. Analyses of dynamics of focus of an electron beam at electron beam welding / P.F. Fu, Y. Wang, Z. Mao, S. Gong, C. Wang // Hangkong cailiao xuebao, 2009. – Т. 29. – № 4. – P. 38-41.

118. Саломатова, Е.С. Моделирование температуры в парогазовом канале при электронно-лучевой сварке / Е.С. Саломатова, Д.Н. Трушников, В.Я. Беленький // Тепловые процессы в технике, 2013. – № 11. – 2013. – С. 514-515.

119. Гольдштейн, М.И. Специальные стали / М.И. Гольдштейн, С.В. Грачев, Ю.Г. Векслер. – М.: МИСИС, 1999. – 408 с.

120. Фетисов, Г.П. Материаловедение и технология металлов / Г.П. Фетисов и др. – М.: Высш. школа, 2002. – 638 с.

121. Саломатова, Е.С. Исследование процессов испарения при электронно-лучевой сварке / Е.С. Саломатова, Д.Н. Трушников, А.И. Цаплин, В.Я. Беленький // Инновационные технологии в материаловедении и машиностроении: материалы 2-ой Международной научно - практической конференции. – Пермь: Изд-во ПНИПУ, 2014. – С. 56-59.

122. Саломатова, Е.С. Моделирование процессов испарения при электронно-лучевой сварке / Е.С. Саломатова, Д.Н. Трушников, А.И. Цаплин, В.Я. Беленький // Сварка и диагностика, 2015. – № 6. – С. 21-24.

123. Назаренко, О.К. Влияние рабочего расстояния сварочной электронной пушки на геометрию сварочного шва / О.К. Назаренко, В.И. Загорников // Автоматическая сварка. - № 5. - 2010. - С. 32–35.

124. Ластовирия, В.Н. Принципы управления формой проплава в технологическом процессе электронно-лучевой сварки / В.Н. Ластовирия // Машиностроение и инженерное образование, 2008. – № 3. – С. 12-17.

125. ТУ 14-1-1150-74 Сталь толстолистовая коррозионностойкая марок 12Х21Н5Т (ЭИ811), 12Х18Н10Т электрошлакового и вакуумно-дугового переплава. Технические условия.

126. ГОСТ 5632-72 Стали высоколегированные и сплавы коррозионно-стойкие, жаростойкие и жаропрочные. Марки.

127. ТУ 14-1-2903-80 Заготовка трубная из стали. Марка 06Х15Н6МВФБ-Ш (ВНС16-Ш). Технические условия.

128. ТУ 14-1-3905-85 Прутки из сплава марок ХН45МВТЮБР-ИД (ЭП718-ИД), ХН45МВТЮБР-ПД (ЭП718-ПД). Технические условия.

129. ТУ 14-1-588-73 Поковки из жаропрочного сплава 13ДХН67МВТЮ-ВД (ЭП202-ВД) вакуумного дугового переплава. Технические условия.

130. ГОСТ 5639-82 Стали и сплавы. Методы выявления и определения величины зерна.

131. Гуляев, А.П. Металловедение / А.П. Гуляев, А.А. Гуляев. – М.: ИД Альянс, 2011. – 644 с.

132. Новиков, И.И. Металловедение: учеб.; в 2-х томах; колл. авторов / И.И. Новиков, В.С. Золоторевский, В.К. Портной и др.; под общ. ред. В.С. Золоторевского. – М.: Издательский Дом МИСиС, 2009. – С. 453-471.

133. ГОСТ 8233-56 Сталь. Эталоны микроструктуры. Технические условия.

134. ГОСТ 29999-75 Металлы и сплавы. Метод измерения твёрдости по Виккерсу.

135. ГОСТ 1497-84 (ИСО 6892-8) Металлы. Методы испытаний на растяжение.

136. ГОСТ 7512-82 Контроль неразрушающий. Соединения сварные. Радиографический метод.

137. ГОСТ Р 56542- 2019 Контроль неразрушающий. Классификация видов и методов.

138. Кайдалов, А.А. Сварочные электронные пушки (инженерно-техническое описание и инструкция по эксплуатации сварочных электронных пушек УЛ-119, ЭЛА-15, ЭЛА-30, ЭЛА-60/60, ЭЛА-60Б) / А.А. Кайдалов, Е.И. Истомин. – Киев: НТК «ИЭС им. Е.О. Патона» НАНУ, 2003. – 153 с.

139. Ластовиря, В.Н. Оборудование для обработки материалов концентрированными потоками энергии: учебное пособие / В.Н. Ластовиря, М.А. Каримбеков, А.Л. Гончаров; под ред. В.М. Качалова. – М.: Издательство МЭИ, 2006. – 34 с.

140. Сидоров, В.П. Электронно-лучевая сварка. Технологические особенности и оборудование: учеб. пособие / В.П. Сидоров, А.В. Мельзитдинова. – Тольятти: Изд-во ТГУ, 2013. – 96 с.

141. Драгунов, В.К. Инверторный источник питания сварочной электронной пушки / В.К. Драгунов, О.М. Гладышев, Е.С. Беневольский // Сварочное производство, 2009. – № 7. – С. 42-46.

142. ГОСТ 6996-66 «Сварные соединения. Методы определения механических свойств».

143. Матюнин, В.М. Оперативная диагностика механических свойств конструкционных материалов: пособие для научных и инженерно-технических работников / В.М. Матюнин. – М.: Издательский дом МЭИ, 2006. – С. 190-196.

144. Rai, R. Heat transfer and fluid flow during electron beam welding of 304L stainless steel alloy / R. Rai, T.A. Palmer, J.W. Elmer, T. Debroy // Welding Journal, 2009. – Vol. 88. – P. 54-61.

145. Tian, Y. Finite element modeling of Electron Beam Welding of a large complex al alloy structure by parallel computations / Y. Tain, C. Wang, D. Zhu, Y. Zhou // Journal of materials processing technology, 2008. – Vol. 199. – P. 41-48.

146. Саломатова, Е.С. Исследование геометрических характеристик и микроструктуры сварных швов при электронно-лучевой сварке стали 12Х18Н10Т с осцилляцией электронного пучка / Е.С. Саломатова, В.Я. Беленький, Д.Н. Трушников, Т.В. Олышанская // Вестник ПНИПУ. Машиностроение, материаловедение, 2012. – Т. 14. – № 3. – С. 36-42.

147. ГОСТ 14019-2003 (ИСО 7438:1985) Материалы металлические. Метод испытания на изгиб.

148. Thomas, A. High temperature deformation of Inconel 718 / Thomas, A., M. El-Wahabi, J.M. Cabrera, J.M. Prado // Journal of Materials Processing Technology, 2006. – № 177. – P. 469-472.

149. Никифоров, Р.В. Структура и свойства сварных соединений сплава ЭП718, полученных роботизированной сваркой плавящимся электродом / Р.В. Никифоров, В.Р. Галимов, Э.Р. Хисамутдинов, Р.Р. Камалетдинова, Р.Р. Башаров // Вестник УГАТУ, 2021. – № 4 (94). – С. 10-18.

150. ОСТ 1.90396-91 «Кольца цельнокатанные точные из легированных, коррозионностойких, жаропрочных и жаростойких сталей и сплавов. Общие технические условия». Введ. 01.02.1992. – Москва. – 1991. – 45 с.

151. ТУ 14-1-5095-92 Прокат толстолистовой горячекатаный из сплава ХН45МВТЮБР-ИД (ЭП718-ИД). Технические условия.

Список условных обозначений и сокращений

АД – авиационный двигатель;
ГТД – газотурбинный двигатель;
ЗТВ – зона термического влияния;
КЛР – коэффициент линейного расширения;
КПД – коэффициент полезного действия;
КВД – компрессор высокого давления;
КС – камера сгорания;
МГИ – металлографическое исследование;
НТД – нормативно-техническая документация;
РД – ракетный двигатель;
РЭМ – растровый электронный микроскоп;
ЭЛС – электронно-лучевая сварка;
ЭЛУ – электронно-лучевая установка.

НV – твердость по Виккерсу;
 $I_{\text{л}}$ – ток луча;
 $I_{\text{ф}}$ – ток фокусировки;
КСU – ударная вязкость;
l – рабочее расстояние от электронно-лучевой пушки до свариваемых кромок изделия;
q – эффективная мощность луча;
U – ускоряющее напряжение;
v – скорость перемещения луча по поверхности;
 $\sigma_{\text{в}}$ – предел прочности;
 σ_{02} – предел текучести;
 δ – относительное удлинение образца;
 ψ – относительное сужение образца.



ПУБЛИЧНОЕ АКЦИОНЕРНОЕ ОБЩЕСТВО «ОДК-КУЗНЕЦОВ»

ЗАВОДСКОЕ ШОССЕ, Д. 29
САМАРА, РОССИЙСКАЯ
ФЕДЕРАЦИЯ, 443009

КПП 637901001
ОГРН 1026301705374
ИНН 6379033379

Т: +7 846 312-71-01
+7 846 955-56-12
Ф: +7 846 992-64-65

С/О: +7 846 312-71-01
WWW.ODK-KUZNETSOV.RU

“УТВЕРЖДАЮ”

Первый заместитель
управляющего директора –
Технический директор
ПАО “ОДК-Кузнецов”

В.С. Стогов

10.09.2025



АКТ

Настоящий акт составлен в том, что результаты диссертации Исаева Сергея Леонидовича “Структура и свойства сварных соединений жаропрочных и жаростойких сталей и никелевых сплавов при электронно-лучевой сварке деталей двигателей ракетной и авиационной техники” на соискание ученой степени кандидата технических наук были внедрены в серийное производство ПАО “ОДК-Кузнецов” и использованы при изготовлении авиационной техники, а именно параметры электронно-лучевой сварки компрессор высокого давления из сплава ХН45МВТЮБР-ВД.

Главный инженер
ПАО “ОДК-Кузнецов”

Д.Ю. Чечиков

Главный конструктор
ПАО “ОДК-Кузнецов”

А.А. Колотыгин



**Акционерное общество
«Металлист-Самара»
(АО «Металлист-Самара»)**

ул. Промышленности, д. 278
г.о. Самара, 443023
Тел. (846) 246-90-05 факс (846) 246-96-00
e-mail: metallist@metallist-s.ru
<http://www.metallist-s.ru/>

“УТВЕРЖДАЮ”
Исполнительный директор
АО “Металлист-Самара”
А.М. Уржунцев
04.09.2025

АКТ

Настоящий акт составлен в том, что результаты диссертации Исаева Сергея Леонидовича “Структура и свойства сварных соединений жаропрочных и жаростойких сталей и никелевых сплавов при электронно-лучевой сварке деталей двигателей ракетной и авиационной техники” на соискание ученой степени кандидата технических наук были внедрены в серийное производство АО “Металлист-Самара” и использованы при изготовлении ракетной и авиационной техники, а именно:

- параметры электронно-лучевой сварки паяных конструкций из стали 12X18H10T-ВД;
- параметры электронно-лучевой сварки Средней секции из стали 06X15H6MBФБ-Ш;
- параметры электронно-лучевой сварки Головки смесителя из сплава ХН67ВМТЮ-ВД;
- параметры электронно-лучевой сварки Корпуса наружного из сплава ХН45МВТЮБР-ВД.

Главный металлург
АО “Металлист-Самара”
Е.Н. Голубовский

Приложение 4



МИНОБРНАУКИ РОССИИ
федеральное государственное бюджетное образовательное
учреждение высшего образования
«Самарский государственный технический университет»
(ФГБОУ ВО «СамГТУ»)



«УТВЕРЖДАЮ»

Первый проректор – проректор по учебной работе
Самарского государственного технического
университета,
д.э.н., доцент

Д.Е. Овчинников

«15» 09 2025 года

АКТ

внедрения материалов диссертационной работы
ИСАЕВА Сергея Леонидовича
в учебный процесс

Настоящим актом подтверждается, что Исаевым Сергеем Леонидовичем было произведено внедрение результатов диссертационной работы «Структура и свойства сварных соединений жаропрочных и жаростойких сталей и никелевых сплавов при электронно-лучевой сварке деталей двигателей ракетной и авиационной техники» в учебный процесс на кафедре «Металловедение, порошковая металлургия, наноматериалы» факультета машиностроения, металлургии и транспорта ФГБОУ ВО «Самарский государственный технический университет (СамГТУ)».

Материалы диссертации были использованы при подготовке бакалавров по направлению 22.03.02 – Металлургия «Материаловедение и термическая обработка металлов». Полученные экспериментальные данные и методики, разработанные в диссертации, вошли в лекции и лабораторные работы по дисциплине «Материаловедение и технология конструкционных материалов, основы сварки и наплавки, основы производства и обработки металлов, металловедение и термическая обработка цветных металлов, материаловедение и технологии современных перспективных материалов, современные проблемы наук о материалах и процессах», а также были использованы при подготовке курсовых проектов и выпускных квалификационных работ бакалавров и магистрантов.

Декан факультета машиностроения,
металлургии и транспорта СамГТУ
д.т.н., профессор

К.В. Никитин

Заведующий кафедрой «Металловедение,
порошковая металлургия, наноматериалы»,
д.ф.-м.н., профессор

А.П. Амосов