

МИНОБРНАУКИ РОССИИ
федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение
высшего образования
«Самарский государственный технический университет»

На правах рукописи



Баранов Дмитрий Александрович

**СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ЖАРОПРОЧНОГО ДИСПЕРСИОННО-
ТВЕРДЕЮЩЕГО НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА ХН68ВМТЮК ПРИ
ЛАЗЕРНОЙ СВАРКЕ ДЕТАЛЕЙ ГТД**

2.6.17. Материаловедение

Диссертация на соискание ученой степени

кандидата технических наук

Научный руководитель:

доктор технических наук, профессор
Никитин Константин Владимирович

Самара – 2021

СОДЕРЖАНИЕ

Введение	5
1 Состояние вопроса и постановка задачи	12
1.1 Жаропрочные гомогенные, дисперсионно-твердеющие железохромоникелевые и никелевые сплавы и их свариваемость	12
1.1.1 Горячие трещины в сварных соединениях жаропрочных дисперсионно-твердеющих железохромоникелевых и никелевых сплавов	16
1.1.2 Пористость в сварных соединениях жаропрочных дисперсионно-твердеющих железохромоникелевых и никелевых сплавов	18
1.2 Присадочные материалы для сварки жаропрочных дисперсионно-твердеющих железохромоникелевых и никелевых сплавов	27
1.3 Традиционные виды сварки жаропрочных дисперсионно- твердеющих железохромоникелевых и никелевых сплавов	33
1.3.1 Дуговая сварка в защитном газе жаропрочных дисперсионно- твердеющих железохромоникелевых и никелевых сплавов	33
1.3.2 Электроннолучевая сварка жаропрочных дисперсионно- твердеющих железохромоникелевых и никелевых сплавов	37
1.4 Лазерная сварка лучом импульсно-периодического действия	41
1.4.1 Энергетические признаки	43
1.4.2 Техничко-экономические признаки	45
1.4.3 Технологические характеристики	52
1.4.4 Развитие лазерной сварки в промышленности	58
1.5 Цель и задачи исследования	68
2 Материалы и методики, применяемые в исследованиях	69
2.1 Материалы и образцы	69
2.2 Оборудование для лазерной сварки	70
2.3 Механические испытания сварных соединений	72

2.3.1 Испытания сварного соединения на статическое растяжение	72
2.3.2 Определение предела выносливости	73
2.4 Методы исследования структуры сварных соединений	75
3 Исследование процесса формирования сварных соединений при лазерной CO_2 сварке жаропрочного дисперсионно-твердеющего железохромоникелевого ХН45МВТЮБР и никелевого ХН68ВМТЮК сплавов	79
3.1 Влияние параметров лазерной сварки на формирование шва жаропрочного дисперсионно-твердеющего железохромоникелевого сплава ХН45МВТЮБР	79
3.2 Влияние присадочного материала при лазерной сварке на формирование шва жаропрочного дисперсионно-твердеющего никелевого сплава ХН68ВМТЮК	91
Выводы по главе	95
4 Влияние термической обработки на структуру жаропрочного дисперсионно-твердеющего никелевого сплава ХН68ВМТЮК	97
4.1 Влияние вакуумного отжига на структуру жаропрочного дисперсионно-твердеющего никелевого сплава ХН68ВМТЮК	97
4.2 Влияние термической обработки в виде закалки и последующего старения на структурные свойства жаропрочного дисперсионно-твердеющего никелевого сплава ХН68ВМТЮК	102
4.3 Влияние термической обработки на структуру сварного соединения жаропрочного дисперсионно-твердеющего никелевого сплава ХН68ВМТЮК при лазерной сварке	105
Выводы по главе	109
5 Механические свойства сварных соединений, выполненных лазерной сваркой из жаропрочного дисперсионно-твердеющего никелевого сплава ХН68ВМТЮК	111
5.1 Кратковременная прочность сварных соединений, выполненных лазерной сваркой из жаропрочного дисперсионно-твердеющего никелевого сплава ХН68ВМТЮК	111

5.2 Предел выносливости сварных соединений, выполненных лазерной сваркой из жаропрочного дисперсионно-твердеющего никелевого сплава ХН68ВМТЮК	113
Выводы по главе	116
6 Разработка технологии лазерной сварки жаропрочного дисперсионно-твердеющего никелевого сплава ХН68ВМТЮК	118
6.1 Анализ серийной маршрутной технологии создания неразъемных соединений из жаропрочного дисперсионно-твердеющего никелевого сплава ХН68ВМТЮК	118
6.2 Разработка рекомендаций и маршрутного технологического процесса лазерной сварки сборочной единицы	121
6.2.1 Подготовка под сварку	122
6.2.2 Порядок сборки и лазерной сварки узла	124
6.2.3 Маршрутный технологический процесс изготовления сборочной единицы	125
6.2.4 Анализ трудоемкости изготовления сборочной единицы	131
Выводы по главе	132
Заключение	134
Список сокращений и условных обозначений	136
Список литературы	137
Приложение А. Акт о внедрении результатов диссертационной работы	148

ВВЕДЕНИЕ

Актуальность темы: Газотурбинные двигатели (ГТД) на сегодняшний день являются одним из самых технически сложных изделий современного машиностроения. Ключевые показатели эффективности работы ГТД – это коэффициент полезного действия (КПД) и экономичность. КПД возможно повысить за счет увеличения рабочей температуры турбины двигателя. С повышением температуры рабочих газов уменьшается удельный расход топлива и воздуха на единицу мощности. В связи с этим одной из наиболее актуальных проблем научно-технического прогресса в сфере двигателестроения является необходимость повысить жаропрочность и уменьшить характеристику ползучести жаропрочных сплавов. В производстве узлов двигателя все больше находят применение жаропрочные сплавы на основе никеля. Конструкция современных газотурбинных двигателей состоит на 40 – 50 % из подобных сплавов.

В современном производстве одной из тенденций развития, как эффективного метода снижения себестоимости, является создание неразъемных соединений путем плавления при изготовлении деталей сборочных единиц (далее по тексту ДСЕ).

Стремление увеличить показатели жаропрочности никелевых сплавов приводит к ухудшению их свариваемости, то есть уменьшается сопротивляемость металла образованию трещин при сварке и последующей термической обработке. В связи с этим к данным сплавам предъявляют особые требования по созданию качественных неразъемных соединений. Согласно определению (ГОСТ 29273-92) свариваемость должна обеспечивать металлическую целостность изделия при соответствующим технологическим процессом так, чтобы свариваемые детали отвечали техническим требованиям, как в отношении их собственных качеств, так и в отношении их влияния на конструкцию, которую они образуют. Учитывая сложность ГТД, к сварным соединениям предъявляется комплекс повышенных

требований по обеспечению параметров структуры и гарантированного запаса физико-механических свойств.

Известно, что жаропрочные никелевые сплавы характеризуются наличием нескольких температурных интервалов хрупкости, что обуславливает повышенную вероятность образования горячих трещин при сварке, возникающих в результате высоких напряжений, которые образуются в околошовной зоне (ОШЗ).

В настоящий момент времени решением данной проблемы является применение сложнолегированных присадочных материалов при аргонодуговой сварке (далее по тексту АрДС), а при электроннолучевой (далее по тексту ЭЛС) – снижение скорости сварки. Согласно исследованиям свариваемости жаропрочных сплавов, было установлено, что при ЭЛС склонность к трещинообразованию ниже, чем при АрДС, что обусловлено большей плотностью мощности, а, следовательно, и меньшим тепловложением. Применение ЭЛС с «кинжальным» проплавлением при изготовлении ДСЕ из тонколистового проката нецелесообразно, по причине сложности соблюдения отношения глубины проплава к ширине шва.

Другим инновационным современным способом повышения сопротивляемости к трещинообразованию является лазерная сварка (ЛС) за счет высокой концентрации энергии и меньшего тепловложения. Особенностью ЛС является вариативность режимов в широком диапазоне, что обеспечивает не только возможность сварки различных материалов толщиной от десятых долей до десятков миллиметров, но и осуществление принципиально различных механизмов проплавления. В отечественной промышленности, ввиду высокой стоимости необходимого оборудования и отсутствия недостаточного опыта применения этой технологии, ЛС получила широкое, но еще не вполне достаточное для современного уровня машиностроения распространение.

В настоящее время широкое применение лазерной сварки в промышленности ограничено в связи с отсутствием сертификации

технологических процессов и нормативно-технологической документации, которая позволяла бы их использование в различных отраслях производства.

В связи с этим актуальными становятся задачи по разработке технологии ЛС жаропрочных сплавов из тонколистового проката, применяемых при производстве ДСЕ горячей части ГТД, обеспечивающей повышенные требования к параметрам структуры и гарантированному запасу физико-механических свойств.

Работа выполнена в рамках: реализации Федерального целевого проекта «Технического перевооружения механосборочного производства ОАО «Кузнецов» г. Самара, ОАО «Объединенная промышленная корпорация «Оборонпром» г. Москва»; программы №2014-УГС-09 «По отработке технологических процессов сварки на лазерном комплексе TruLaserCell» согласованной с 682 ВП Минобороны России и АО «Газпром»; программы №2015-УГС-03 «По замене аргодуговой сварки на лазерную сварку при изготовлении ДСЕ изд. НК-14СТ, НК-14СТ-10, НК-36СТ» согласованной с АО «Газпром».

Основная часть исследований и экспериментов выполнена на базе кафедры «Литейные и высокоэффективные технологии» ФГБОУ ВО СамГТУ и ПАО «КУЗНЕЦОВ».

Основная цель работы: является исследование структуры и свойств сварного шва и околошовной зоны (ОШЗ) для повышения показателей свариваемости в сварных соединениях из жаропрочных дисперсионно-твердеющих никелевых сплавов за счет применения лазерной сварки с обеспечением необходимых эксплуатационных характеристик.

Для достижения поставленной цели в диссертационной работе решались следующие **основные задачи:**

1. Исследовать процессы дефектообразования в сварных соединениях из жаропрочных сплавов ХН45ВМТЮБР, ХН68ВМТЮК при воздействии лазерного излучения;

2. Исследовать структуру и свойства сварного соединения из жаропрочного сплава ХН68ВМТЮК, выполненного лазерной сваркой, при воздействии термической обработки;

3. Определить предел выносливости σ_{-1} (при долговечности 10^6 циклов) стыковых сварных соединений из тонколистового проката жаропрочного дисперсионно-твердеющего никелевого сплава ХН68ВМТЮК, выполненных лазерной сваркой;

4. Разработать маршрутной технологии лазерной сварки жаропрочного сплава ХН68ВМТЮК корпуса внутреннего 1-ого соплового аппарата статора турбины ГТД применимой для наземной (НК-12СТ, НК-14СТ, НК-14СТ-10, НК-36СТ) и авиационной (НК-25 сер.01, НК-25 сер.02, НК-32 сер.01, НК-32 сер.02) тематики.

Методы исследования и достоверность научных результатов.

Методология исследования построена на основе классических методов материаловедения и машиностроения. Для реализации поставленной цели применяли современные методы электронно-микроскопического и элементного анализов, стандартные методики измерения микротвердости, капиллярных методов контроля (ЛЮМ-1ОВ), рентгеновской просвечивающей дефектоскопии и проведения стендовых испытаний на циклическую усталость сварных соединений. Достоверность результатов работы подтверждается использованием известных положений фундаментальных наук, хорошей согласованностью полученных результатов с результатами экспериментальных данных, а также результатами исследований других авторов.

Научная новизна работы: связана с исследованием особенностей формирования структуры и свойств сварных соединений из тонколистового проката жаропрочных дисперсионно-твердеющих никелевых сплавов при воздействии лазерного излучения

1. Установлена взаимосвязь между количеством и размером микродефектов в структуре ОШЗ и погонной энергией при лазерной сварке

для сварных соединений из сплава ХН45ВМТЮБР, которая выражается прямопропорциональной зависимостью: снижение погонной энергии лазерного излучения с 0,24 до 0,12 кДж/мм приводит к снижению в 2 раза количества и размера микротрещин.

2. Экспериментально установлено, что повышение кратковременной прочности σ_8 при повышенных температурах обеспечивается лазерной сваркой при формировании шва из сплава ХН68ВМТЮК. Полученные данные σ_8 при лазерной сварке на 13% выше прочности сварных соединений, выполненных традиционной аргонодуговой сваркой.

3. Впервые определен интервал предела выносливости σ_{-1} (при долговечности 10^6 циклов) от 215 до 243 МПа при лазерной сварке для стыковых сварных соединений из сплава ХН68ВМТЮК, гарантирующий обеспечение необходимых норм прочности для конструкций, работающих с максимальными напряжениями на сварные швы до 120МПа.

4. Установлено, что обеспечение благоприятной структуры сварного шва и ОШЗ достигается за счет повышения легированности указанных зон Мо, увеличением доли интремаллидной γ' -фазы в сочетании с оптимальными режимами термической обработки (закалка + старение). Это обуславливает гарантированное повышение кратковременной прочности при повышенных температурах до 10%.

Практическая значимость:

1. Уменьшение образования микротрещин в шве и ОШЗ для сварных соединений из сплава ХН45ВМТЮБР обеспечивается лазерной сваркой при пониженных значениях погонной энергией (0,12 кДж/мм).

2. Определены оптимальные режимы лазерной сварки ($P_{ли}=4$ кВт, $v_{св}=33,3$ мм/с, $v_{п.}= 33,3$ мм/с) сплава ХН68ВМТЮК обеспечивающие увеличение кратковременной прочности при повышенных температурах до 787 МПа.

3. Оптимальные режимы лазерной сварки (обеспечивают наибольший предел выносливости σ^{-1} (при долговечности 2×10^6 циклов) для

сварных соединений из тонколистового (1,8 мм) проката сплава ХН68ВМТЮК.

4. Предложенные оптимальные режимы лазерной сварки в сочетании с классической термической обработкой для сплава ХН68ВМТЮК обеспечивают необходимый запас норм прочности для обечаек опоры и статора турбины ГТД, работающих с максимальными напряжениями на сварные швы до 120МПа.

5. Разработан и внедрен маршрутный технологический процесс лазерной сварки ДСЕ «Корпус внутренний» 1-ого соплового аппарата из жаропрочного сплава ХН68ВМТЮК для газотурбинного двигателя наземной тематики.

Положения, выносимые на защиту:

1. Результаты исследования влияния режимов лазерной сварки (воздействия) на структуру сварного соединения сплава ХН68ВМТЮК.

2. Результаты исследований влияния структуры сварного соединения на предел кратковременной прочности и выносливости сварного соединения сплава ХН68ВМТЮК.

3. Технологические рекомендации лазерной сварки при изготовлении ДСЕ «Корпус внутренний» 1-ого соплового аппарата из сплава ХН68ВМТЮК.

Апробации результатов работы. Основные положения и результаты диссертационной работы докладывались и обсуждались на следующих научно-технических мероприятиях: VIII Всероссийской научно-практической конференции «Актуальные проблемы машиностроения» (г. Самара, 2016г.); Международной конференции «Материалы и технологии новых поколений современного материаловедения», (г. Томск, 2016г.); Международной научно-технической конференции «Проблемы и перспективы развития двигателестроения», (г. Самара, 2016г.); III Всероссийской научно-практической конференции «Проектирование и перспективные технологии в машиностроении, металлургии и их кадровое обеспечение, (г. Чебоксары,

2017г.); Международной научно-технической конференции «Пром-Инжиниринг», (г. Москва, 2018г.); VIII Всероссийской научно-технической конференции с международным участием «Наследственность в литейно-металлургических процессах», (г. Самара, 2108г.); Международной научно-технической конференции «Пром-Инжиниринг», (г. Москва, 2021г.).

Личный вклад автора в диссертационную работу состоит в теоретическом обосновании поставленных целей и задач, проведении экспериментальных исследований, анализе полученных результатов и их обобщении.

Публикации. По теме диссертационной работы опубликовано 12 научных работ, в том числе: 3 (три) работы, опубликованная в изданиях, входящих в базу международного цитирования Scopus и Web of Sciens; 5 работ, опубликованных в изданиях, входящих в перечень рецензируемых журналов ВАК РФ; 5 работ, опубликованные в прочих изданиях.

Объем и структура диссертации. Диссертационная работа состоит из введения, шести глав, общих выводов и приложений. Диссертация изложена на 148 страницах машинописного текста, содержит 46 рисунков, 16 таблиц, а также список литературы из 91 наименований.

1 СОСТОЯНИЕ ВОПРОСА И ПОСТАНОВКА ЗАДАЧИ

1.1 Жаропрочные гомогенные, дисперсионно-твердеющие железохромоникелевые и никелевые сплавы и их свариваемость

Газотурбинный двигатель (ГТД) на сегодняшний день является одним из самых технически сложных изделий современного машиностроения, детали которого работают длительное время в условиях предельно высоких температур и нагрузок. За шестьдесят лет своего развития ГТД стали основным типом двигателей в современной авиации. Это стало возможным в первую очередь ввиду их высочайшей надежности, которая обеспечивается новаторскими конструкторскими и технологическими решениями, проведенными газодинамическими, тепловыми и прочностными расчетами. На базе авиационных ГТД созданы двигательные установки наземного и морского исполнения: на мобильных электростанциях, газокompрессорных станциях, наземных и морских транспортных средствах [1].

Тенденцией его развития является повышение температуры газа и эксплуатационных нагрузок [2]. Ключевые показатели эффективности работы ГТД – это его 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 двигателестроении широкое применение нашли сложнолегированные сплавы, обладающие высокими эксплуатационными свойствами, такими как жаростойкость и жаропрочность. Данные сплавы находят все большее применение в проектировании и изготовлении узлов компрессоров, турбин и камер сгорания ГТД [3].

К этим материалам относятся жаропрочные гомогенные, дисперсионно-твердеющие железохромоникелевые и никелевые сплавы, основой которых является никель. Из-за разнообразного химического состава (см. таблицу 1.1)

[4] данные сплавы чувствительны к термическим воздействиям, таким как сварка [5].

Стремление повысить жаропрочность жаропрочных 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.

Сплавы, упрочнённые молибденом, ниобием и вольфрамом, имеющие аустенитную структуру γ -твердого раствора, являются жаропрочными гомогенными сплавами, например, сплавы ХН78Т, ХН75МБЮ, ХН60ВТ. Увеличение содержания данных химических элементов путем легирования сплавов способствуют повышению физико-механических свойств таких как стойкость против образования горячих трещин, кратковременная и длительная прочность [6]. За счет легирования хромом достигается высокая окалиностойкость [4].

Ключевой особенностью жаропрочных никелевых (ХН50МВКТИОР, ХН56ВМТЮ, ХН50ВМТЮБ, ХН68ВМТЮК, ХН62ВМЮТ, ХН66ВМБЮ, ВХ4Л, ВЖЛ14) и дисперсионно-твердеющих железохромоникелевых (ХН30ВМТ, ХН45ВМТЮБР) сплавов является содержание Al и Ti, достаточное для образования γ' -фазы типа $Ni_3(Al, Ti)$ при взаимодействии с никелем. Структура этих сплавов, представляет собой твердый раствор с ГЦК-решеткой, включает в себя карбиды, нитриды и интерметаллидную γ' -фазу. Наследственная пластичность γ' -фазы препятствует охрупчиванию материала, при этом ее прочность увеличивается с повышением температуры. Состав и размер γ' -фазы определяются количеством алюминия и титана в сплаве. При этом тугоплавкие элементы, такие как ниобий, тантал, вольфрам и молибден, также могут образовывать γ' -фазу, либо повышать ее содержание, чем в свою очередь укрепляют твердый раствор.

Таблица 1.1 – Химический состав жаропрочных дисперсионно-твердеющих железохромоникелевых и никелевых сплавов

Сплав	Содержание элементов, %												
	C	Si	Mn	Cr	Ni	W	Mo	Nb	Al	Ti	Fe	B	Прочие
ХН50МВКТЮР	≤0,1	≤0,3	≤0,3	17,5-19,5	-«-	5,5-7,0	3,5-5	≤1,5	2,5-3	1-1,5	≤3,0	≤0,005	5-8 Co, ≤0,02Ce
ХН56ВМТЮ	≤0,1	≤0,6	≤0,5	19-22	-«-	9-11	4-5	-	2,1-2,6	1,1-1,6	≤4,0	≤0,008	≤0,05 Mg
ХН78Т	≤0,12	≤0,8	≤0,7	19-22	Основа	-	-	-	≤0,15	0,15-0,35	≤1,0	-	≤0,2 Cu
ХН30ВМТ	≤0,1	≤0,6	≤0,6	14-16	27-30	4,5-6	3-4	-	≤0,5	1,8-2,3	Основа	-	≤0,02 Zr
ХН75МБЮ	≤0,1	≤0,8	≤0,4	19-22	-«-	-	1,8-2,3	0,9-1,3	0,35-0,75	0,35-0,75	-	-	-
ХН50ВМТЮБ	≤0,1	≤0,4	≤0,5	32-35	Основа	4,3-5,3	2,3-3,5	0,5-1,1	0,5-1,1	0,5-1,1	≤4,0	≤0,008	-
ХН60В	≤0,1	≤0,8	≤0,5	23,5-26,5	-«-	13-16	-	-	≤0,5	0,3-0,7	≤4	-	-
ХН68ВМТЮК	≤0,1	≤0,5	≤0,4	17-20	-«-	5-7	3-5	-	1,6-2,3	1,1-1,6	≤5,0	≤0,005	5-8 Co, ≤0,05Ce
ХН62ВМЮТ	≤0,1	≤0,6	≤0,3	17,5-20	-«-	5,5-7,5	4-6	-	1,9-2,3	1,0-1,4	≤4,0	≤0,008	≤0,03 Ce
ХН45МВТЮБР	≤0,1	≤0,3	≤0,6	14-16	43-47	2,5-3,5	4-5,2	0,8-1,5	0,9-1,4	1,9-2,4	-«-	≤0,008	≤0,02 Zr, ≤0,1Ce
ХН65ВМБЮ	≤0,06	≤0,5	≤0,5	17-18,5	-«-	5,5-7,5	3-5	4-4,7	1,5-1,9	-	≤1,5	≤0,006	0,1-0,2Nb
ВЖЛ14	≤0,08	≤0,4	≤0,4	18-20	-«-	-	4-5	--	1,2-1,5	2,5-3,1	8-10	≤0,005	-

Последующая термическая обработка в виде закалки и старения приводит к образованию мелкодисперсных выделений γ' -фазы, которые препятствуют пластическим деформациям в материале (см. таблицу 1.2), в результате чего достигается наибольшая жаропрочность сплавов [4].

Таблица 1.2 – Процентное содержание γ' -фазы в жаропрочных дисперсионно-твердеющих железохромоникелевых и никелевых сплавах

Сплав	Закалка от температуры, °С, на воздухе	Старение при температуре, °С, в течение, ч, на воздухе	γ' -фаза, %
ХН78Т	1020	-	-
ХН75МБЮ	1050	-	-
ХН60В	1170	-	-
ХН30ВМТ	1120	750, 16	3-4
ХН50ВМТЮБ	1150	900, 16	<5
ХН45МВТЮБР	1050	780, 5	10-11
		650, 16	
ХН65ВММБЮ	1100	800, 16	10-12
ХН68ВМТЮК	1100	900, 5	13-15
ХН62ВМЮТ	1100	800, 15	13-16
ХН56ВМТЮ	1150	950, 5	16
ХН50МВКТЮР	1100	900, 8	18-20
ВЖЛ14	1120	700, 16	16

Формирование физических 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 преимущественно определяют его свариваемость [7].

На повышение стойкости к трещинообразованию оказывают влияние снижение КЛР, уменьшение жаропрочности сплава и предела текучести, увеличение темпа восстановления. Это хорошо объясняется 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 материала, 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 плавлением 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 ОШЗ, возникающие под действием термического цикла. Другим способом снижения показателя трещинообразования является применение сварки с подогревом выше 950 °С, что приводит к полному устранению сварочных напряжений и обеспечивает повышение пластичности материала [7].

Если обратиться к ГОСТ 29273-92 [8], 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.

1.1.1 Горячие трещины в сварных соединениях жаропрочных дисперсионно-твердеющих железохромоникелевых и никелевых сплавов

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 околошовной зоне (ОШЗ) в процессе термообработки или в эксплуатации [5, 8].

В результате исследования образования трещин в твердом и твердожидком состоянии выдвинуто несколько гипотез их образования. Одни

трещины получили название кристаллизационные, другие полигонизационные или вакансионные [4, 9].

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 [9].

В результате неравновесной кристаллизации ванны расплава сварного шва в твердой фазе образуется большая плотность несовершенств кристаллической решетки – вакансий и дислокаций, которые могут объединяться во вторичные границы при высоких температурах. В местах, где эти границы совпадают с участками микроскопической неоднородности, возможно образование микроскопических надрывов, превращающихся в полигонизационные или вакансионные трещины под действием нарастающих напряжений [5, 10, 11].

Исходя из вышеизложенного можно сделать вывод, что в настоящее время нет четкого понимания причин зарождения горячих трещин в ОШЗ. Это связано с тем, что зарождение горячих трещин сильно зависит от металлургических условий их производства, а также от химического и структурного состава материала [12].

Исходя из данных, представленных в работе [13], в процессе роста температуры сплава происходит разложение и расплавление фаз, которые находятся по границам зерен, а при его остывании возникают усадочные напряжения, что приводит к образованию трещин по границам оплавленных зерен в ОШЗ [12].

Согласно другой гипотезы, предложенной в работе [15], физика межкристаллитного разрушения материала шва и ОШЗ идентична. Это было подтверждено результатами экспериментов по выявлению склонности к трещинообразованию при электроннолучевой сварке (ЭЛС) сплавов на никелевой основе. Согласно проведенным исследованиям, было установлено,

что трещинообразование в сварном шве и ОШЗ связаны с темпом возникновения сварочных напряжений и релаксационной стойкостью сварного соединения [12, 15, 16].

Физика зарождения и распространения трещин связана с затратой энергии на образование новой поверхности в процессе деформации и разрушения материала. Возникающие при сварке напряжения определяются энергией в микро- и макрообъемах, образующейся в результате высококонцентрированного неравномерного нагрева. Снижение показателей теплопроводности и температурного КЛР материала приводит к увеличению уровня межатомной связи и образованию внутренних напряжений [5, 15]. Выдвинутое в работе [17] предположение говорит о том, что интенсивность высвобождения потенциальной энергии тела определяет возникновение микронапряжений, обуславливающих трещинообразование [12].

В работе [15] представлен механизм Зинера, согласно которому трещины в сварном шве и ОШЗ аналогичны и возникают при межзеренном проскальзывании в местах сопряжения трех зерен. В указанных зонах вероятно высокая концентрация растягивающих микронапряжений, превышающих прочность материала на отрыв [11].

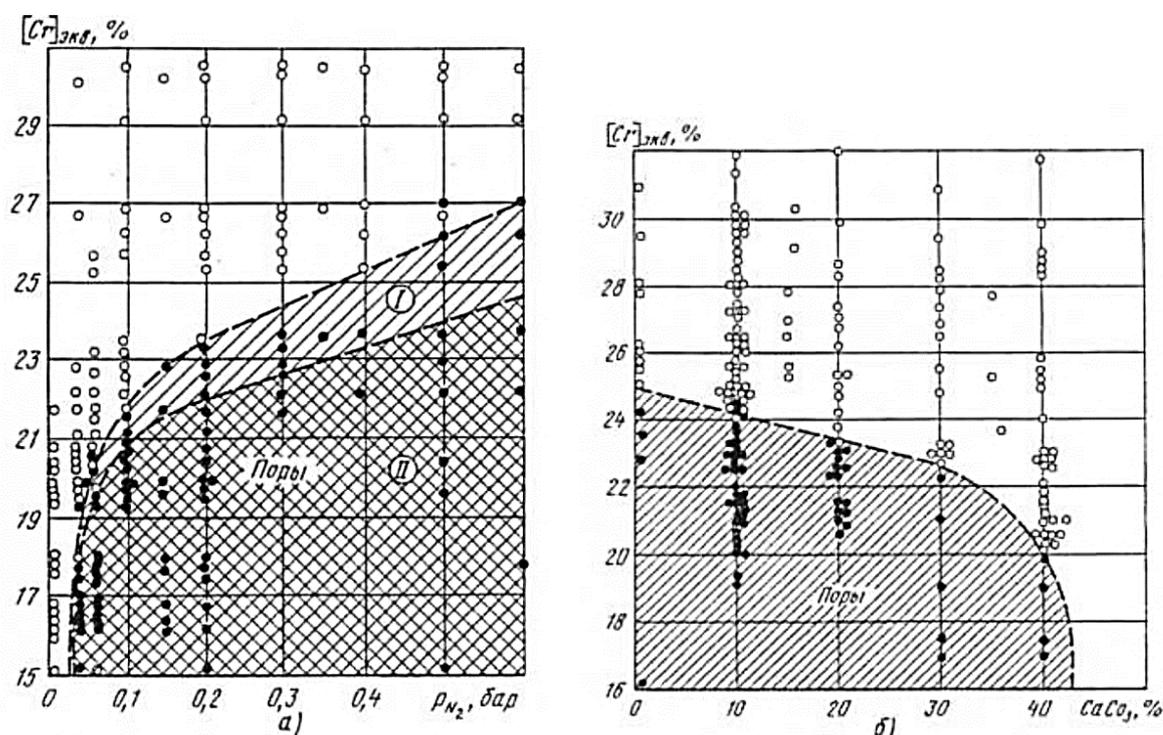
1.1.2 Пористость в сварных соединениях жаропрочных дисперсионно-твердеющих железохромоникелевых и никелевых сплавов

Главной причиной образования пор при сварке жаропрочных сплавов является выделение азота из пересыщенного жидкого материала в процессе кристаллизации сварочной ванны. Избежать образование данного дефекта возможно за счет легирования сварного шва элементами, повышающими растворимость азота в сплаве [18].

Сорокин Л.И. в своих работах [19, 20] предлагает оценивать эффективность уменьшения пористости легирующими элементами при ручной дуговой (РДС) и аргодуговой (АрДС) сварке с использованием

условного хромового эквивалента $[Cr]_{\text{ЭКВ}}$. Автор в своих работах обуславливает это тем, что $[Cr]_{\text{ЭКВ}}$ присутствует в составе всех жаропрочных и жаростойких сплавов и усиливает растворимость в них азота.

На рисунке 1.1 представлена зависимость порообразования от парциального давления азота в аргоне (рис. 1.1, а) и содержания в электродном покрытии мрамора (рис. 1.1, б) при различной концентрации легирующих элементов в пересчете на $[Cr]_{\text{ЭКВ}}$ [18].



а – при АрДС, б - РДС

Рисунок 1.1 – Зависимость склонности сварного шва к порообразованию от парциального давления азота при АрДС и содержания мрамора в покрытии электродов при РДС ($I - \delta_{\text{пласт}}=3\text{мм}$, $I_{\text{св}}=190\text{-}210\text{ А}$; $II - 5\text{ мм}$, $290\text{-}310\text{ А}$)

Анализ рисунка 1.1, а и б [18] показывает аналогию в характере изменения склонности к образованию пор при двух типах сварки. Повышение в покрытии электрода содержания мрамора CaCO_3 до 40% и уменьшение в аргоне парциального давления азота p_{N_2} до 0,04 бар, не изменяя склонность отдельных элементов к образованию пор, понижает значение $[Cr]_{\text{ЭКВ}}$,

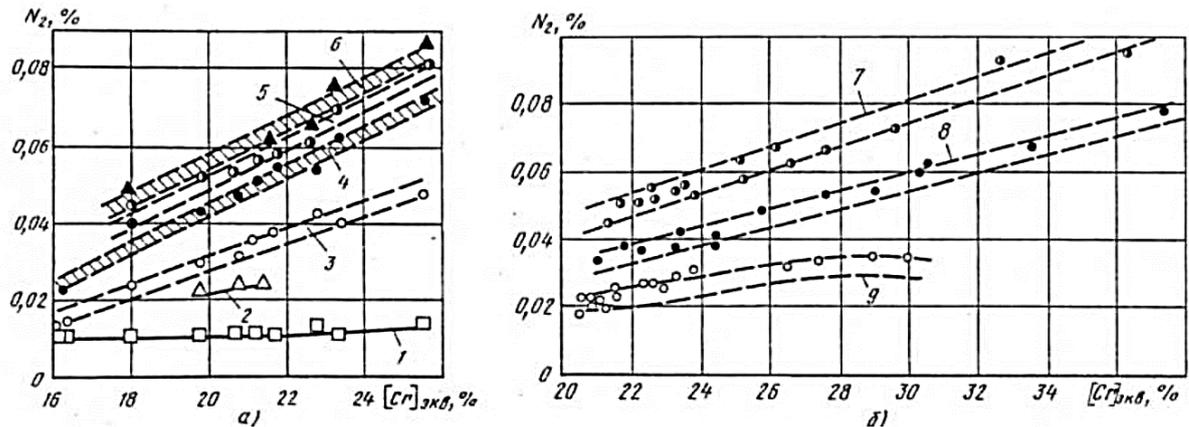
необходимого для образования материала без пор. Для РДС автор объясняет это более качественной защитой расплавленного материала от воздействия воздуха вследствие распада мрамора и уменьшение тем самым содержания азота в направленном шве (рис. 1.2). При АрДС объем содержания азота в металле шва устанавливается его парциальным давлением в защитной среде (рис. 1.2, 1.3) [18].

Зависимости p_{N_2} - $[Cr]_{эКВ}$, $CaCO_3$ (%) - $[Cr]_{эКВ}$ можно разделить на три участка. При парциальном давлении азота (до 0,1 бар) и большом содержании мрамора в покрытии (до 40%) наблюдается резкое увеличение склонности к образованию пор (см. рис. 1.1). Другой участок считается переходным от резкого к постепенному изменению предрасположенности к образованию пор и соответствует p_{N_2} до 0,2 бар и содержанию $CaCO_3$ до 30%. При большем p_{N_2} в газовой смеси и меньшем содержании мрамора в покрытии изменение предрасположенности к порообразованию имеет менее выраженный характер, что связано с кипением сварочной ванны, то есть достижением предела растворимости азота в материале [21] и образованием нитридов [22].

Многие исследователи связывают образование пор с резким снижением растворимости газов при кристаллизации металла шва. В одно время одной из гипотез [23], что образование пор протекает в результате азотного кипения сварочной ванны. Согласно данному предположению, происходит насыщение азотом поверхностной плазмы под действием дуги, который конвективными потоками проникает в глубь ванны, где возникает местное пересыщение расплава и происходит выделение пузырьков [24].

Для достижения предельного насыщения азотом ванны расплава при малом p_{N_2} время контакта материала с газами при дуговой сварке может быть недостаточным (см. рис.1.3). При недостаточном пересыщении жидкого материала азотом приходит торможение процесса кипения сварочной ванны, вследствие чего порообразование в металле шва при малом p_{N_2} можно объяснить в основном скачком растворимости азота при затвердевании металла шва. При $p_{N_2} > 0,1$ бар образование пор обусловлено кипением ванны

расплава по причине насыщения жидкого материала азотом. При визуальном контроле процесса сварки установили, что порообразование характерно при кипении ванны расплава, повышающейся с ростом p_{N_2} и уменьшением содержания в сплаве элементов, повышающих его растворимость [25].

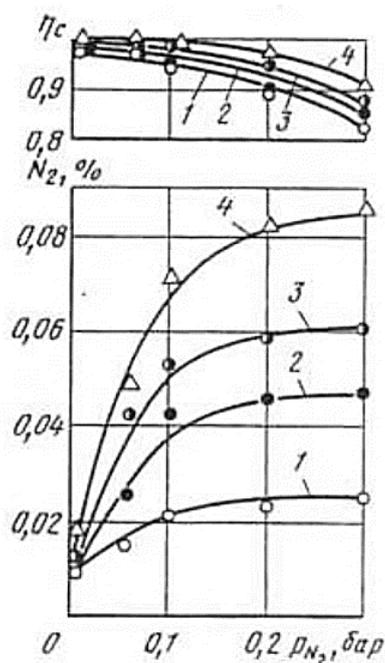


a – p_{N_2} равно 0 (1), 0,04 (2), 0,06 (3), 0,1 (4), 0,2(5) и 0,3 (6) бар; $б$ – содержание $CaCO_3$ составляет 10 (7), 20(8) и 40% (9)

Рисунок 1.2 – Зависимость содержания азота в металле от содержания легирующих элементов в пересчете на $[Cr]_{экв}$

При повышенном кипении сварочной ванны расплава происходит активное выделение CO , о чем свидетельствует окисление углерода и связанным с этим уменьшением его перехода в шов η_c (см. рис. 1.3), а также наблюдается на поверхностях образование сажистого налета и подгорание в процессе сварки вольфрамового электрода. Подгорание вольфрамового электрода приводит к увеличению напряжения дуги от 10-12 до 16-18 В. При этом с повышением интенсивности кипения ванны расплава размер и количество пор возрастает. Аналогичный процесс наблюдается и при ацетиленокислородной наплавке сплавов ВХН1 (1,0-1,25 % С, 35-40 % Cr). Уменьшить кипение ванны расплава сварного шва и количество пор возможно за счет снижения в его составе содержания азота до 0,02-0,04 % и кислорода до 0,018-0,03% [23].

При сварке с малым p_{N_2} в защитной среде кипения в сварочной ванне практически отсутствует, на образцах сажистый налет не наблюдается, а углерод переходит полностью из основного материала в сварной шов (см. рис.1.3).



1 – $[Cr]_{\text{экв}}=16,2 \%$; 2 – $18,0 \%$; 3 – $22,7 \%$; 4 – $25,7 \%$

Рисунок 1.3 – Зависимость перехода углерода η_c в шов и содержания в нем азота от парциального давления азота в аргоне

Поэтому при сварке никель-хромовых сплавов порообразование происходит как от неравномерного падения растворимости азота при кристаллизации сварочной ванны, так и в результате кипения материала шва по причине пересыщения расплавленного материала азотом. Образование пористости при кристаллизации сварочной ванны протекает за счет большого содержания азота в расплавленном материале относительно твердого состояния, но несколько ниже его пересыщения в жидком материале в результате скачкообразного падения его растворимости. Данный механизм работает только при малом парциальном давлении азота в газе или невысоком его содержании в основном материале или сварочной проволоке. При

протекании местного или общего пересыщения азотом сварочной ванны происходит порообразование в результате азотного кипения расплавленного материала [18].

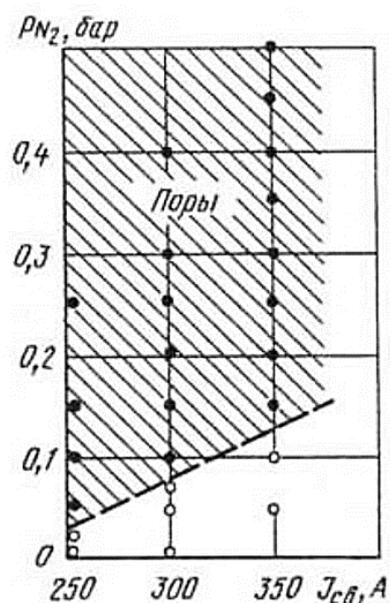


Рисунок 1.4 – Зависимость склонности металла шва к порообразованию при АрДС сплава ХН78Т от сварочного тока и парциального давления азота

По такой же аналогии можно объяснить влияние сварочного тока $I_{св}$ на склонность к образованию пор при различном парциальном давлении азота в газе. Исходя из анализа рис. 1, а при $p_{N_2} < 0,1$ бар изменение $I_{св}$ незначительно влияет на критическое значение $[Cr]_{экр}$, при котором в шве образуются поры. Это объяснимо малой десорбцией азота из хвостовой части ванны в результате отсутствия его пересыщения (см. рис. 1.3). При большем p_{N_2} в газовой смеси протекает процесс кипения сварочной ванны и десорбция азота из хвостовой части ванны расплава, что усиливает выделение газов из расплавленного материала [24], снижая тем самым критические значения $[Cr]_{экр}$ (см. рис. 1.1, а), или же способствует увеличению p_{N_2} , вызывающего образование пор при сварке сплава ХН78Т (рис. 1.4) [18].

Влиянием данных механизмов на образование пор объясняется отсутствие числовой зависимости между изменением коэффициента

растворимости азота в жидком никеле при его легировании марганцем, титаном, вольфрамом, хромом, молибденом, а также эффективностью этих элементов в пересчете на $[\text{Cr}]_{\text{экв}}$ в уменьшении пористости при РДС и АрДС [19, 20]. Также необходимо учитывать влияние легирующих компонентов на растворимость азота как в твёрдом, так и жидком состоянии. Неявно на это указывают количественные зависимости содержания легирующих элементов на $[\text{Cr}]_{\text{экв}}$ и азота, которые увеличивают растворимость азота в никелевых сплавах (см. рис. 1.2).

Процесс растворения азота [21] в жидком материале зависит от поступления его на поверхность газ-металл, поглощения молекул азота, их распада, перехода поверхности и переноса их вглубь металлической фазы. Согласно результатам исследования, поступление азота на поверхность ванны расплава ограничивается при АрДС парциальным давлением азота в защитном газе, а при РДС – ограничением мрамора в электродном покрытии. Протекание перехода азота вглубь металлической фазы зависит от содержания в сплаве элементов, обладающих способностью образовывать с ним связи, сопровождающиеся снижением свободной энергии системы. Для жаропрочных сплавов данными элементами являются титан, хром, вольфрам, молибден, марганец, а также, возможно и другие элементы [22].

При АрДС (см. рис. 1.2, *а*) содержание азота в материале шва увеличивается прямо пропорционально росту содержания легирующих компонентов в пересчете на $[\text{Cr}]_{\text{экв}}$ и зависит от p_{N_2} в смеси. При $p_{\text{N}_2} > 0,2$ бар содержание азота в шве повышается незначительно, в результате чего приводит к сближению областей $[\text{Cr}]_{\text{экв}}\text{-N}$ (%), полученных при 0,2 и 0,3 бар [см. рис. 1.3, кривые $p_{\text{N}_2}\text{-N}$ (%)]. При больших значениях p_{N_2} растворение азота в материале шва уменьшается кипением ванны расплава и достижением предела его растворимости [21].

При РДС с содержанием в оболочке электродов от 10 до 20% мрамора содержание азота в материале шва в зависимости от $[\text{Cr}]_{\text{экв}}$ изменяется идентично АрДС (см. рис. 1.2, *б*). При этом повышение содержания азота с

ростом $[Cr]_{\text{ЭКВ}}$ протекает менее интенсивно, чем при АрДС. Это связано с улучшением защиты ванны расплавленного материала при повышении в покрытии легирующих элементов, что достигалось за счет уменьшения в шлаковой части покрытия плавикового шпата и, соответственно, повышением соотношения $CaCO_3/CaF+TiO_2$. При содержании в покрытии 40% мрамора получается более полная защита ванны расплава от взаимодействия с внешней средой, то есть с воздухом, что при $[Cr]_{\text{ЭКВ}}=20-25\%$ приводит к улучшению легирования азота из жидкого материала и уменьшение его количества в материале шва по сравнению с стержнем электрода (0,0325% N_2). При больших значениях $[Cr]_{\text{ЭКВ}}$ протекает стабилизация содержания азота в материале шва на уровне его содержания в электродном стержне.

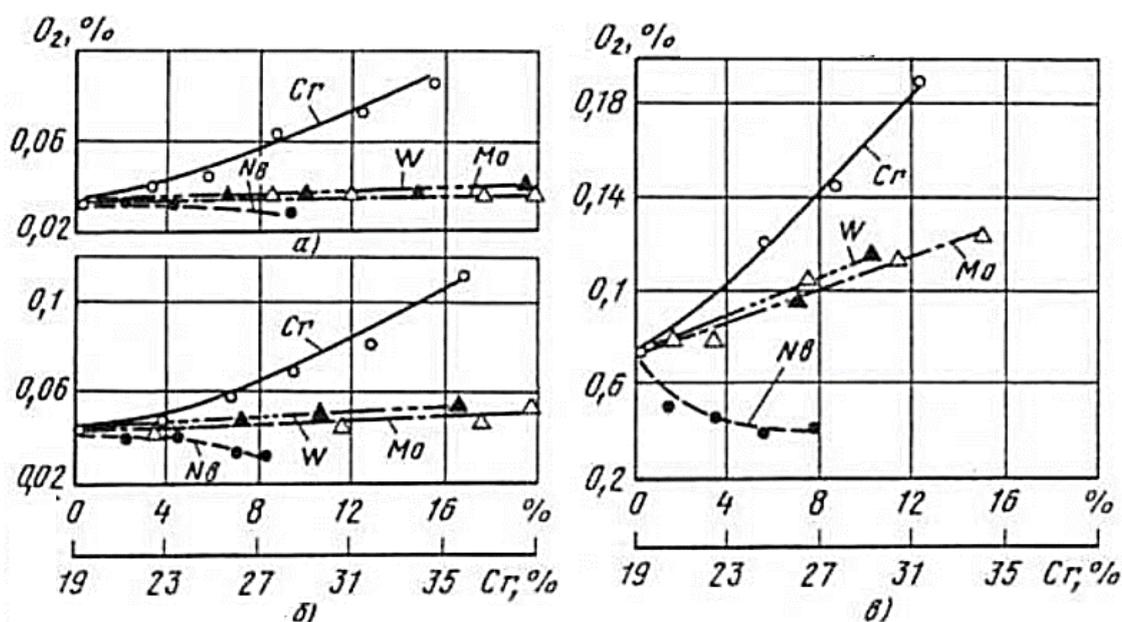
Зависимости содержания азота в материале шва, электродном стержне, и мрамора в покрытии носят общий характер, что наблюдается в совпадении экспериментальных данных, полученных при сварке электродами на железной и никелевой основе (см. таблица 1.3) [18].

Таблица 1.3 – Количество мрамора в покрытии, азота в проволоке и материале шва

Количество мрамора в покрытии, %	Количество азота в проволоке и материале шва, %		
	ХН78Т	08Х20Н57М8В8ТЗР	Х15Н5Д2М2
Проволока	0,0325	0,030	-
0	-	0,050	0,062
10	0,045	0,045	0,053
20	0,030	0,035	0,048
30	-	0,031	0,035
40	0,019	0,022	0,030
50	-	-	0,013

Как видно из таблицы 1.1 $[Cr]_{\text{ЭКВ}}$ при сварке покрытыми электродами продуктивность хрома по отношению к ниобию, молибдену, титану, рению и вольфраму в подавлении пористости несколько ниже по сравнению с АрДС, что обусловлено большим окислением материала шва при его легировании хромом (рис.1.5). Повышение содержания кислорода вызывает загрязнение

материала шва неметаллическими включениями, что приводит к порообразованию [25] и главным образом активизирует в ванне расплава реакцию образования СО. Это подтверждается экспериментальными данными при АрДС при $p_{N_2} \geq 0,1$ бар, газовой сварке [6] и сварке с высоким содержанием молибдена в электродах [26].



a-в – содержание $CoCO_3$ составляет 10, 20 и 40 % соответственно

Рисунок 1.5 – Зависимость содержания кислорода в наплавленном материале ХН78Т от содержания мрамора в электродном покрытии и легирующих элементов

В связи с этим, небольшая склонность хромоникелевых сплавов к образованию пор при АрДС и РДС вызвана высоким содержанием в их составе компонентов, повышающих растворимость азота, таких как хром, молибден, титан, вольфрам, ниобий, а также их изготовление в вакууме. Для предотвращения образования пор не рекомендуется использовать выплавку присадочного материала ХН78Т и ХН75МБТЮ, имеющих относительно малое содержание компонентов, увеличивающих растворимость азота ($[Cr]_{\text{ЭКВ}} = 21 \div 23\%$). Это подтверждается экспериментальными данными, полученными при изготовлении присадочного никель-хромового сплава ВХН-1 (таблица 1.4) [18].

При аргодуговой и дуговой сварке изменение склонности к образованию пор зависит от количества легирующих компонентов, переведенного на хромовый эквивалент, величина которого оказывает влияние на количество азота в сварном шве.

Таблица 1.4 – Содержание азота в сплаве

Сплав	Содержание азота, %
Хром-00	0,002-0,013
Хром X-0	0,06-0,407
ВХН-1 ОИ на хроме X-0	0,09-0,105
ВХН-1 ОИ на хроме X-00	0,04-0,07
ВХН-1 ВИ на хроме X-00	0,02-0,025

При сварке никель-хромовых сплавов образование пор протекает в результате резкого уменьшения растворимости азота при кристаллизации сварочной ванны, а также кипения ванны расплава в результате пересыщения расплавленного материала азотом и протекания реакции окисления углерода и образования СО [18].

1.2 Присадочные материалы для сварки жаропрочных дисперсионно-твердеющих железохромоникелевых и никелевых сплавов

В качестве присадочных материалов при создании неразъемных соединений путем плавления используют «лапшу», нарубленную из листового материала, прутки и сварочные проволоки. Как правило, сварочные материалы рекомендуют использовать для сварки с разделкой кромок и при необходимости изменения химического состава и формы шва. При подборе сварочных материалов учитывают состав основного материала, предъявляемые требования к сварным соединениям по их свойствам и склонности к трещинообразованию [27].

Изначально в сварных конструкциях никелевых сплавов в качестве сварочных материалов при сварке плавлением использовали сварочные

материалы того же состава, что и свариваемые детали [28, 29]. Эта тенденция сохранялась в отечественной и зарубежной практике применительно к дисперсионно-твердеющим жаропрочным сплавам ХН50ВМТЮБ, ХН30ВМТ, Nimonic 90 и гомогенным сплавам ХН75МБЮ, ХН78Т типа Inconel 625, Hastelloy [30, 31]. При сварке никелевых листовых сплавов в качестве присадок применяют специально разработанные присадочные проволоки. Это обусловлено склонностью данных сплавов к трещинообразованию и в большинстве случаев трудоемким процессом изготовления проволок из основного материала [27].

Рекомендуемые для сварки плавлением присадочные проволоки [32, 33] можно разделить на две группы (см. таблица 1.2). К первой группе относят присадочные проволоки из гомогенных сплавов, содержащие в своем составе ограниченное количество алюминия и титана (до 1,5%) и легированные вольфрамом, молибденом и ниобием, так как данные элементы упрочняют твердый раствор [34] и при определённом соотношении эффективно увеличивают стойкость против образования горящих трещин [35]. Помимо присадочных проволок из гомогенных сплавов в эту группу входят специально разработанные проволоки из сплавов Св-ХН64КБМЮВФ, Св-06Х15Н60М15, Св-Х11Н60М23 и многие импортные проволоки (см. таблицу 1.5). Кроме гомогенных сплавов, присадочные проволоки данной группы применяют в процессе сварки деталей из дисперсионно-твердеющих сплавов, имеющих большую склонность к трещинообразованию [4, 36], а также в тех случаях, когда к сварным швам не предъявляют требования равнопрочности их основному материалу [27].

Во вторую группу входят присадочные проволоки, которые содержат в своем составе свыше 1,5% алюминия и титана, Св-ХН77ТЮ, Св-06Х20Н57М8В8Т3Р, Св-ХН50ВМТЮБ и зарубежные Nimonic 90, в процессе сварки которыми материал шва после старения модифицируется в результате образования γ' -фазы. Это обеспечивает получение сварных швов с более

Таблица 1.5– Химический состав сварочных проволок

Проволока	Содержание, %									
	C	Si	Mn	Cr	Mo	W	Nb	Ti	Al	Прочие
	Не более									
Св-ХН64КБМЮВФ	0,15	0,5	1,5	14-16	2-4	2-4	3-4	-	0,5-1,5	8-12 Co, 05-1,2 V
Св-06Х15Н60М15	0,08	0,5	1,0	14-16	14-16	-	-	-	-	≤4,0 Fe
Св-ХН78Т	0,12	0,8	0,7	19-22	-	-	-	0,15-0,35	≤0,15	≤1,0 Fe
Св-Х11Н60М23	0,1	0,5	1,5	9,5-13	21,5-24,5	-	-	-	-	≤7,0 Fe
Св-Х45МБЮТ	0,1	0,8	0,4	19-22	1,3-2,3	-	0,9-1,3	∑ 0,7-1,5		∑ 0,7-1,5
св-ХН77ТЮ	0,06	0,6	0,4	19-22	-	-	-	2,3-2,7	0,55-0,95	≤1,0 Fe
Св-06Х20Н57М8В8Т3Р	0,1	0,6	0,5	19-22	7-9	7-9	-	∑ 3,3	∑ 3,3	
Св-ХН50ВМТЮБ	0,1	0,4	0,5	32-35	2,3-3,3	0,5-1,1	4,3-5,3	0,5-1,1	0,5-1,1	≤4,0 Fe
Св-ХН60ВТ	0,1	0,8	0,5	23,5-26,5	-	13-16	-	0,3-0,7	≤0,5	≤4,0 Fe
Inconel 62 (EN62)	0,02	0,06	0,09	16,1	-	-	2,32	0,13	0,026	7,54 Fe
Inconel 82(EN82)	0,1	0,5	3-5	18-22	-	-	2-3	≤0,75	0,03-0,09	≤3,0 Fe
Inconel 625	0,1	0,5	0,5	20-23	8-10	-	3,15-4,15	≤0,4	≤0,4	≤5,0 Fe, ≤1,0 Co
Nimonic 82 (Ni82)	0,22	0,39	0,94	19,4	-	-	-	-	-	0,66 Fe
Nimonic 90 (Ni90)	0,04	0,77	0,08	19,3	-	-	-	2,3	1,57	0,95 Fe, 17,4 Co
Hastelloy X	0,13	0,33	0,43	21,75	8,86	0,44	-	-	-	≤18,4 Fe, 1,59 Co
Hastelloy W	0,01	0,25	0,51	5,64	24,3	-	-	-	-	5,0 Fe

Таблица 1.6 – Свойства материала, наплавленного сварочными проволоками

Проволока, электрод	$v_{кр}$, мм/с	Режим термической обработки	T=20°C			T=800°C			σ_{100} , МПа
			σ_B	$\sigma_{0,2}$	δ , %	σ_B	$\sigma_{0,2}$	δ , %	
			МПа			МПа			
Св-ХН64КБМЮВФ	0,09	То же	720-750 (740-810)	300-350 (440-460)	50-56 (22-26)	320-330 (350-410)	200-220 (230-260)	30-36 (12-16)	100 (-)
Св-06Х15Н60М15	0,075	То же	630-680 (710-730)	310-380 (360-380)	48-60 (42-46)	360-420 (410-430)	200-210 (220-240)	36-39 (30-32)	100 (110)
Св-ХН78Т	0,042	После сварки	550-570	240-260	40-44	260-300	150-210	23-31	40
св-ХН77ТЮ	0,92	После сварки (старение при 700°C в течение 16 ч с охлаждением на воздухе)	650-740 (840-890)	320-360 (600-620)	32-52 (18-22)	420-480 (550-57)	380-410 (460-470)	4-7 (6-9)	- (-)
Св-06Х20Н57М8В8ТЗР	0,066	То же	720-740 (940-1010)	430-440 (680-760)	39-46 (31-36)	350-400 (520-560)	230-260 (400-420)	33-37 (34-36)	- (226)
Св-Х11Н60М23	0,166	То же	760-770 (990-1080)	310-400 (600-630)	42-48 (19-31)	420-460 (430-510)	200-220 (230-240)	22-34 (25-41)	120 (160)
Св-Х45МБЮТ	0,042	После сварки (старение при 700°C в течение 16ч с охлаждением на воздухе)	580-600 (600-630)	240-260 (270-300)	40-50 (30-34)	320-370 (370-400)	170-190 (180-200)	30-40 (26-30)	80 (-)
Св-ХН50ВМТЮБ	0,05	900°C, 16ч, воздух	860-910	-	7-10	490-500	-	10-17	-
Св-ХН60ВТ	0,06	То же	670-730 (680-760)	340-370 (360-380)	41-44 (30-43)	350-400 (380-400)	220-240 (220-230)	26-38 (22-37)	100 (-)

высокой жаропрочностью, чем при использовании присадочных проволок из гомогенных сплавов.

В таблице 1.6 представлены свойства материала, наплавленного присадочными проволоками промышленных марок. Исходя из разделения, предложенного в работе [4], к проколкам с высокой стойкостью против трещинообразования относятся сварочные проволоки Св-ХН64КБМЮВФ, Св-06Х15Н60М15, Св-Х11Н60М23. Согласно испытаниям по методике ИМЕТ-II [37] они гарантируют получение наплавленного материала с $v_{кр} \geq 0,07$ мм/с, что достигается исключением из состава проволоки титана, уменьшением содержания алюминия до 1,5% [38], внесением большого количества (свыше 15%) молибдена [35] или совместного легирования молибденом, кобальтом, ниобием, вольфрамом и ванадием присадки Св-ХН64КБМЮВФ. Присадки этих марок применяют для сварки дисперсионно-твердеющих и гомогенных сплавов на узлах с повышенной жесткостью.

К проволокам с удовлетворительной стойкостью против трещинообразования относятся присадочные проволоки Св-ХН78Т, Св-06Х20Н57М8В8Т3Р, Св-Х45МБЮТ, Св-ХН50ВМТЮБ, Св-ХН60ВТ, при сварке сварной шов имеет $v_{кр} = 0,04-0,07$ мм/с.

Присадочная проволока Св-ХН77ТЮ имеет низкую стойкость против склонности к трещинообразованию и обеспечивает получение материала шва с $v_{кр} < 0,04$ мм/с, что обеспечивается высоким содержанием титана и отсутствием в ней компонентов, упрочняющих твердый раствор. Данный материал применялся только до 60-х годов при сварке Св-ХН77ТЮ [26].

В работах [4, 39] было установлено, что при сварке никелевых сплавов различными проволоками стойкость материала шва против трещинообразования изменяется аналогично как при испытании наплавленного материала.

Для снижения склонности к образованию трещин в материале шва и ОШЗ при сварке дисперсионно-твердеющих сплавов рекомендуется применение проволок из гомогенных сплавов Св-ХН64КБМЮВФ, Св-

06X15H60M15 [34, 40]. Это обусловлено тем, что при сварке данными проволоками материал шва имеет более низкую релаксационную стойкость и жаропрочность, чем основной материал, что позволяет обеспечить условия для преобладающей релаксации остаточных и объемных напряжений в повышенном объеме более пластического материала шва в отличие от более жаропрочной ОШЗ [25].

Влияния химического состава и механических свойств присадочных проволок показывает, что жаропрочность материала зависит от содержания в проволоке молибдена, вольфрама, ниобия, но главным образом от алюминия и титана. Исходя из таблицы 1.3, наиболее лучшими показателями жаропрочности (старение при 700°C в течение 16 ч., охлаждение на воздухе) обладает материал, наплавленный проволоками Св-ХН77ТЮ, Св-06X20H57M8B8T3P, Св-ХН50ВМТЮБ, легированными алюминием и титаном, и проволокой Св-Х11Н60М23 с повышенным содержанием молибдена. Для первых трех присадок большая жаропрочность получается за счет образования γ' -фазы, количество которой для жаропрочных сплавов типа Св-ХН77ТЮ, Св-06X20H57M8B8T3P, Св-ХН50ВМТЮБ составляет до 7 [40] и свыше 12% соответственно. Другим методом повышения жаропрочности является модифицирование твердого раствора молибденом и вольфрамом (Св-06X20H57M8B8T3P) и молибденом, вольфрамом, ниобием (Св-ХН50ВМТЮБ) [27].

Для присадочного материала Св-Х11Н60М23 с большим содержанием молибдена при затвердевании (температура 1480°C) сварочной ванны формируется интерметаллид NiMo в виде включений по границам зерен [35, 42]. При термической обработке в виде старения протекает распад твердого раствора и, возможно, полный или частичный – фазы NiMo с образованием стабильной (до 900°C) интерметаллидой фазы Ni₄Mo, которое приводит к увеличению жаропрочности металла шва. При сварке присадочной проволокой Св-06X15H60M15 данные фазы выделяются в меньшем количестве, что приводит к меньшему повышению жаропрочности материала

шва после сварки с последующей термической обработкой. При повышении в присадочном материале содержания молибдена, прочность материала шва возрастает на 10-15% при сварке Св-06Х15Н60М15 и на 25-30% при сварке Св-Х11Н60М23 и приводит к уменьшению пластичности материала шва на 20-25% и в 2 -2,5 раза [27].

1.3 Традиционные виды сварки жаропрочных дисперсионно-твердеющих железохромоникелевых и никелевых сплавов

Сварка – это получение неразъемных соединений посредством установления межатомных связей между соединяемыми частями при их нагревании и (или) пластическом деформировании [44].

На современном этапе развития технологии в сварочном производстве деталей сборочных единиц (ДСЕ) ГТД жаропрочных сплавов применяют два типа сварки: электронно-лучевую и дуговую сварку в защитном газе [7].

Под дуговой сваркой в защитном газе понимают процесс сварки, при которой горящая дуга и расплавляемый материал, а в некоторых случаях и остывающий шов, находятся в защитном газе, подаваемом в зону сварки с помощью специализированных устройств.

Электроннолучевая сварка (ЭЛС) – это сварка плавлением, при которой для нагрева используется энергия ускоренных электронов [44].

1.3.1 Дуговая сварка в защитном газе

Дуговую сварку в среде защитных газов подразделяют на сварку неплавящимся (вольфрамовым) и плавящимся электродами (см. рис. 1.6) [45].

При этом дуговую сварку с неплавящимся электродом тоже делят на два направления, а именно на сварку с непрерывной и дискретной (импульсной) подачей энергии. В процессе сварки дискретной подачей энергии происходит точечная сварка пульсирующей дугой. Дозированный импульс энергии подается при формировании каждой точки для возбуждения дуги. Сварные

точки, образованные в результате пропускания импульса тока определенной длительности, формируют с заданным перекрытием сварной шов.

При сварке импульсной дугой между электродом и изделием постоянно горит дежурная дуга, что позволяет получать стабильное возбуждение дуги и формировать сварные точки одинаковых размеров. Толщина свариваемого материала прямо влияет на величину тока дежурной дуги, который составляет примерно 10-20 % от тока рабочей дуги в импульсе. 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 проплавливающую способность сварочной дуги, повышая или понижая плотность материала шва и его стабильность [45].

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, пистолетами для точечной сварки и д.р. (подача присадочного материала происходит с помощью механизмом) и автоматическую (подача сварочной проволоки, перемещение дуги и заготовок относительно друг друга происходит по программе ЧПУ или при удаленном управлении процессом и наблюдением оператором за его процессом) [45].

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

Газы, контактирующие с материалом 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 материалом ванны расплава, а именно гелий, аргон и их смеси.

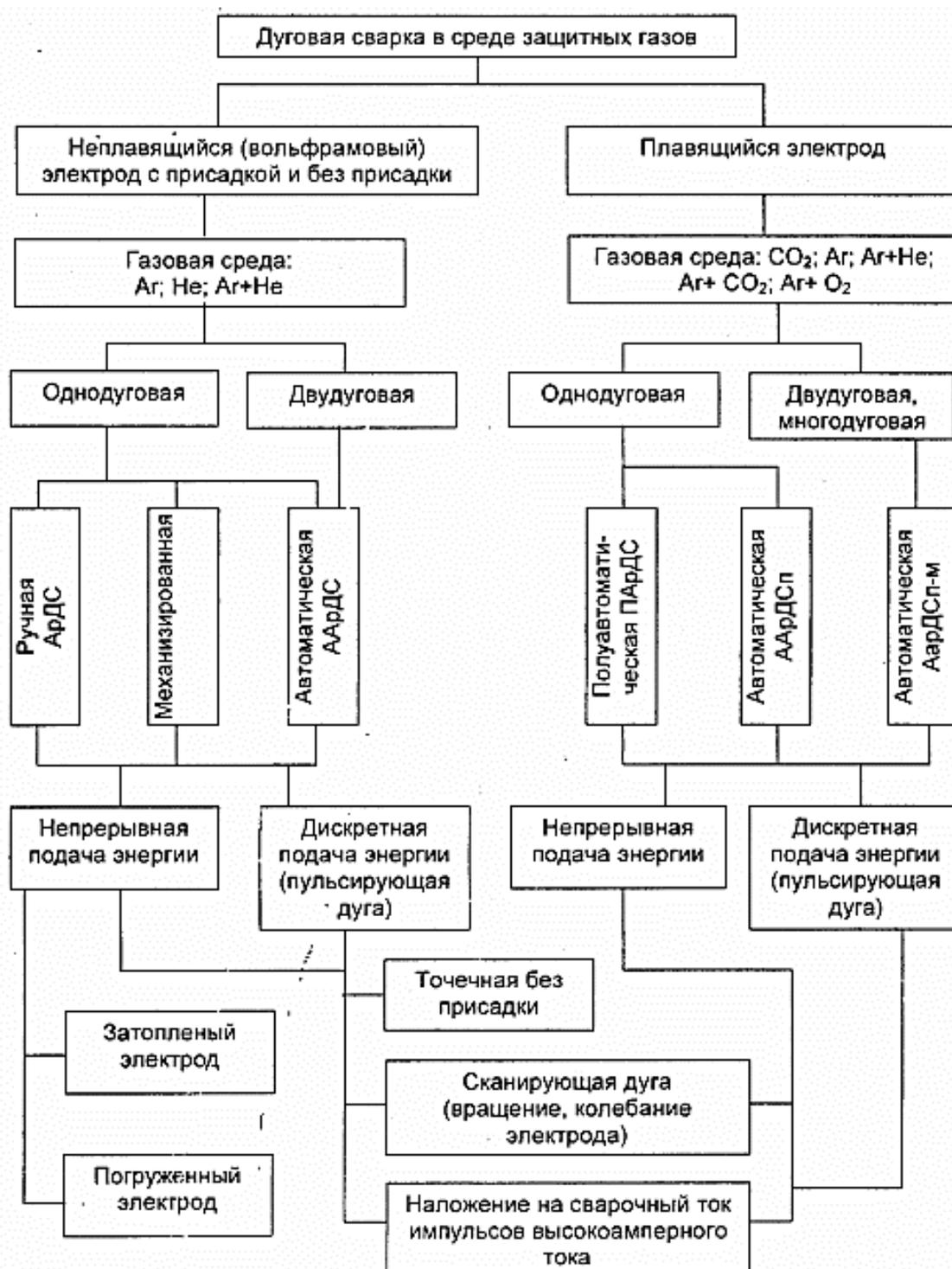


Рисунок 1.6 – Методы дуговой сварки в среде защитных газов

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 [46].

Для создания неразъёмных соединений из жаропрочных сплавов в отечественном и зарубежном производстве применяют сварку плавящимся 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 материала используют гелий или его смеси [7].

В технологии производства сварных изделий из жаропрочных никелевых сплавов необходимо учитывать ряд факторов:

- склонность сварного шва и ОШЗ 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;

- необходимость проведения сварки сплавов с высоким содержанием алюминия, таких как ХН50МВКТЮР, ХН56ВМТЮ, ХН67ВМТЮ и др., после удаления с поверхности при помощи механической обработки или травления тугоплавкой окисной пленки, которая формируется при термической обработке.

- повышенную склонность к образованию горячих трещин в ОШЗ сплавов и сталей на основе никеля, таких как ВЖ102, ХН67ВМТЮ, ХН30ВМТ, ХН45ВМТЮБР и т.п. Крупнозернистая структура повышает склонность к образованию горячих трещин;

- повышенная склонность никелевых сплавов с высоким содержанием титана и алюминия к образованию трещин в материале ОШЗ 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;

- Прямое влияние размера зерна структуры материала на склонность ОШЗ к трещинообразованию и снижение усталостной прочности шва в диапазоне рабочих температур при сварке. Заготовки под сварку из сталей и сплавов на никелевой основе с зерном выше 3-го балла по ГОСТ 5639-65 к сварке не допускаются;

- склонность к охрупчиванию и пониженную пластичность, при нормальных температурах после длительной наработки в интервале температур 650-900°C;

- высокая склонность жаропрочных сплавов к наклепу, который вызывает разупрочнение материала 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 [45].

1.3.2 Электроннолучевая сварка

Электроннолучевая сварка (ЭЛС) происходит посредством расплавления материала под воздействием острогофокусированного потока электронов, ускоренных электрическим полем разностью потенциалов $\geq 10 \div 100$ кВ. Плавление материала происходит благодаря преобразования кинетической энергии пучка электронов в зоне обработки в тепловую. По величине плотности мощности в пучке электронный луч во много раз превосходит традиционные источники нагрева и уступает только лазерным источникам. При этом образование литой структуры сварного шва происходит аналогично другим видам сварки плавлением.

Электроны, обладающие большой энергией, проникают в материал на некоторую глубину. Максимальная величина проникновения электрона вглубь материала, на которой происходит полная потеря электроном своей энергии, зависит от плотности обрабатываемого материала и ускоряющего напряжения, которая определяется по формуле (1.1).

Согласно представленной выше формуле, энергия электронного луча переходит в тепловую внутри тонкого поверхностного слоя. В процессе взаимодействия электронного луча с материалом происходит ряд явлений, которые влияют на процесс сварки и конструкцию электроннолучевых установок. Тепловое и рентгеновское излучение, отраженные, вторичные и тепловые электроны незначительно снижают эффективно используемую долю энергии электронного луча для нагрева и плавления свариваемого материала. 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.

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

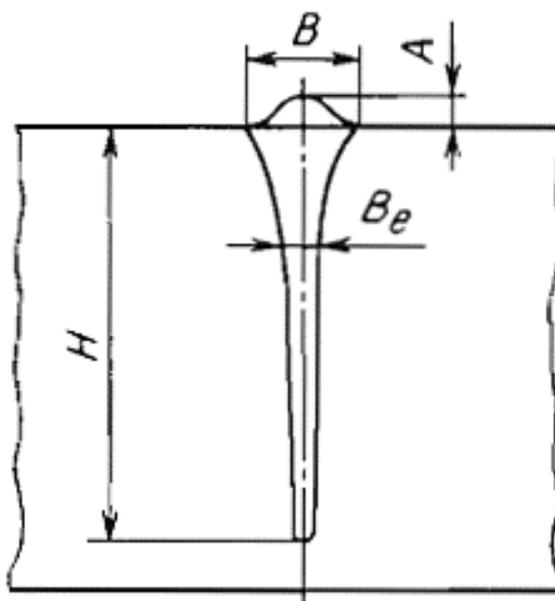
где δ – глубина проникновения, см; U – ускоряющее напряжение, В; ρ – плотность обрабатываемого материала, г/см³.

При воздействии пучком электронов, обладающим малой плотностью мощности (до $1 \cdot 10^5$ Вт/см²), образование сварного шва ограничено по глубине и в поперечном сечении и приближается по форме к полусфере, аналогичной при электродуговой сварке. Такая технология сварки данным источником нагрева применяется для сварки малых толщин (до 3 мм).

Сварка материалов больших толщин происходит за один проход при высокой плотности мощности ($10^5 \div 10^6$ Вт/см²). При этом мощность электронного луча не отводится вглубь материала благодаря теплопроводности и возникновению теплового равновесия поверхности нагрева.

При подобной плотности мощности протекает испарение материала, поверхность расплава интенсивно прогибается и в ванне расплава образовывается пародинамический канал на всю его глубину, что обусловлено

величиной давления отдачи испаряемого материала. Чем больше плотность мощности, тем больше нагрев сварочной ванны и больше проникающая способность электронного пучка. При описанных величинах плотности мощности возникает «кинжальное», или глубокое проплавление, с соотношением глубины проплавления к его ширине до 10: 1 и более (см. рисунок 1.7).



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

Рисунок 1.7 – Характерная форма поперечного сечения сварного шва при электроннолучевой сварке

За счет высокой концентрации электронный луч при больших скоростях сварки позволяет формировать узкие и глубокие сварные швы при однопроводной сварке толщиной до $200 \div 300$ мм с малой зоной термического влияния. Минимальные угловые деформации обеспечиваются наличием слабосходящихся или параллельных боковых стенок в поперечном сечении шва.

Процесс ЭЛС в основном осуществляется в высоком вакууме ($10^{-2} \div 10^{-3}$ Па), реже в диапазоне давления $1 \div 10^{-1}$ Па. Высокий вакуум обеспечивает

эффективную генерацию электронного пучка и беспрепятственного прохождения его (из-за отсутствия столкновения электронов с остаточными молекулами воздуха) до свариваемого изделия, так и создание химически инертной среды, с в 10-100 раз меньшим содержанием вредных примесей (кислорода, азота, водорода), чем при традиционных методах сварки. 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 $1 \div 10$ Па становится уже заметным рассеяние пучка электронов в пространстве из-за дрейфа до изделия, что ограничивает возможную длину пучка при ЭЛС [47].

Применение ЭЛС по сравнению с традиционным методом дуговой сварки позволяет вдвое снизить необходимую погонную энергию, а также увеличить протяженность ОШЗ 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. К еще одному преимуществу ЭЛС можно отнести возможность проведения процесса сварки в труднодоступных местах (глубоких пазов), заготовок различного сечения и деталей с ограниченными допустимыми пределами короблениями и поводом [7].

Наиболее широко применение ЭЛС в мире нашло в космической и авиационной промышленности; энергетическом машиностроении; турбостроении; автомобильной промышленности, электровакуумном, приборном и релейном производстве, ядерной энергетике; и др. [47].

ЭЛС жаропрочных сталей и сплавов подверженных к трещинообразованию в ОШЗ необходимо проводить на более «мягких» режимах сварки. Применение данных режимов при ЭЛС за счет увеличения

площади сварочной ванны позволит сократить темп нарастания деформации в температурном интервале хрупкости в сварном шве [7].

Наибольшая вероятность образования трещин – в зоне перегиба линии сплавления, под «грибком». Трещины в этой зоне вызваны низкой теплопроводностью и высокой жаропрочностью никелевых сплавов. Эти особенности приводят к неравномерности развития пика сварочных деформаций по отношению к пику температур. В результате этого наибольший темп растягивающих деформаций в материале ОШЗ развивается в период кристаллизации легкоплавких ликватов и сегрегатов в ОШЗ. Формирование шва с грибком усиливает это явление тем, что горячий материал, выдавленный избыточным давлением в парагазовом канале из ванны расплава, является для верхних слоев ОШЗ 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 возможно оптимизация разделки, в том числе созданием припуска в зоне грибовидности шва после сварки [48].

1.4 Лазерная сварка лучом импульсно-периодического действия

Лазерная сварка (ЛС) – это сварка плавлением, при которой для нагрева используется энергия излучения лазера [44].

Лазерное излучение (ЛИ) характеризуется высокой концентрацией энергии, во много раз превосходящей традиционные виды источников энергии, применяемые для сварки, что также характерно для ЭЛС. Главным преимуществом ЛС перед ЭЛС является то, что при воздействии ЛИ на материал не требуется применение вакуумных камер, что является обязательным при электроннолучевой сварке. ЛС проводят на воздухе либо в среде защитных газов: Ar, He, CO₂ [49]. На основании данного условия ЛС

становится применима при создании неразъемных соединений конструкциях различных размеров [50].

ЛИ с помощью специальных зеркальных оптических систем легко перемещается и направляется в необходимое место. При этом гарантируя управление процессом лазерной сварки с обеспечением необходимых энергетических параметров. Другим преимуществом ЛС перед ЭЛС и дуговой сваркой является отсутствие влияния магнитных полей, образующихся от свариваемых деталей и оснастки, на ЛИ что позволяет получать качественное формирование сварного шва, удовлетворяющее требованиям НТД [49].

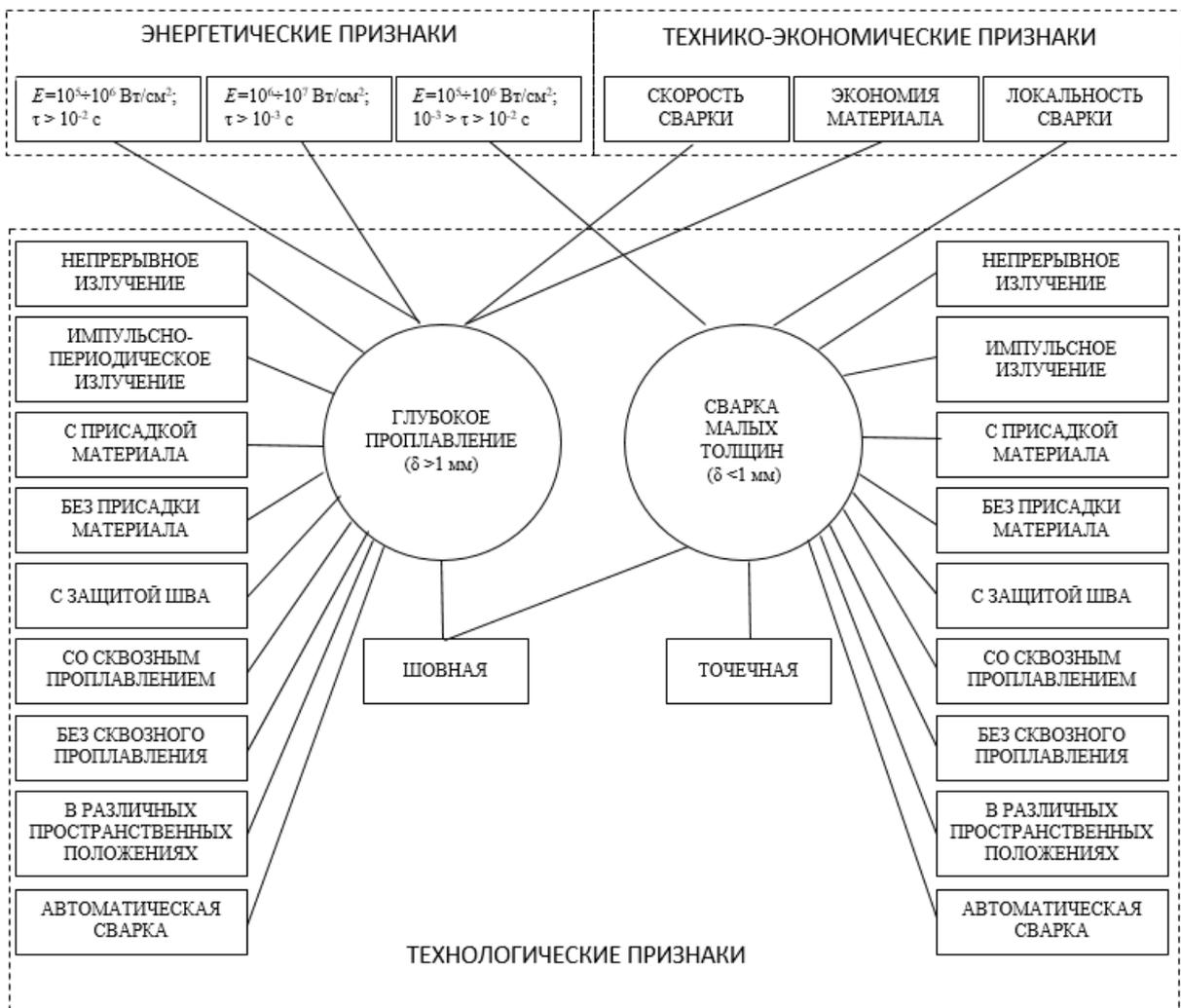


Рисунок 1.8 – Классификация методов лазерной сварки

Лазерную сварку материалов выполняют газовыми, твердотельными или оптоволоконными лазерами различного периодического или непрерывного типа действия [49].

Благодаря высокой концентрации энергии ЛИ в процессе сварки обеспечиваются небольшие размеры ванны расплава и ОШЗ, одновременно с большими скоростями нагрева и охлаждения материала. Перечисленные преимущества лазерной сварки, за счет специфики протекаемых физико-химических и металлургических процессов позволяют обеспечить сварку заготовок с минимальной их деформацией, требуемую технологическую прочность и характерные параметры полученных сварных соединений [49].

Процесс ЛС позволяет выполнять сварку в широком диапазоне режимов, что в свою очередь позволяет получать сварные соединения различных материалов толщиной от нескольких микрон до десятков миллиметров. Разнообразие процессов лазерной сварки усложняет разработку конкретного технологического процесса. В связи с этим предлагается провести соответствующее разделение методов лазерной сварки в соответствие со схемой, разработанной А.Г. Григорьянцем совместно с И.Н. Шигановым, по трем основным признакам: энергетическим, технико-экономическим и технологическим (см. рисунок 1.8) [49].

1.4.1 Энергетические признаки

К ключевым энергетическим признакам ЛС можно отнести длительность воздействия (τ) и плотность мощности (E) ЛИ. Длительность воздействия при ЛС с импульсно-периодическим излучением является длительность импульсов, а при непрерывном излучении – длительность экспозиции [49].

Процесс ЛС уместно применять если плотности мощности E излучения находится в следующем диапазоне $10^5 \div 10^7$ Вт/см². При меньших значениях ЛИ теряет свое ключевое преимущество, а именно высокую концентрацию энергии, соответственно при меньших значениях плотности мощности

разумнее использовать традиционные методы сварки [49]. Однако необходимо учитывать, что сварка на верхнем пределе плотности мощности ЛИ приводит к интенсивному объемному кипению и испарению материала.

Другой ключевой особенностью ЛС является соотношение плотности мощности с длительностью воздействия. А.Г. Григорьянц предлагает классифицировать режимы ЛС по трем критериям сочетания плотности мощности излучения (E) и длительности воздействия (τ).

К *первой группе* относятся методы ЛС с непрерывным излучением, которые характеризуются следующими режимами сварки: $E=10^5\div 10^6$ Вт/см²; $\tau > 10^{-2}$ с. При этом длительность воздействия определяется отношением диаметра сфокусированного излучения (d) и скорости сварки ($v_{св}$):

$$\tau = d/v_{св}, \quad (1.2)$$

Изменение параметров ЛИ в данных диапазонах позволяет проводить ЛС различных материалов малых и больших толщин [49].

Ко *второй группе* относятся методы ЛС с импульсно-периодическим излучением и характеризуются режимами сварки $E=10^6\div 10^7$ Вт/см²; $\tau > 10^{-3}$ с. ЛС реализуется кратковременным/повторяющимся воздействием, обеспечивая при этом большую эффективность проплавления. Частота следования импульсов составляет десятки и сотни герц, при этом длительность импульсов во много раз меньше значений, рассчитанных по формуле (1.2). Суммарного воздействия импульсов хватает для обеспечения глубокого проплавления. Указанный диапазон режимов данной группы применим для сварки различных материалов малых и больших толщин при меньших энергозатратах, чем при сварке непрерывным излучением [49].

К *третьей группе* относят ЛС с импульсным излучением и характеризуется сочетанием режимов сварки: $E=10^5\div 10^6$ Вт/см²; $10^{-3} > \tau > 10^{-2}$ с. Длительность импульса указанного диапазона на порядок больше значений, указанных во второй группе. Формирование точечного сварного соединения

происходит за счет воздействия импульса проплавлением на всю глубину. Соотношение плотности мощности и времени воздействия указанного диапазона достаточно для проплавления малых толщин [49].

1.4.2 Техничко-экономические признаки

Техничко-экономические особенности определяют эффективность ЛС и содержат в себе экономию материала, скорость и локальности сварки.

ЛС с непрерывным излучением отличается от традиционных видов сварки во много раз большими скоростями сварки, что экономически выгоднее не только за счет производительности, но и за счет меньших затрат энергии на единицу погонной длины шва. Указанная энергия называется погонной энергией и рассчитывается отношением мощности ЛИ и скорости сварки.

Скорость ЛС с импульсным излучением во много раз меньше скорости сварки с непрерывным излучением, и практически равна скорости сварки традиционными методами.

Экономия материала обеспечивается за счет сварки с непрерывных ЛИ 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 ЛС с высококонцентрированным излучением проводят за один проход без разделки кромок как с использованием сварочной проволоки, так и без нее. В процессе ЛС небольших толщин экономия материала незначительна по сравнению с традиционными методами сварки [49].

Локальность процесса ЛС создается концентрацией ЛИ 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, лазерную сварку можно применять для получения

высокопрочной конструкции [51]. При этом высокая точность свариваемых конструкций протекает без последующей правки или механической обработки. Малые размеры швов, полученных лазерной сваркой, позволяют экономно проектировать конструкции с неразъемными соединениями.

Технологические признаки целесообразно рассматривать применительно к двум моделям проплавления: первая модель сварка с незначительным проплавлением толщины материала $\delta < 1$ мм и вторая модель сварка с глубоким проплавлением материала толщиной $\delta > 1$ мм.

ЛС небольших толщин проводят на «мягких» режимах с непрерывным или импульсным ЛИ, а сварку с глубоким проплавлением обычно проводят с непрерывным или импульсно-периодическим ЛИ, при этом в обоих случаях обеспечивая расплавления материала в шве без его испарения и перегрева.

Лазерную сварку с применением сварочных материалов обычно используют для легирования ванны расплава сварного шва или для снижения требований к точности сборки конструкции. В качестве присадочного материала используют тонкую сварочную проволоку диаметром 1,0 – 1,5 мм или металлический порошок. Для стабильного процесса ЛС необходимо обеспечить точную подачу присадочного материала в ванну расплава.

ЛС с глубоким проплавлением производят с обеспечением защитой ванны расплава от воздействия воздуха. При этом защиту сварочной ванны выбирают исходя от свариваемого материала. Сварка заготовок небольших толщин может выполняться без дополнительной защиты ванны расплава, что упрощает технологический процесс.

В зависимости от вида конструкции сварка со сквозным проплавлением применяется в ответственных силовых конструкциях, и без сквозного проплавления для тонких заготовок [49].

Применение лазерной сварки деталей возможно в различных пространственных положениях.

Формирование сварочной ванны при ЛС материалов небольших толщин построено на воздействие выделенного тепла от ЛИ на непрозрачные среды.

Для поддержания стабильного устойчивого процесса ЛС длительность импульса должна удовлетворять требованиям тепловой постоянной времени для данного материала и рассчитывается по формуле, представленной ниже:

$$\tau = \delta^2 / (4a), \quad (1.3)$$

где, $a = \lambda_T / (c\gamma)$ – коэффициент температуропроводности.

Значение τ для тонколистовых заготовок ($\delta \sim 0,1 \div 0,2$ мм) соизмеримо с длительностью импульсов в режиме свободной генерации и составляет несколько миллисекунд. При увеличении толщины заготовок ($\delta \geq 0,1$ мм) τ (1.3) значительно увеличивается и существенно превосходит достижимые длительности лазерных импульсов. Вследствие чего ЛС с импульсным излучением материалов толщиной $\delta \geq 1,0$ мм затрудняется.

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 как лазерный, так и электронный луч. Ключевой особенностью сварки с глубоким проплавлением является образование значительной глубины шва при его малой ширине [49].

При достижении критической плотности мощности ЛИ протекает процесс нагрева со скоростью в десятки раз превышающий скорость отвода тепла в глубь материала.

На основании данного фактора происходит локальное плавление и испарение материала, при этом на поверхности образуется углубление в виде ванны расплава. Затем при достаточной мощности ЛИ проникает вглубь материала и образует канал, заполненный жидким металлом и его парами. Образовавшиеся давление паров в ванне расплава поддерживает канал и не позволяет жидкому металлу его заполнить под воздействием сил поверхностного натяжения и гидростатического давления.

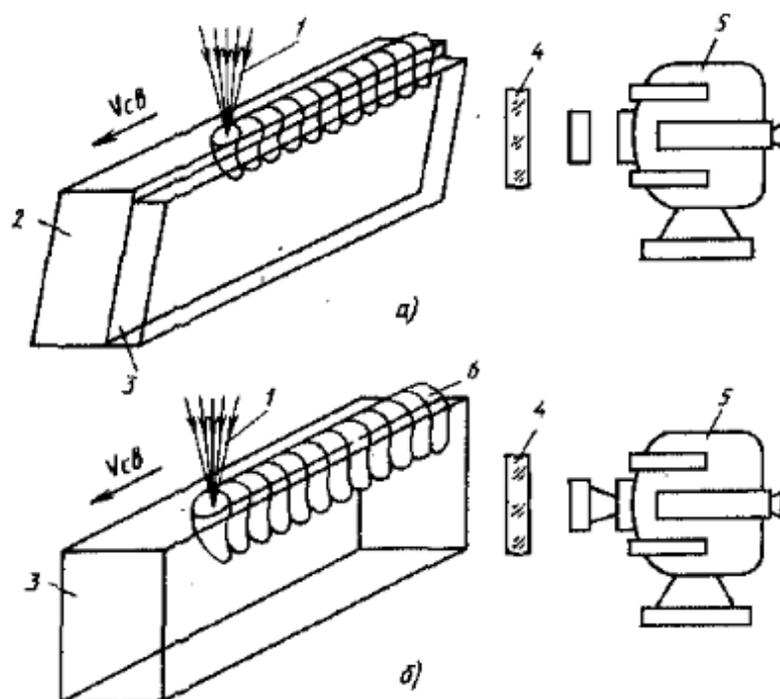
При обеспечении необходимой скорости сварки формируется динамически устойчивый канал, позволяющий проникать ЛИ в глубь материала, а не только по его поверхности. В процессе этого на передние стенки происходит плавление материала, а на задней его кристаллизация. Одновременно с вышеизложенным процессом ЛИ образует узкий сварной шов с большим отношением глубины проплавления к ширине шва [49].

В процессе образования канала на поверхности ванны расплава в результате испарения и выброса частиц конденсированного пара формируется светящийся факел. Сформированный факел, и образовавшаяся в результате оптического пробоя в газовой среде плазма поглощают ЛИ и оказывают негативное влияние на эффективность проплавления. В условиях атмосферного давления на проплавляющую способность влияет состав газа, определенный при выборе защитного газа для ЛС.

Исследование образования канала и его динамики в процессе сварки имеет одно из ключевых значений для повышения эффективности лазерной сварки, гарантирующее высокую производительность процесса и снижение образования дефектов в сварном шве. Более значимой информацией являются экспериментальные данные исследования формирования канала, которые проводят при проплавлении материала с одновременной съемкой участка проплавления. В ходе данного исследования применяют модели из прозрачных материалов (кварцевое и органическое стекло, ситалл и др.), их комбинации с металлами (составные образцы). Также имеются данные, полученные при регистрации канала путем рентгеновского просвечивания металлических образцов в процессе сварки.

Принципиальная схема исследования динамики канала проплавления, полученная В.С. Гавриловым, представлена на рисунке 1.9. Общая схема формирования сварного шва на основе полученных практических результатов показана на рисунке 1.10. Анализ данных схем показывает, что сварочная ванна имеет характерную вытянутую форму в направлении сварки [49].

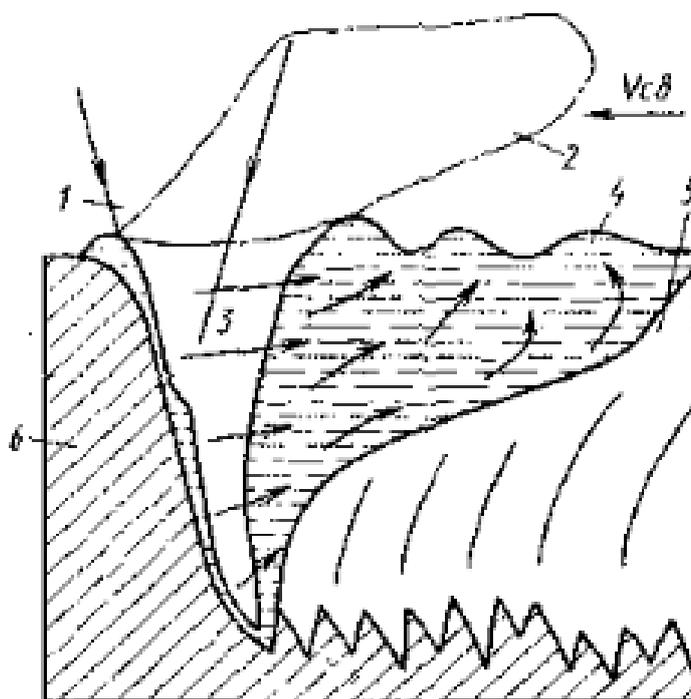
В начале ванны расплава находится кратер или канал 3, наполненный парами металла, имеющий самую яркую область свечения. Слой жидкого металла находится в постоянном возмущении и располагается на передней стенке канала, о чем свидетельствует искривление передней стенки и образование ступеньки, которая периодически изменяется по высоте канала. В процессе перемещения ступеньки сверху в низ происходит удаление жидкого металла с передней стенки, а перемещение его в горизонтальном направлении из головной части в хвостовую происходит по боковым стенкам. Также в ходе данного исследования наблюдались восходящие потоки движения по мере заглубления канала и заворающиеся потоки в конце ванны расплава, которые поднимаются вверх и частично выходят на поверхность ванны расплава [49].



a – проплавление комбинированного образца металл – прозрачный материал; *б* – проплавление прозрачного материала; *1* – лазерное излучение; *2* – металл; *3* – прозрачный материал; *4* – светофильтр; *5* – кинокамера; *б* – переплавленный материал

Рисунок 1.9 – Физическое моделирование динамических процессов в сварочной ванне

В ходе анализа сечения ванны расплава, образовавшегося в процессе ЛС, установлено, что в зоне 2 (см. рис. 1.10) образуется плазменный факел, частота изменения которого по размерам и интенсивности составляет порядка сотен герц. Так же было установлено, что при большой скорости сварки факел может отклоняться в противоположную сторону от направления сварки, на 20-60° [49].



1 – лазерное излучение; 2 – плазменный факел; 3 – парогазовый канал; 4 – хвостовая часть сварочной ванны; 5 – закристаллизованный металл; 6 – свариваемый материал

Рисунок 1.10 – Продольное сечение ванны расплава

Процесс переноса жидкого металла в ванне расплава оказывает сильное влияние на формирование структуры, образование дефектов и механических свойств сварного шва. Перенос жидкого металла обеспечивается за счет силы реакции паров и перемещается как сверху вниз по передней стенке, так и в горизонтальном направлении вокруг канала (см. рисунок 1.10). В процессе переноса расплавленного металла открываются участки металла с более

низкой температурой и происходит повторный процесс плавления и переноса металла. Экспериментально установлено, что скорость переноса расплавленного металла во много раз больше скорости сварки и составляет 1000 – 2000 мм/с при скорости сварки 2 – 5 мм/с. Перенос жидкого металла в канале проплавления носит дискретный характер и изменяется соразмерно скорости сварки. Частота переноса жидкого материала в канале проплавления составляет 10 – 50Гц [49].

Эффект автоколебаний также оказывает влияние на процесс ЛС [46]. При постоянном во времени потоке лазерного излучения, превышающем некоторое критическое значение, происходит процесс колебания температуры на поверхности материала. Присутствующие незатухающие колебания температур в процессе ЛС показывают, что существует резонанс режимов нагрева материала. Данный феномен позволяет применять новые эффективные модели ЛС с динамической фокусировкой ЛИ [52] и дополнительной импульсной подачей газа [49].

Другой отличительной особенностью ЛС с импульсно-периодическим излучением является сварка в диапазоне режимов: длительность воздействия от 10^{-3} до 10^{-5} с, частотой следования от 100 Гц до 1 кГц и плотностью мощности $10^6 - 10^7$ Вт/см². В соответствии с данными режимами сварки с глубоким проплавлением процесс расплавления и переноса жидкого материала аналогичен процессу сварки с непрерывным излучением.

При мощности ЛИ 1 кВт мощность в импульсе достигает 100кВт, что приводит к быстрому нагреву материала до температуры кипения при малом времени воздействия импульса. Образующая реакция паров перебрасывает расплавленный материал с передней стенки канала на заднюю [53]. Это приводит к циклическому течению расплавленного материала в парогазовом канале. Данный процесс кардинально отличается от процесса ЛС с непрерывным излучением. При дальнейшем увеличении частоты следования импульсов температура в зоне обработке становится постоянной, что

приводит к увеличению максимальной глубины проплавления, и она становится больше, чем при сварке с непрерывным излучением [49].

Еще одним преимуществом ЛС с импульсно-периодическим излучением является периодичность образования и релаксации плазмы на поверхности ванны расплава. При этом между началом импульса и образованием плазмы имеется некоторая задержка по времени τ_1 , а после окончания импульса плазма релаксирует в течение времени τ_3 . Временная структура излучения определяется соотношением длительности импульса $\tau_{\text{и}}$ и паузы $\tau_{\text{п}}$:

$$\begin{cases} \tau_{\text{и}} = (qF_{\text{и}})^{-1}; \\ \tau_{\text{п}} = F_{\text{и}}^{-1} - \tau_{\text{и}}, \end{cases} \quad (1.4)$$

где q – скважность импульсов; $F_{\text{и}}$ – частота следования импульсов.

Исходя из вышеизложенного повысить проплавляющую способность ЛИ возможно при выборе определенного параметра времени, который позволит практически полностью устранить влияние плазменного факела [49].

1.4.3 Технологические характеристики

Определяющими параметрами при ЛС с глубоким проплавлением являются скорость сварки, параметры фокусирующей системы, мощность ЛИ. Механизм образования сварного шва при сварке материалов с глубоким проплавлением отличается от сварки тонколистового проката наличием парогазового канала.

Мощность ЛИ оказывает сильное воздействие на формирование структуры сварного шва и на проплавляющую способность материала. Другими параметрами ЛИ, влияющими на технологию сварки, является плотность мощности, поляризация, расходимость и модовый состав. В связи с этим при смене одной модели лазера на другую данные параметры

оказывают сильное воздействие на значения мощности и могут кардинально отличаться [48].

Скорость лазерной сварки в зависимости от мощности лазерного излучения устанавливается в диапазоне от минимального значения, ограниченного отсутствием кинжального проплавления, до максимального, характеризующегося отсутствием качественного образования шва и появлением дефектов в виде пор, непроваров и подрезов.

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

Режимы ЛС оказывают воздействие на геометрические параметры сварного соединения. Наиболее оптимальной формой для технологии лазерной сварки 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 обрабатываемого материала, толщины заготовок и режимов сварки.

Продольное сечение ванны расплава при сварке имеет характерную форму (см. рис. 1.11). Отличительная особенность заключается в наличии выступа твердой фазы при затвердевании материала, которую разделяют на две характерные части. Первая часть, то есть нижняя, имеет малую протяженность и заглублена вглубь материала, а другая более вытянутая и широкая на протяжении сварного шва [49].

Проведенный анализ формирования сварочной ванны в продольном сечении свидетельствует об образовании двух процессов проплавления при

технологии лазерной сварки. Изначально протекает процесс образования парогазового канала при воздействии ЛИ и он же определяет эффект глубокого проплавления. При этом происходит локальное заглубление в ванне расплава при воздействии ЛИ. Другой процесс представляет собой поверхностное плавление материала за счет теплопроводных свойств. Данные процессы определяют формирование ванны расплава и зависят от режимов ЛС.

Условия фокусировки ЛИ также оказывают сильное влияние на проплавляющую способность. Для достижения наибольшей плотности мощности ЛИ за счет улучшения фокусирующих систем нельзя забывать про угол сходимости сфокусированного излучения [49].

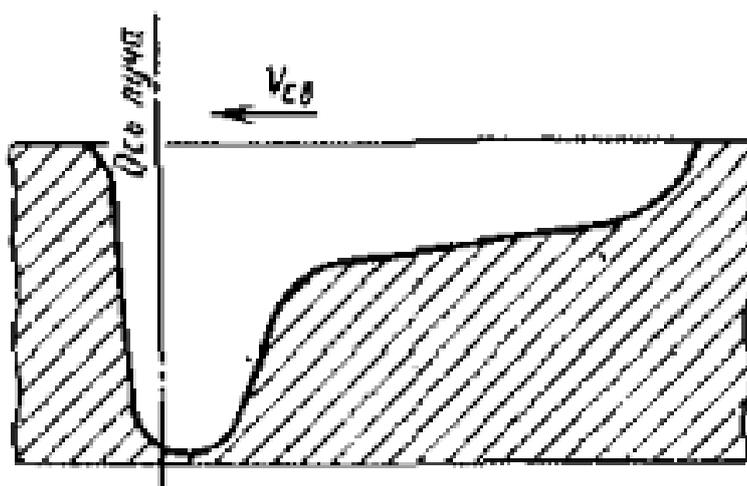


Рисунок 1.11 – Продольное сечение сварочной ванны

Расчет основных характеристик ЛС, обеспечивающих наибольшую производительность наряду с высокими требованиями к сварному соединению, связан со сложным характером их взаимодействия. На основании этого зачастую используют экспериментальные или справочные данные. Иногда на основе регрессионного анализа экспериментальных данных применяют различные эмпирические формулы. В первом приближении

глубина проплавления (h) может быть определена через мощность лазерного излучения (P) и скорость сварки ($v_{св}$) по формуле (1.5) [54]:

$$h = \beta \rho^{1/2} v_{св}^{-\gamma}, \quad (1.5)$$

где β и γ – коэффициенты, зависящие от лазерного источника, фокусирующей системы, свариваемых материалов и определяются в каждом конкретном случае.

Можно использовать предложения в работе [53] по взаимосвязи параметров через нормализованную мощность $P/(hT_{пл}\lambda_T)$ и нормализованную скорость $v_{св}d/a$ ($T_{пл}$ – температура плавления металла; λ_T – коэффициент теплопроводности; a – коэффициент температуропроводности). Обработка ряда экспериментальных данных показывает, что оптимальные параметры режима сварки в координатах нормализованная мощность - нормализованная скорость образуют линейную зависимость (см. рисунок 1.12).

Принципиальным преимуществом ЛИ является высокая степень концентрации энергии, которая позволяет проведение сварки на больших скоростях в сравнении с традиционными тепловыми источниками энергии. Высокая скорость сварки обеспечивает небольшое тепловложение в ОШЗ, что оказывает большое влияние на технологическую прочность конструкции, то есть влияет на показатели склонности материала к трещинообразованию. Также, основываясь на экспериментальных данных, стоит отметить, что процесс ЛС при скорости 30 мм/с повышает технологическую прочность конструкций для большей части материалов. На основании вышеизложенного можно сделать вывод о том, что технология ЛС увеличивает показатели свариваемости материалов, то есть обеспечиваются необходимые требования, предъявляемые к сварным конструкциям [49].

Применение технологии ЛС при скорости 25 – 30 мм/с приводит к снижению в 3 – 10 раз остаточных деформаций в сравнении с традиционными

дуговыми способами сварки. За счет этого напряжения в ОШЗ практически на 40-70% ниже, чем при традиционной дуговой сварке, и не вызывают трудно устранимых деформаций, то есть не искажает формы и размеры листовых элементов.

В процессе лазерной сварки необходимо гарантировать защиту сварочной ванны от окисления, применяя газовую и флюсовую защиту или их сочетание. Защита сварочной ванны с применением газа осуществляется путем подачи его через сопло непосредственно в ванну расплава, а при сварке со сквозным проплавлением дополнительно требуется обеспечить и защиту корня шва [49].

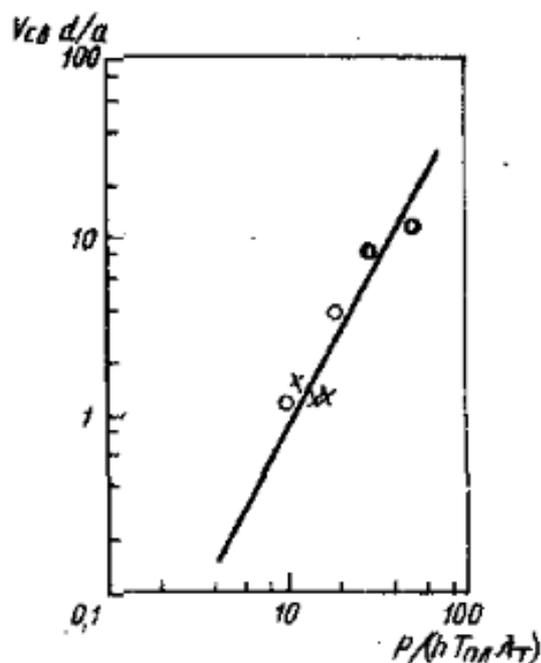


Рисунок 1.12 – Зависимость нормализованной скорости от нормализованной мощности при сварке сталь(O), алюминия (X)

При ЛС используют те же защитные газы, что при дуговой сварке, но при этом необходимо учитывать их влияние на формирование факела, а, следовательно, и на эффективность проплавления. Максимальная эффективность проплавления достигается за счет газов, имеющих высокий потенциал и теплопроводность. Расход газа отвечает за качество защиты

сварочной ванны, при избыточном расходе газа происходят неоправданные экономические потери, а при недостаточном расходе газа защита не эффективна. В ходе экспериментов были установлены зависимости расходов газа, обеспечивающие необходимую защиту сварочной ванны, м³/с: (50 – 60) 10⁻⁵ He, (15 – 20) 10⁻⁵ Ar, (45 – 50) 10⁻⁵ смеси 50% He и 50% Ar.

Также в качестве защиты сварного шва можно использовать флюсы, которые используют при дуговой сварке. При этом эффективнее всего при ЛС применять флюсы в виде обмазок.

Другим немаловажным технологическим приемом при ЛС с «кинжальным» проплавлением является применение присадочного материала. Воздействуя присадочным материалом на ванну расплава, можно регулировать химический состав шва, обеспечивая тем самым необходимые свойства сварного шва. Также применение сварочного материала позволяет снизить показатели дефектообразования, такие как образование пор, горячих и холодных трещин, неравномерность сварного шва, и уменьшить требования к точности при сборке деталей под сварку.

Процесс ЛС с применением присадочного материала аналогичен процессу дуговой сварки. Отличительными особенностями является в применении сварочной проволоки небольшого диаметра (менее 1,0 мм) и точной подачи ее в ванну расплава под воздействие ЛИ с помощью специальных механизмов [49].

Наиболее часто встречаемый дефект при сварке с «кинжальным» проплавлением является неравномерность проплавления корня шва. При сварке с несквозным проплавлением повышение скорости приводит к уменьшению пикообразования в корне шва. Согласно представленным данным в работе [55], снижение пико- и порообразования возможно путем отклонения ЛИ от вертикали на 15 - 17° по ходу направления движения луча. С целью исключения неравномерности при сварке со сквозным проплавлением необходимо выводить проплав на выходные пластины, то есть на остающуюся или удаляемую подкладку [49].

При разработке технологии ЛС немаловажным фактором является повышение ее эффективности. В данном случае это достигается за счет применения импульсно-периодических режимов сварки [50]. Что позволяет увеличить глубину проплавления в 3 – 4 раза по сравнению с непрерывным режимом сварки, за счет увеличения частоты следования импульсов до 0,4-1 кГц при длительности импульса 20 – 50 мс. Данный фактор был подтвержден экспериментально и в ходе данного эксперимента было установлено, что при импульсно-периодическом ЛИ величина проплавления в 2 – 3 раза выше, чем при непрерывном. Но при этом необходимо учитывать, что процесс сварки с импульсно-периодическим излучением сопряжен с необходимостью точного наведения ЛИ на стык и обеспечивает низкую скорость сварки, чем уступает сварке с непрерывным излучением.

Ключевыми показателями ЛС являются высокая концентрация энергии, скорость сварки, скорость кристаллизация сварочной ванны и малый объем ванны расплава. Данные показатели увеличивают технологические возможности технологии ЛС [49].

1.4.4 Развитие лазерной сварки в промышленности

Лазерная сварка в отечественной промышленности не нашла широкого применения, что обусловлено отсутствием НТД и сертификацией данной технологии, которая регламентирует применение в различных отраслях промышленности. Другой причиной является высокая стоимость оборудования и малый опыт использования этих технологий. Экспериментально доказано, что лазерное излучение сопровождается высокой монохроматичностью и направленностью. Данная особенность позволяет фокусировать ЛИ с высокой плотностью мощности в доли миллиметров, применяя обычные оптические системы. Применяемые в настоящее время непрерывные лазеры обеспечивают интенсивность сфокусированного излучения до 10^{10} Вт/см², в импульсных системах эта величина достигает значений 10^{16} - 10^{17} Вт/см²[56]. Из-за высокой концентрации энергии процесс

лазерной сварки характеризуется небольшим объемом сварочной ванны, малой шириной зоны термического влияния, 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 ЛС необходимо обеспечить условия, при которых минимум погонной энергии сочетается с формированием в шве объемной или равноосной структуры [57].

В 1969 г. были проведены первые работы по лазерной сварке. Позже, на основе разработок Института атомной энергии им. И. В. Курчатова и ИЭС им. Е. О. Патона, а также изготовлены первые опытные CO₂-лазеры мощностью ≤ 10 кВт, проведены исследования нагрева материала ЛИ и сжатой дугой. В настоящее время ИЭС им. Е.О. Патона работают с волоконно-оптическими и твердотельными лазерами на полупроводниках с более высоким КПД, чем газовых лазеров, данная технология позволяет перемещать ЛИ в необходимое место по волоконным кабелям [58].

Начиная с 70-х годов XX века, с появлением первых промышленных лазеров, в стенах ФГУП «НПО «Техномаш» (НИИТМ), в отделе сварки и электрофизических методов обработки начали проводиться исследования по применению лазерного излучения для сварки [59].

Развитие гибридной лазерно-дуговой сварочной технологии можно разделить на три этапа [57]. Концепцию гибридной лазерной сварки впервые предложил английский ученый Стин (W.M.Steen) в конце 1970 годов. В своих исследованиях он использовал CO₂-лазер в сочетании с дуговой сваркой вольфрамовым электродом в среде инертного газа для процессов сварки и резки. Результаты проведенных им испытаний показали явные преимущества комбинированной дуги перед обычной лазерной сваркой, такие как: стабилизированное поведение дуги под действием лазерного излучения;

колоссальное увеличение скорости сварки тонколистовых материалов; увеличение глубины плавления. Японские ученые продолжили исследования Стина и разработали различные методы и соответствующие устройства для лазерно-дуговой сварки.

На втором этапе развития гибридной лазерной сварки полученное взаимодействие столба дуги и лазерного излучения было использовано для повышения эффективности дуговой сварки, что привело к созданию технологии сварки усиленной дугой [57]. Характерной особенностью этой технологии является то, что для реализации процесса необходимо применение лазерного луча низкой интенсивности, т.е., необходимо, чтобы мощность лазера была мала по сравнению с мощностью дуги.

Третий этап гибридной технологии сварки начался в 1990-х годах с развитием комбинированных процессов сварки с использованием лазера высокой мощности как основного источника, а электрической дуги как источника вторичного нагрева [57].

В результате активной деятельности академика Г. А. Николаева на кафедре сварки МВТУ им. Н.Э. Баумана, начиная с 1978 года проводятся теоретические и экспериментальные исследования по использованию мощного лазерного излучения для сварки. Позднее, в 1981 году, была создана первая в стране кафедра «Оборудование и технология лазерной обработки», заведует которой с тех пор и по сей день проф., д.т.н. А.Г. Григорьянц [60].

Ближе к концу 1980-х годов начали проводить эксперименты по совмещению лазеров с традиционными источниками нагрева и обработки материалов, а именно применение гибридных лазерно-плазменных и лазерно-дуговых технологий. В результате экспериментов был выявлен особый тип газового разряда (комбинированный лазерно-дуговой разряд) возникающий при взаимодействии лазерного луча и плазмой электрической дуги. Свойства комбинированного лазерно-дугового разряда обладают другими преимуществами в отличие от электрической дуги и сфокусированного ЛИ, что дает новые возможности управления источниками нагрева. На базе

проводимых исследований были разработаны плазматроны прямого и непрямого действия, используемых по сей день в различных технологических процессах. Исследованы процессы ЛС магниевых, алюминиевых, жаропрочных и титановых сплавов. Эти сплавы широко применяются при производстве двигателестроения, с целью уменьшения массы изделия, увеличения прочности и повышения рабочей температуры [49].

В начале 2000-х годов в СГАУ им. С.П. Королева на кафедре «Лазерных и биотехнических систем» начали проводиться работы по применению импульсной лазерной сварки жаропрочных сплавов, применяемых в двигателестроении. Применение лазерной сварки жаропрочных сплавов позволило повысить прочность сварного соединения на 10-20% [61].

Наряду с развитием инновационных типов лазерной сварки, таких как комбинированная лазерно-дуговая и лазерно-плазменная сварка, и традиционная лазерная сварка находила все большее применение в машиностроении.

Примером применения лазерной сварки в авиации служит опыт компании «Airbus S.A.S.» (Франция). Эта компания начала использовать CO₂-лазерную сварку в производстве стрингера и обшивки фюзеляжа на панелях самолетов в начале 2000-х (Schumacheretal., 2002; Vollertsenetal., 2004). Это стало возможным реализовать благодаря развитию лазерных аппаратов для сварки, а также созданию сплава Al-Mg-Si-Cu. Взамен технологии клепки стрингеры соединяют с обшивкой, применяя лазерную сварку с обеих сторон. Для уменьшения образования горячих трещин применялся присадочный материал Al-12% Si. Основными преимуществами замены применяемой технологии клепки на лазерную сварку являлись снижение веса, высокая производительность, улучшение коррозионной стойкости и хорошие экономические характеристики [57].

В середине 2009 г. в Санкт-Петербургском государственном политехническом университете (СПбГПУ) состоялось открытие Российско-Германского центра лазерных технологий, созданного на базе Института

лазерных и сварочных технологий (ИЛиСТ) Факультета технологии и исследования материалов СПбГПУ. Целью создания Центра является поиск путей эффективного применения лазерных технологий в промышленности и научных исследованиях. Оснащение Центра самым современным оборудованием позволяет ему непосредственно участвовать в реализации конкретных проектов в авиационной и ракетно-космической отраслях, в кораблестроении, в металлургии, химическом, нефтегазодобывающем и других секторах промышленности [62].

Применение процессов ЛС в промышленности двигателестроения, автомобилестроения, машиностроения, судостроения и трубной промышленности началось с 2004 года. На базе этого создается инновационный потенциал для атомной энергетики авиационной и аэрокосмической промышленности в области аддитивных технологий, сварки и наплавки [63].

Применение ЛС в различных отраслях промышленности началось в середине 1970-х годов. Позднее в 90-х годах были разработаны мультикиловаттные лазеры на основе Nd: YAG. Главным их преимуществом являлось возможность транспортировать ЛМ по оптоволокну, хотя, несмотря на данное преимущество, качество луча YAG-лазеров ниже, чем у CO₂-лазеров. В связи с этим, применение данных лазеров имеет ограничение и в основном они применяются для сварки тонколистовых заготовок. Далее в середине 2000-х разрабатывают дисковые и волоконные лазеры, имеющие высокую мощность, которые, благодаря высокой производительности, начинают применять для сварки тяжёлых крупных профилей. На основании этого заметно уменьшается применение CO₂-лазеров в промышленности, но при этом имеются задачи, которые по-прежнему недоступны для волоконной и дисковой лазерной сварки из-за сопровождающих их проблем полного оплавления, разбрызгивания и наличия узкого диапазона оптимальных условий для проведения процесса сварки. В связи с этим по сей день проводят

исследования по увеличению эффективности процесса сварки непрерывным излучением.

Повышение эффективности возможно за счет осциллирования сфокусированного ЛИ, то есть заглубливание его в сварочную ванну путем колебания фокальной плоскости. Особенность данного метода состоит в том, что при увеличении скорости перемещения фронта проплавления и испарения на передней стенке канала проплавления глубина проникания излучения в материал тоже увеличивается [52]. При повышении плотности мощности на передней стенке канала происходит увеличение скорости перемещения фронта проплавления. Но при неизменном положении фокуса с углублением канала плотность мощности уменьшается по его высоте, за счет чего и снижается скорость перемещения фронта плавления и испарения в глубине канала. В связи с этим необходимо обеспечить такие условия, при которых плотность мощности ЛИ будет постоянной по глубине канала, способствуя повышению скорости движения фронта, а, следовательно, и повышению глубины проплавления, что достигается за счет осциллирования сфокусированного излучения по высоте канала. Для этого используют специальные механические или пьезоэлектрические сканаторы фокусирующей системы (линзы или объективы), обеспечивающие варьирование частоты в диапазоне от 0 до 150 Гц с амплитудой колебания, равной толщине свариваемых деталей [49].

Увеличение глубины проплавления при ЛС материалов (сталей и сплавов) и ширины сварного шва до 40% и 30% соответственно возможно за счет осциллирования сфокусированного ЛИ. При этом площадь сварного шва в поперечном сечении повышается на 10-15%. Также в процессе ЛС с осциллированным излучением происходит уменьшения колебаний по глубине проплавления и повышается качество формирования сварного шва. Еще одним преимуществом сварке с осциллированным ЛИ является увеличение термического КПД на 60-80 % в сравнение с постоянным расположением фокуса ЛИ относительно кромок свариваем деталей [48].

Дополнительно повысить КПД проплавления при сварке возможно путем подачи дополнительного потока газа под определенным давлением непосредственно в зону сварки [64]. Данный поток воздействует на характеристики плазмы при взаимодействии ЛИ с материалом и на гидродинамические процессы в канале проплавления. Также в качестве дополнительного потока газа можно применять любой газ: аргон дает тот же эффект, что и гелий. Эффект повышения глубины проплавления обеспечивается при оптимальном режиме давления и расхода дополнительного газа. Дальнейшее повышение расхода приводит к ухудшению формирования сварного шва, образованию в нем дефектов в виде крупных пор и раковин. При большем расходе газа происходит выдувание расплавленного материала, процесс может перейти в процесс резки [49].

В МВТУ им. Н.Э. Баумана разработана технология ЛС с использованием импульсной подачи дополнительного газа, гарантирующая увеличение КПД проплавления при сварке. Изменение расхода газа оказывает влияние на перемещение плазмы с поверхности вглубь канала, а образование приповерхностной плазмы ограничивается наличием постоянной составляющей газового потока. Выбор частоты подачи газа напрямую связан с мощностью ЛИ, скорости сварки и свойств свариваемого материала. При данном методе гарантируется увеличение глубины проплавления на 30 – 40 % и стабилизация процесса сварки, что является ключевым фактором, особенно при сварке с несквозным проплавлением [49].

Увеличение КПД технологии ЛС также достигается путем совмещения лазерного излучения с традиционными видами источниками нагрева. В настоящее время проведено немало исследований технологии комбинированной лазерно-дуговой сварке. Суммарный эффект проплавления при данном методе фактически выше, чем сумма эффектов влияния каждого источника по отдельности. При мощности дуги, сопоставимой с мощностью ЛИ, обеспечивается максимальный эффект. При этом скорость сварки может быть в несколько раз больше. Экономическая эффективность применения

данного метода обеспечивается за счет использования относительного недорогого источника энергии в виде электрической дуги [49].

Еще одним способом увеличения эффективности проплавления ЛС является специальная подготовка поверхности и кромок свариваемых заготовок [55]. При введении в ванну расплава химических элементов происходит снижение ионизации ЛИ и уменьшение экранизирующего воздействия факела [53], что достигается путем нанесения на поверхность заготовок перед сваркой специального флюса, содержащих в своем составе элементы с низким потенциалом ионизации (К, Na) [49].

Данные технологические решения по повышению эффективности процесса сварки уменьшают возможность сварки в различных пространственных положениях и удорожают технологию лазерной сварки для тонколистовых обечаек из жаропрочных сплавов на никелевой основе.

За последние 20 лет проводились работы по лазерной сварке с целью повешения показателей свариваемости для конструкционных, хромистых сталей, алюминиевых сплавов.

Автор диссертации С.Д. Ворончук добился повышения качества сварных соединений путем применения лазерной СО₂- сварки с применением флюса и снизил пористость сварного соединения из алюминиевого сплава с 7 до 0.7% на АМгб и с 10 до 2%, чем при традиционных методах сварки [65].

А.М. Чирков в своей работе обуславливает актуальность повышения качества сварных соединений для хромистых сталей за счет применения лазерной сварки с высоким коэффициентом сосредоточенности источника энергии. «Высокая концентрация энергии позволяет в десятки раз увеличить скорость сварки, уменьшить время теплового воздействия на деталь и сварочную ванну, что благоприятно сказывается на структурно-фазовом состоянии металла шва, позволит избежать дефектообразования в сварном шве и зоне сварки» [66].

А.Н. Грезев в своей работе установил, что применение лазерной сварки для конструкционных сплавов существенно сказывается на сопротивляемости

сварных соединений к образованию кристаллизационных трещин по сравнению с дуговыми методами сварки, за счет снижения темпа деформаций в материале, снижением вредных примесей в материале шва [67].

С.В. Шахов установил в своей работе, что применение лазерной сварки препятствует снижению свойств термоупрочненного материала околошовной зоны и развитию условий для образования горячих трещин для алюминиевых сплавов [68].

Г.А. Туричин отмечает в своих работах, что лазерная-дуговая сварка является сложным многопараметрическим процессом, характеризующимся параметрами, присущими не только лазерной и дуговой сварке, но и характерными именно для их совместного воздействия. Технологии гибридной лазерно-дуговой сварки позволяют решать широкий спектр судостроительных задач, обеспечивая при этом повышение качества изделий, повышение производительности, существенное снижение затрат и трудоемкости, а разработанный блочно-модульный принцип построения технологических комплексов обеспечивает быструю и эффективную аппаратную поддержку создания и промышленного внедрения технологий гибридной лазерно-дуговой сварки в отечественном судостроении [69-71].

В.Г. Смелов отображает в своих работах, что лазерная сварка малых толщин конструкций авиационно-космической техники позволяет получать высококачественные сварные соединения [72-73].

Также в настоящее время по лазерной сварке алюминиевых сплавов ведутся работы ФГУП «ВИАМ». По мнению автора А.А. Скупова «Жесткий термический цикл, характерный для лазерной сварки, существенно сокращает зону термической влияния, предотвращая фазовые и структурные превращения в околошовной зоне, приводящие к разупрочнению и снижению стойкости сварных соединений» [74]. Также автор отмечает, что лазерную сварку возможно «рассматривать как конечную сборочную операцию, не требующую последующей механической обработки и правки» [75], что в целом сокращает трудоёмкость изготовления конструкции.

На основании литературного обзора ключевой проблемой создания 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 электроннолучевой сварки является отсутствие вакуумной камеры.

Также в работе проведен анализ научных и практических трудов отечественных авторов: А.Г. Григорьянца, А.Г. Грезева, Н.П. Алешкина, Г.А. В.Г. Смелова, Г.А. Туричина, зарубежных авторов: S. Katayama, U. Dyuley и др. В этих работах изучено влияние плазменных процессов, сопровождающих ЛС и формирование сварочной каверны, проводилось для условий неполного проплавления материала.

Однако в данных исследованиях не были установлены и не выявлены условия применения процесса лазерной сварки. Уделено ограниченное внимание на формирование структур при лазерной сварке при сквозном проплавлении материала, не определён весь спектр его особенностей. Также не установлены в полной мере характерные для структуры связи с технологической прочностью, механическими свойствами сварных соединений при лазерной сварке.

На основании вышеизложенного с целью уменьшения образования горячих трещин при сварке жаропрочных сплавов и повышения качества сварных соединений, взамен традиционных дуговых источников энергии необходимо использовать высокую концентрацию энергии. В виду ограниченной возможности электронного луча, целесообразнее рассматривать лазерное импульсно-периодическое излучение, так как термический КПД

процесса проплавления при сварке выше в 2-3 раза, чем при непрерывном лазерном излучении.

1.5 Цели и задачи

На основании проведенного литературного анализа поставлена цель работы является проведение материаловедческих исследований структуры и свойств сварных соединений для повышения показателей свариваемости при создании неразъемных соединений из жаропрочного дисперсионно-твердеющего никелевого сплава ХН68ВМТЮК путем применения лазерной сварки с обеспечением необходимых эксплуатационных характеристик.

Для достижения поставленной цели в работе поставлены следующие задачи:

1. Исследование формирования структуры и свойств шва, дефектообразование в сварном соединении из жаропрочных сплавов ХН45ВМТЮБР, ХН68ВМТЮК при воздействии лазерного излучения;
2. Исследование структуры и свойств сварного соединения из жаропрочного сплава ХН68ВМТЮК, выполненного лазерной сваркой, при воздействии термической обработки;
3. Определить предел выносливости σ_{-1} (при долговечности 10^6 циклов) стыковых сварных соединений из тонколистового проката жаропрочного дисперсионно-твердеющего никелевого сплава ХН68ВМТЮК, выполненных лазерной сваркой;
4. Разработка маршрутной технологии лазерной сварки жаропрочного сплава ХН68ВМТЮК корпуса внутреннего 1-ого соплового аппарата статора турбины ГТД применимой для наземной (НК-12СТ, НК-14СТ, НК-14СТ-10, НК-36СТ) и авиационной (НК-25 сер.01, НК-25 сер.02, НК-32 сер.01, НК-32 сер.02) тематики.

2 МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДИКИ, ПРИМИНЯЕМЫЕ В ИССЛЕДОВАНИЯХ

2.1 Материалы и образцы

Образцы для исследования размером 100x200 мм были изготовлены из листового проката жаропрочного дисперсионно-твердеющего железохромоникелевого ХН45ВМТЮБР и никелевого ХН68ВМТЮК сплавов толщиной 6,0 и 1,8 мм соответственно, прошедших в состоянии поставки термическую обработку в виде закалки.

В качестве сварочной проволоки был выбран присадочный материал диаметром 0,8 мм из гомогенного сплава Св. 08Х15Н60М15, которая позволяет получить сварные швы достаточно с высокой прочностью, которая получается в свою очередь за счет дополнительного легирования ванны расплава титаном и алюминием из основного материала [27]. Химический состав образцов и сварочной проволоки представлен в таблице 2.1.

Таблица 2.1 –Химический состав материалов образцов и присадочной проволоки, %

Марка материала	C	Si	Mn	S	P	Cr	Ni	W	Mo	Nb	Co	Al	Ti	Fe	Zr	B	Ce	
ХН68ВМТ ЮК	Не более						Основа		5,0 - 7,0	3,0 - 5,0	-	5,0 - 8,0	1,6 - 2,3	1,1 - 1,6	Не более			
	0,10	0,50	0,40	0,15	0,015	17,0 - 20,0									5,0	-	0,05	0,05
0,30		0,60	0,010	14,0 - 16,0		Остальное									0,02	0,008	0,10	
ХН45ВМТ ЮБР	0,08	0,50	1,0 - 2,0	0,015	0,015	14,0 - 16,0	-	14,0 - 16,0	-	-	-	-	4,0	-	-	-		
Св. 08Х15Н60 М15	0,08	0,50	1,0 - 2,0	0,015	0,015	14,0 - 16,0	-	14,0 - 16,0	-	-	-	-	4,0	-	-	-		

После сварки часть образцов была подвержена последующей термической обработке в печи: закалка на воздухе при температуре 1000 ± 50 °С в течении 4 часов + старение на воздухе при температуре 700 ± 50 °С в течение 16 часов, охлаждение на воздухе (рекомендуемый режим термической обработки согласно ПИ 1.4.75.2000 [45]).

2.2 Оборудование для лазерной сварки

Сварка производилась на лазерном комплексе *TruLaserCELL 7020* (см. рис.2.1) с импульсно-периодическим излучением в защитном газе He с непрерывной подачей присадочной проволоки Sv. 08X15H60M15 диаметром 0,8 мм в ванну расплава и без нее (см. таблицу 1) по следующим режимам: частота следования импульсов от 50 до 90 кГц; мощность лазерного излучения от 2,5 до 4 кВт, скорость сварки от 16,6 до 41,7 мм/с, скорость подачи присадочной проволоки от 8,3 до 33,3 мм, диаметр луча в фокусе 0,7 мм, фокусное расстояние 280 мм. Технические характеристики установки представлены в таблице 2.2.



Рисунок 2.1 – Лазерный комплекс TruLaserCELL 7020

Кромки образцов под сварку по торцам и прилегающим к ним поверхностям на расстоянии не менее 15-20 мм подвергались механической

зачистке по всей длине поверхности образца, с целью удаления тугоплавкой окисной пленки, образующейся на материале в процессе термообработки и хранения.

Таблица 2.2 – Технические характеристики установки TruLaserCELL 7020

Тип лазерного источника	CO ₂
Длина волны лазерного излучения	10,6 мкм
Частота следования импульсов	90кГц
Фокусное расстояние	280 мм
Отклонение луча	± 4,5 мм
Тип оптического тракта	Медное зеркало
Произведение параметров луча ВВР	0,057 мм*мрад
Макс. мощность лазера	4000 Вт
Диапазон перемещения оси:	
Макс. кол-во осей	12
Диапазон перемещения оси X	2000 мм
Диапазон перемещения оси Y	1500 / 2000 мм
Диапазон перемещения оси Z	750 мм
Диапазон перемещения оси B	± 135 °
Диапазон перемещения оси C	n x 360 °
Макс. размер заготовки:	
Макс. размер заготовки в направлении X	1540 мм
Макс. размер заготовки в направлении Y	1040 / 1540 мм
Макс. размер заготовки в направлении Z	520 мм
Макс. скорость осей:	
Макс. скорость оси параллельно оси в направлении X	100 м/мин
Макс. скорость оси параллельно оси в направлении Y	100 м/мин
Макс. скорость оси параллельно оси в направлении Z	100 м/мин
Макс. синхронная скорость оси	173 м/мин
Макс. скорость оси B	90 1/мин
Макс. скорость оси C	90 1/мин
Макс. ускорение осей:	
Макс. ускорение оси параллельно оси в направлении X	9 м/с ²
Макс. ускорение оси параллельно оси в направлении Y	10 м/с ²
Макс. ускорение оси параллельно оси в направлении Z	10 м/с ²
Макс. синхронное ускорение оси	16 м/с ²
Макс. ускорение оси B	200 рад/с ²
Макс. ускорение оси C	100 рад/с ²
Точность позиционирования:	
Точность позиционирования линейных осей (X, Y, Z)	0,08 мм
Точность позиционирования осей вращения (B)	0,015 °

Сборка образцов осуществлялась в стык в стапеле с медной подложкой с обеспечением зазора под сварку не более 0,2 мм и перепадом кромок не более 0,1 мм (см. рис. 2.2).



Рисунок 2.2 – Сборка образцов в стапели с медной подложкой

2.3 Механические испытания сварных соединений

Образцы для испытаний вырезались непосредственно из специально сваренных для проведения испытаний контрольных соединений толщиной 1,8 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. ГОСТ 6996-66 [12].

Вырезку заготовок для образцов из контрольных соединений выполняли на металлорежущих станках с припуском на величину заготовки 2 мм по п.2.6 ГОСТ 6996-66[12].

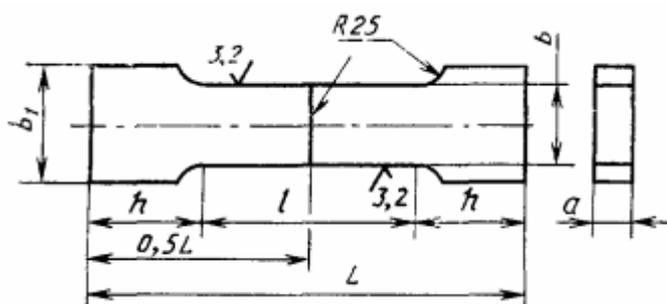
2.3.1 Испытания сварного соединения на статическое растяжение

При данном испытании определяют прочность наиболее слабого участка стыкового или нахлестанного соединения, или прочность металла шва в стыковом соединении.

При испытании сварного соединения на статическое растяжение определяют временное сопротивление наиболее слабого участка. При

испытании определяют место разрушения (по металлу шва, по металлу околошовной зоны, по основному металлу).

Испытания проводят на образцах, толщина которых равна толщине основного материала. Формы и размеры образцов изготавливались в соответствии с требованиями п.8.4 ГОСТ 6996-66 [12] по рисунку 2.3 и таблице 2.2.



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

Рисунок 2.3 – Форма и размеры плоских образцов для испытания стыковых соединений на статическое растяжение:

Таблица 2.2 – 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
ХШ	до 6	$= a$	$15 \pm 0,5$	25	50	$l+2h$	40

Утолщение шва должна быть снято механическим способом до уровня основного металла. При удалении утолщения разрешается снимать основной металл по всей поверхности образца на глубину до 15% от толщины металла, но не более 4 мм. Основной металл с поверхности образца удаляется только с той стороны, с которой снимают утолщение шва или имеется уступ. Строгают утолщение поперек шва. Острые кромки плоских образцов в пределах рабочей

части должны быть закруглены радиусом не более 1,0 мм путем сглаживания напильником вдоль кромки. Шероховатость поверхности R_z в местах удаления утолщения должна быть не более 6,3 мкм [12].

Для определения начальной площади поперечного сечения F_0 необходимые геометрические размеры образцов измеряют с погрешностью не более $\pm 0,5\%$. Измерения размеров до испытания проводят 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 принимают наименьшее из полученных значений на основании произведенных измерений с округлением до 0,01.

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

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

Далее временное сопротивление σ_b вычисляют по формуле: $\sigma_b = P_{max} / F_0$ (кгс/мм²) [11].

2.3.2 Определение предела выносливости

При данном испытании определяют способность соединения воспринимать нагрузки, вызывающие циклические напряжения в материале. Предел выносливости определяется, как наибольшее (предельное) максимальное напряжение цикла, при котором не происходит усталостного разрушения образца после большого числа циклических напряжений.

В виду особых требований к созданию качественных сварных соединений из жаропрочных сплавов и их склонности к трещинообразованию коэффициент, соответствующий заданному числу циклов, был принят с запасом за 2×10^6 циклов.

Образцы, сваренные из тонколистового материала для определения предела выносливости с помощью испытаний серий одинаковых образцов на растяжение-сжатие, были изготовлены по разработанному эскизу (см. рис. 2.7) отделом прочности ПАО «Кузнецов».

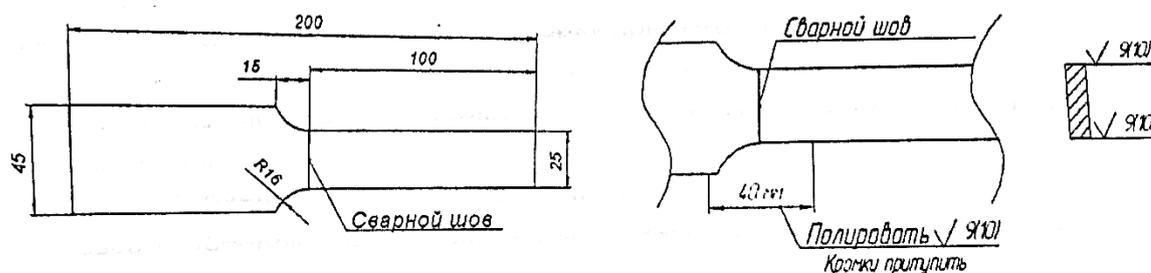


Рисунок 2.7 – Форма и размеры плоских образцов для испытания предела выносливости на растяжение-сжатие

Выпуклость (усиление) шва по обеим сторонам образца снимают механическим способом до уровня основного металла с шероховатостью до 1,6 мкм

Испытание проводят при высоких напряжениях (0,7 — 0,5 от предела прочности), при которых образец выдерживает наименьшее число циклов, постепенно уменьшая напряжения.

2.4 Методы исследования структуры сварных соединений

Исследования металлографии проводят визуальным способом или с использованием систем анализа изображений. Для металлографического исследования используют различные типы микроскопов, предназначенных для структурного анализа металла [73].

Макроструктуру сварного соединения определяют на специально подготовленных шлифах для определения формы и размеров сварного шва, ОШЗ, макродефектов, а также для определения характера излома образца

после проведения механических испытаний или излома детали в эксплуатации.

Образцы для исследования макроструктуры изготавливают из сварных соединений в поперечное или продольное сечение. Образец должен включать в себя все зоны сварного соединения: сварной шов, ОШЗ, основной металл.

Вырезку образцов производят одним из способов механической обработки (резкой, сверлением, фрезерованием или строганием), при условии, что выбранный метод не влияет на изменения свойств металла. Резку образца абразивным инструментом производят с охлаждением эмульсией, используемой при механической обработке. Температура в месте реза заготовок не должна быть выше 80 °С.

При изготовлении макрошлифа с помощью резки направление реза и места необходимо выбирать с учетом следующих критериев:

- для анализа формирования кристаллитов в сварном шве плоскость реза должна быть перпендикулярно оси сварного шва;
- при исследовании макроструктуры излома сварного шва анализируемая поверхность образца должна включать в себя дефекты, которые явились предполагаемой причиной разрушения (поры, шлак, трещины, несплавления и т. д.) [75].

Поверхность макрошлифов проходит шлифование, торцевание или строгание. Механическая обработка должна обеспечивать ровную и гладкую поверхность, шероховатостью не более 20 мкм в соответствии с требованиями ГОСТ 2789-73.

Далее образец после подготовки и очистки проходит макротравление, реактивы и технологию травления выбирают, опираясь на основной и присадочный материал. Выбранные реактивы и технология травления должна соответствовать требованиям ГОСТ 10243-75 и ГОСТ 22838-77.

Процесс травления производят до получения четко выраженной макроструктуры, которая позволит проводить анализ формирования сварного шва, ОШЗ и основного материала.

Далее образцы после травления подвергают очистке от химических реагентов в проточной воде и просушивают. При необходимости хранения образцов их дополнительно обрабатывают спиртовым раствором и покрывают бесцветным лаком.

При анализе макроструктуры сварного шва определяют основные геометрические характеристики (катет сварного шва, усиление сварного шва, величину перекрытия сварных швов, глубину проплавления, количество слоев, форму и размеры ОШЗ и др.).

При макроанализе на образцах выявляют макродефекты сварных соединений (газовые поры, усадочные раковины и полости, свищи, трещины, неславления, непровары, твердые включения: химическую и структурную неоднородности и др.).

Анализ свойств металла шва на стадии отработки режимов сварки, производят на различных режимах, в связи с эти исследования макроструктуры необходимо проводить с типизацией первичных макроструктур сварных швов.

Исследование макроструктуры излома сварного шва производят визуально на образцах после излома или ударных испытаний сварных соединений конструкций и деталей, разрушившихся в эксплуатации. По виду изломы подразделяют на зернистые (кристаллические), волокнистые и аморфные.

Анализ микроструктуры сварного шва для деталей и узлов проводят по следующим методикам металлографического контроля:

- качественного, то есть определение и описание структуры;
- количественного, определение размеров, площадей, формы и структурных составляющих;
- полуколичественного, то есть сравнение с эталонами и шкалами структур.

При анализе микроструктуры сварного шва количество и место вырезки микрошлифов из образца определяется согласно НТД на сварные соединения деталей и узлов [76].

В случае отсутствия требований по выбору места для анализа геометрии шва/наплавленного металла, ОШЗ и основного металла, вырезку микрошлифов производят произвольно, с целью установления закономерностей между структурой и механическими свойствами сварных соединений деталей и узлов. Вырезка микрошлифов для анализа производят в местах вырезки образцов для механических испытаний.

Площадь сечения микрошлифа на образце должна быть не менее 1 см^2 . Для металлопродукции толщиной менее 8 мм допускается изготовление шлифов площадью менее 1 см^2 в соответствии с требованиями ГОСТ 5639-82.

После полирования микрошлифов на поверхности не допускаются острые кромки, заусенцы, завалы, царапины, выбоины и выкрашивания включений. Шероховатость микрошлифов должна быть не более 0.32 мкм по ГОСТ 2789-73.

После полирования микрошлифы протирают этиловым спиртом (ГОСТ 18300-87) и просушивают фильтровальной бумагой (ГОСТ 12026-76).

Отобранные пробы, заготовки и лабораторные образцы следует хранить при температуре от $15 \text{ }^\circ\text{C}$ до $25 \text{ }^\circ\text{C}$ и относительной влажности воздуха не более 50 %.

Применение систем числового анализа и получение спектров геометрических характеристик элементной структуры (минимальные, максимальные и средние диаметры, площади структурных составляющих, характеристики и распределение неметаллических включений, характеристики анизотропии гистограммы распределений и другие) с целью анализа микроструктуры образцов называют количественной оценкой [75].

3 ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССА ФОРМИРОВАНИЯ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ПРИ ЛАЗЕРНОЙ СВАРКЕ ЖАРОПРОЧНОГО ДИСПЕРСИОННО-ТВЕРДЕЮЩЕГО ЖЕЛЕЗОХРОМОНИКЕЛЕВОГО ХН45МВТЮБР И НИКЕЛЕВОГО ХН68ВМТЮК СПЛАВОВ

Влияние энергетических и технологических параметров на технологию формирования геометрии и структуры шва, образование дефектов при сварке, оказывает сильное воздействие на получение качественного сварного соединения. В виду этого в данной главе будет рассмотрено влияние параметров лазерного излучения, типов сварного соединения на качество сварного шва при лазерной сварке.

3.1 Влияние параметров лазерной сварки на формирование шва жаропрочного дисперсионно-твердеющего железохромоникелевого сплава ХН45МВТЮБР

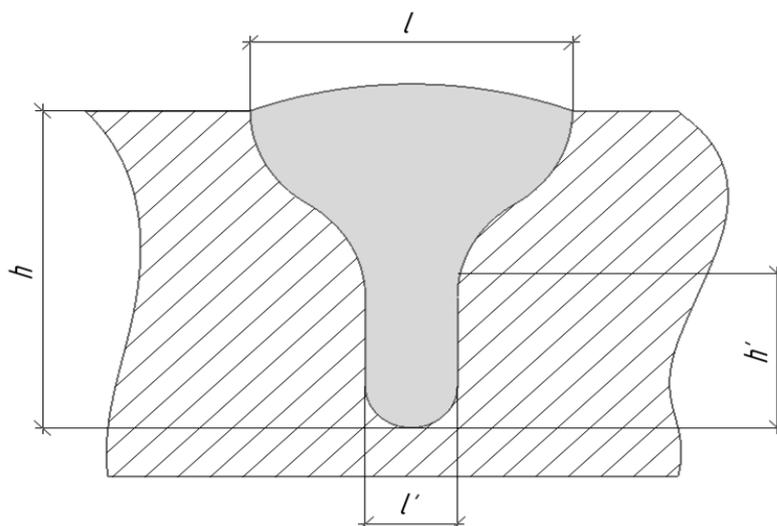
Ключевой особенностью ЛС с импульсно-периодическим излучением является механизм формирования сварочной ванны при сварке материала с «кинжальным» проплавлением, который определяется наличием парогазового канала, что является ключевым отличием от механизмов формирования при традиционных видах сварки. Данный механизм является значительно более сложным, так как сварка мощными концентрированными потоками энергии (КПЭ) проходит в режиме «кинжального» проплавления, обеспечивая формирование сварочной ванны с малой шириной шва (l) и большой глубиной проплавления (h). При воздействии ЛИ с критической плотностью мощности протекает нагрев металла со скоростью во много раз больше скорости теплоотвода.

Характерным для данного типа сварки является определенное соотношение плотности мощности излучения (q) и длительности воздействия (τ). Каждый из этих параметров оказывает сильное воздействие на формирование сварочной ванны при кристаллизации металла.

Механизм формирования сварного шва при сварке материалов с «кинжальным» проплавлением характеризуется образованием парогазового канала, что является ключевым отличием от сварки тонколистового проката. Основными параметрами режимов ЛС с «кинжальным» проплавлением являются мощность, скорость сварки, фокусное расстояние.

Вследствие этого исследование формирования сварного шва и его динамики изменения в зависимости от параметров ЛИ имеет важное значение для улучшения технологии сварочных процессов, обеспечивая тем самым производительность процесса и качество сварных соединений.

На рисунке 3.1 показана схема обозначения параметров сварного шва. Результаты измерений параметров сварных швов в зависимости от режимов сварки представлены в таблице 3.1.



e – ширина сварного шва, e' – ширина корня сварного шва (парового канала); h – глубина сварного шва; h' – глубина парового канала

Рисунок 3.1 – Схема обозначения параметров лазерного сварного шва

Процесс сварки с «кинжальным» проплавлением протекает с локальным проплавлением и испарением металла, в результате чего образуется углубление на поверхности, и при необходимой мощности ЛИ оно развивается

Таблица 3.1 - Зависимость параметров сварного шва от q и τ

Геометрические параметры сварного шва, мм	Мощность лазерного излучения P , кВт															
	2.5				3.0				3.5				4.0			
	Скорость сварки $V_{св}$, мм/с															
	16.6	25	33.3	41.6	16.6	25	33.3	41.6	16.6	25	33.3	41.6	16.6	25	33.3	41.6
	Плотность мощности лазерного излучения q , $\cdot 10^5$ Вт/см ²															
	0.6				0.8				0.9				1.0			
	Длительность воздействия лазерного излучения τ , $\cdot 10^{-3}$ с															
	41.9	28	21	16.8	41.9	28	21	16.8	41.9	28	21	16.8	41.9	28	21	16.8
e_H	3,55	3,1	2,55	2,2	4,1	3,1	-	2,2	4,4	3,5	2,4	2,15	3,5	2,6	2,6	2,1
e_K	3,75	3,1	2,65	2,1	3,95	3,1	2,45	2,2	4,35	3,1	2,5	2,1	4,0	3,05	2,4	2,3
e_{1H}	1,1	0,85	0,65	0,6	1,35	0,85	0,7	0,6	1,2	1,1	0,65	0,6	1,2	0,95	0,7	0,6
e_{1K}	1,0	0,85	0,7	0,55	1,3	0,9	0,7	0,6	1,3	1,05	0,7	0,6	1,35	1,3	0,75	0,6
h_H	3,0	2,85	2,6	2,55	3,7	3,4	3,6	3,75	4,6	4,0	4,5	4,4	5,5	4,5	5,3	5,25
h_K	3,1	2,85	2,5	2,55	4,1	4,4	3,8	3,8	4,4	5,0	4,6	4,55	7,6	5,8	5,95	5,5
h_{1H}	1,7	1,85	1,7	1,7	2,4	2,3	2,6	2,6	2,9	2,8	3,3	3,4	4,2	3,35	4,1	4,5
h_{1K}	1,8	1,9	1,6	1,9	2,7	3,15	2,8	3,0	3,2	3,6	3,6	3,7	5,5	4,1	4,8	4,6

Примечание: Нижний индекс H в параметрах сварного шва соответствует началу дорожки сварного шва, а индекс K – соответственно концу дорожки.

по глубине, что приводит к формированию канала, заполненного парами материалов и окруженного жидким металлом. Давление паров металла достаточно для его поддержания, и плотность канала не заполняется жидким металлом под воздействием сил поверхностного натяжения и гидростатического давления. Высокой температурой на поверхности и давлением паров обуславливается расширение верхней области сварного шва по сравнению с его нижней частью, формируя тем самым «грибовидную» форму шва [48].

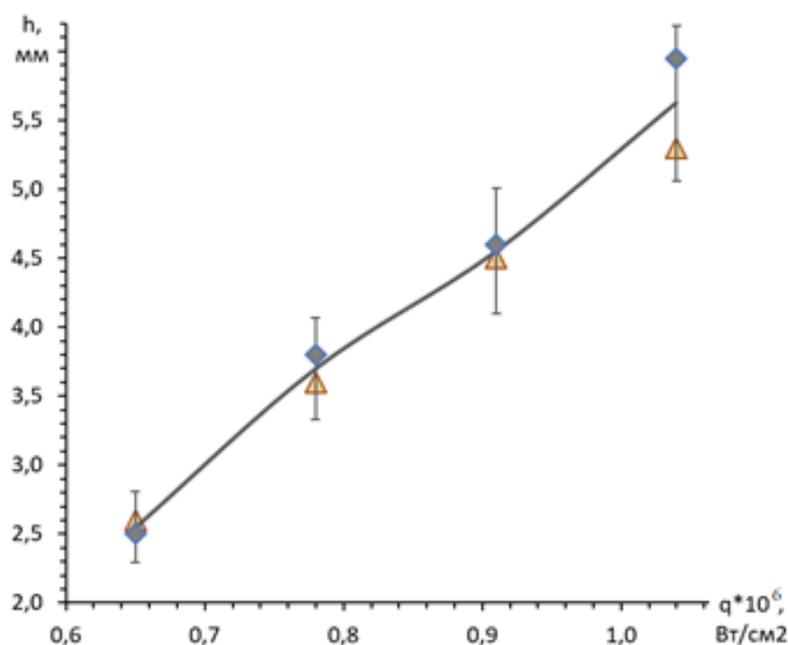
На основании полученных экспериментальных данных (см. табл. 3.1) проведя регрессивный анализ зависимости глубины проплавления (h) от плотности мощности (q), решив нелинейное уравнение (3.1) зависимости (y от x), применив метод наименьших нелинейных квадратов и метод Крамера, построен график (см. рис. 3.2) зависимости глубины проплава от погонной энергии лазерного излучения.

$$y = a * x^3 + b * x^2 + c * x + d, \quad (3.1)$$

где y – глубина проплавление, x – плотность мощности

Из анализа данных таблицы 3.1 и рисунков 3.2 по формированию сварочной ванны в зависимости от плотности мощности ЛИ при постоянной скорости сварки видно, что мощность ЛИ почти не влияет на ширину сварного и парового канала шва, а также глубину формирования «грибовидности» сварного шва. Данная тенденция обусловлена сфокусированным лазерным излучением в пятно (диаметром $\sim 0,7$ мм) на поверхности материала, при котором протекают два процесса: образовывается паровой канал при воздействии излучения высокой плотности и мощности, что обеспечивает заглубление сварочной ванны в месте воздействия ЛИ, а второй процесс представляет собой поверхностное плавление за счет теплопроводных свойств материала [48]. Следовательно, изменение плотности мощности лазерного

излучения оказывает влияние только на глубину формирования парового канала, то есть глубину сварного шва.



Δ - экспериментальные значения глубины проплава в начале шва.

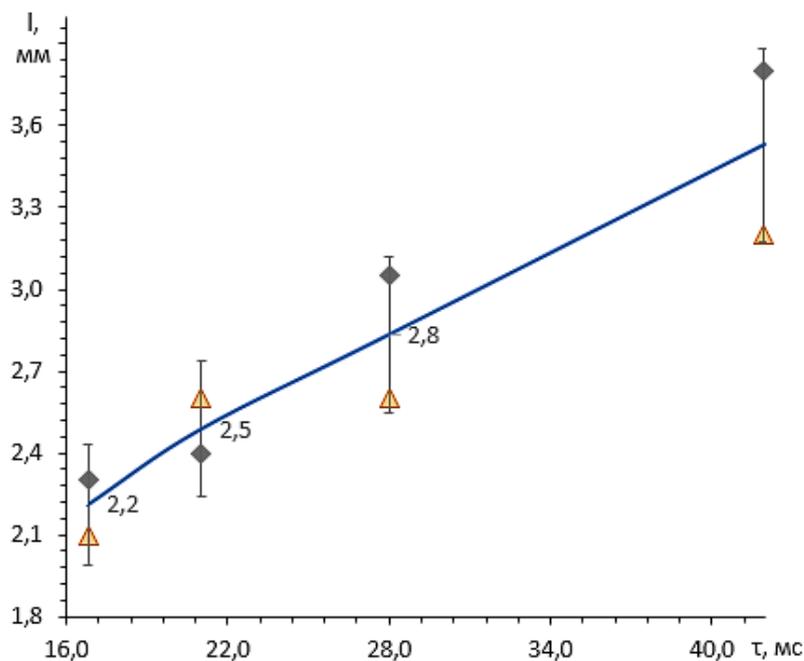
\diamond - экспериментальные значения глубины проплава в конце шва.

Рисунок 3.2 – График зависимости глубины проплава сварного шва от плотности мощности лазерного излучения при длительности воздействия $21 \cdot 10^{-3}$ с

Аналогично, применив регрессивный анализ данных, построен график (см. рис. 3.2) зависимости ширины сварного шва от длительности воздействия лазерного излучения.

Из анализа данных таблицы 3.1 и рисунка 3.3 по формированию сварного шва в зависимости от длительности воздействия при постоянной плотности мощности лазерного излучения видно, что существенное влияние длительности воздействия оказывается на ширину сварного шва. Данная тенденция обусловлена временем воздействия лазерного излучения на материал, которое позволяет сформировать более правильную форму «кинжального» проплавления и существенно уменьшить зону термического влияния [74].

Изменение параметров (ширины и глубины) в конце сварного шва в большую сторону по сравнению с его началом обусловлено ростом температуры в процессе сварки.



Δ - экспериментальные значения глубины проплава в начале шва.

\diamond - экспериментальные значения глубины проплава в конце шва.

Рисунок 3.3 – График зависимости ширины сварного шва от длительности воздействия лазерного излучения при постоянной погонной мощности $1 \cdot 10^6$ Вт/см²

В таблице 3.2 представлены результаты расчетов расхода мощности лазерного излучения (P) на миллиметр глубины проплавления сварного шва и энергии лазерного излучения (W) сварного шва при различных скоростях сварки и мощностях лазерного излучения в начале и конце шва.

Из таблицы 3.2 видно, что расход мощности для проплавления 1 мм глубины при постоянной плотности мощности лазерного излучения ($0,6 \cdot 10^5$ Вт/см²) с уменьшением длительности воздействия от $41,9 \cdot 10^{-3}$ до $16,8 \cdot 10^{-3}$ с увеличивается в 1,2 раза, в то же время расход энергии W уменьшается в начале сварного шва в 2,27 раза, в конце шва в 2,21 раза.

Таблица 3.2 - Отношение q/h , Вт/см² (P/h , кВт/мм) и энергии W сварного шва

Геометрические параметры сварного шва, мм	Мощность лазерного излучения P , кВт															
	2.5				3.0				3.5				4.0			
	Скорость сварки $V_{св}$, мм/с															
	16.6	25	33.3	41.6	16.6	25	33.3	41.6	16.6	25	33.3	41.6	16.6	25	33.3	41.6
	Плотность мощности лазерного излучения q , *10 ⁵ Вт/см ²															
	0.6				0.8				0.9				1.0			
	Длительность воздействия лазерного излучения τ , *10 ⁻³ с															
	41.9	28	21	16.8	41.9	28	21	16.8	41.9	28	21	16.8	41.9	28	21	16.8
h_H	3,0	2,85	2,60	2,55	3,70	3,40	3,60	3,75	4,60	4,0	4,50	4,40	5,50	4,50	5,30	5,25
h_K	3,10	2,85	2,50	2,55	4,10	4,40	3,80	3,80	4,40	5,0	4,60	4,55	7,60	5,80	5,95	5,50
h_{1H}	1,7	1,85	1,7	1,7	2,4	2,3	2,6	2,6	2,9	2,8	3,3	3,4	4,2	3,35	4,1	4,5
h_{1K}	1,8	1,9	1,6	1,9	2,7	3,15	2,8	3,0	3,2	3,6	3,6	3,7	5,5	4,1	4,8	4,6
P/h_H	0,83	0,88	0,96	0,98	0,81	0,88	0,83	0,80	,76	0,88	0,78	0,79	0,73	0,90	0,76	0,76
P/h_K	0,81	0,88	1,0	0,98	0,73	0,68	0,79	0,79	0,80	0,70	0,76	0,77	0,53	0,70	0,67	0,73
W , кДж/мм	0,15	0,10	0,08	0,06	0,18	0,12	0,09	0,07	0,21	0,14	0,11	0,08	0,24	0,16	0,12	0,10

Примечание: Нижний индекс H в параметрах сварного шва соответствует началу дорожки сварного шва, а индекс K – соответственно концу дорожки.

При плотности мощности лазерного излучения от $0,8 \cdot 10^5$ до $1,0 \cdot 10^5$ Вт/см² расход плотности мощности для проплавления 1 мм глубины с уменьшением длительности воздействия от $41,9 \cdot 10^{-3}$ до $16,8 \cdot 10^{-3}$ с изменяется незначительно, что может быть связано с незаметным расширением парового канала [76].

Однако влияние изменения расхода энергии W на сварку шва остается значительным: При плотности мощности лазерного излучения $0,8 \cdot 10^5$ Вт/см² уменьшается в начале сварного шва в 2,7 раза, в конце сварного шва – в 2,42 раза; при плотности мощности лазерного излучения $0,9 \cdot 10^5$ Вт/см² уменьшается в начале сварного шва в 2,6 раза, в конце сварного шва – в 2,42 раза; при плотности мощности лазерного излучения $1,0 \cdot 10^5$ Вт/см² уменьшается в начале сварного шва в 2,55 раза, в конце сварного шва – в 1,93 раза.

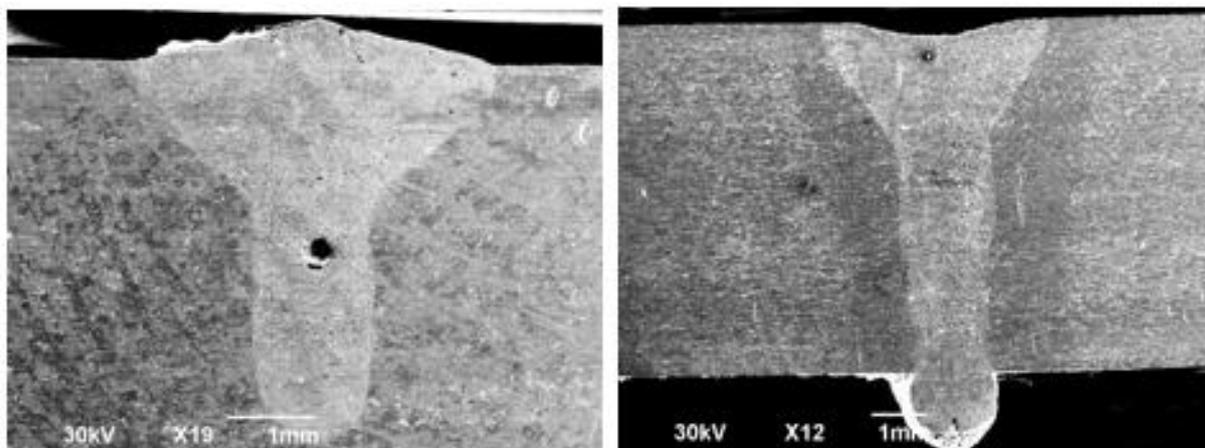
Расход мощности лазерного излучения на проплавление 1 мм глубины сварного шва изменяется в пределах 0,7 – 1,0 кВт и в сильной степени зависит от мощности и скорости сварки $V_{св}$. Наименьший расход мощности (0,53 – 0,73 кВт/мм) достигается при $P = 4,0$ кВт и скоростях сварки $V_{св} = 16,6$ мм/с – 41,6 мм/с [76].

На рисунке 3.4 представлена макроструктура сварных швов, полученных на образцах толщиной 6 мм при скорости сварки $V_{св} = 16,6$ мм/с и различных мощностях.

Структура сварного шва в верхней его части в переходной зоне от «грибовидной» [48] части к паровому каналу (см. рис.3.4, а) характеризуется неоднородностью и наличием крупной поры до 0,35 – 0,4 мм, образовавшейся после конденсации и кристаллизации металла в зоне парового канала [48]. Образование микротрещин в околошовной зоне и сварном шва практически не наблюдается [76].

При мощности 4 кВт и скорости сварки 16,6 мм/с (см. рис.3.4, б) произошло сквозное проплавление образца толщиной 6мм, наблюдается

уменьшение количества и интенсивности пор, что обусловлено выходом пор через корень шва.



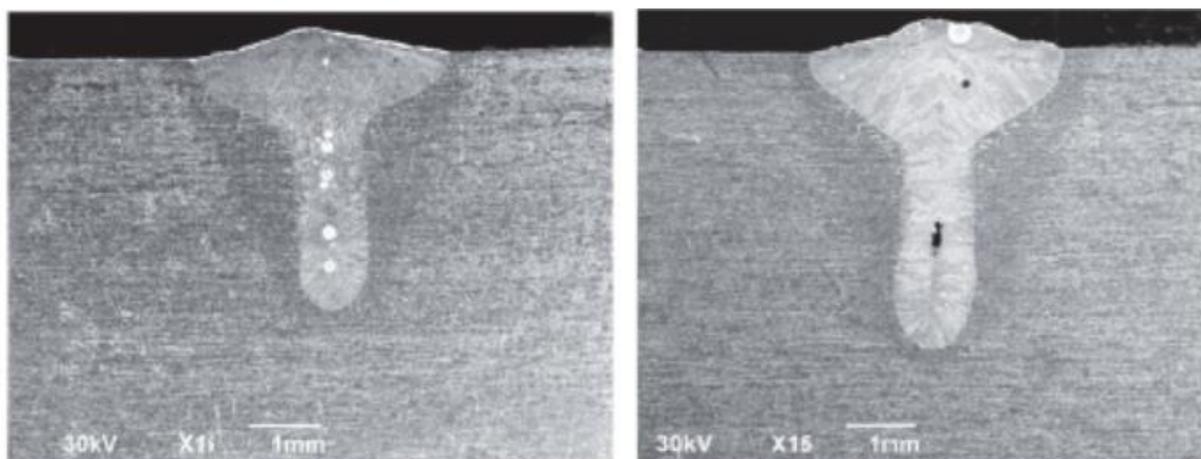
a

б

a - $P = 3$ кВт, $q = 0,8 \cdot 10^5$ Вт/см²; *б* - $P = 4$ кВт, $q = 1,0 \cdot 10^5$ Вт/см²

Рисунок 3.4 – Макроструктура и форма сварного шва при скорости $V_{св} = 16,6$ мм/с

На рисунке 3.5 представлены форма, размеры и дефекты сварных швов, полученных при различных мощностях и постоянной скорости сварки $V_{св} = 25$ мм/с



a

б

a - $P = 3$ кВт, $q = 0,8 \cdot 10^5$ Вт/см²; *б* - $P = 3,5$ кВт, $q = 0,9 \cdot 10^5$ Вт/см²

Рисунок 3.5 – Макроструктура и форма сварного шва при скорости $V_{св} = 25$ мм/с

В сварном шве, сформированном при мощности лазерного излучения 3 кВт (см. рис.3.5, а), строго по оси сварного шва наблюдаются дефекты сферической формы (поры), в целом увеличивающиеся по размеру с приближением к корню шва. Данные дефекты, расположенные по оси сварного шва, уменьшают его прочность, особенно при динамических нагрузках [77].

В верхней части сварного шва, полученного при мощности лазерного излучения 3,5 кВт (см. рис 3.5, б), имеется пора сферической формы 100 мкм, в центральной части имеется вытянутый вдоль оси сварного шва дефект, напоминающий пору [76].

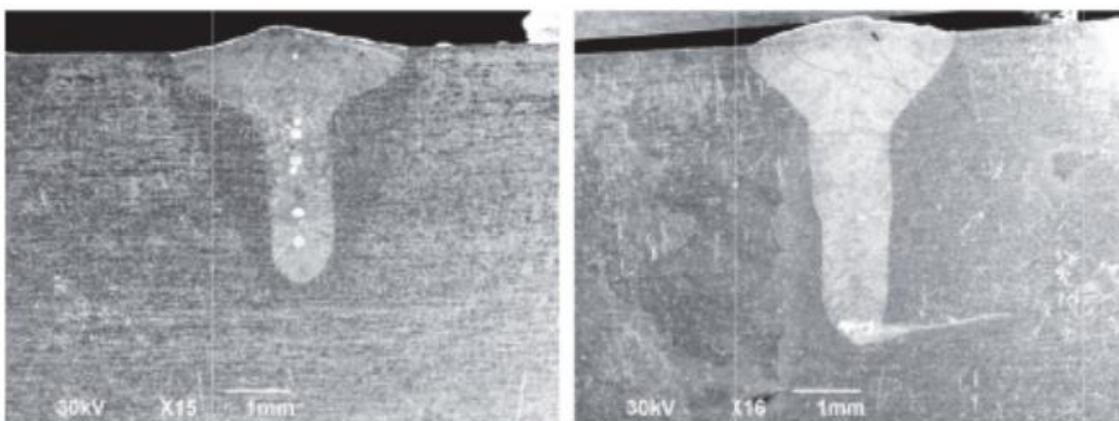
В околошовной зоне ниже «грибовидной» зоны наблюдается образование микротрещин, прорастающих от края сварного шва, что может быть связано с высоким уровнем напряжений, возникающих под действием значительных градиентов температур.

На рисунке 3.6 - 3.7 представлены формы сварного шва на образцах толщиной 6 мм в начале и в конце дорожки шва при различных мощностях и скоростях движения лазерного пучка.

При скорости сварки 25 мм/с «грибовидная» форма сварного шва в начале дорожки более выражена, чем в конце дорожки (см. рис. 3.7). Отношение ширины сварного шва к ширине парового канала l/l' составляет 3,65 в начале дорожки, в то время как в конце дорожки оно равно 2,6 (см. табл. 3.1). Очевидно, что уменьшение «грибовидности» верхней части сварного шва обусловлено повышенным тепловложением в конце дорожки и, соответственно, расширением парового канала при скоростях 25 мм/с и ниже.

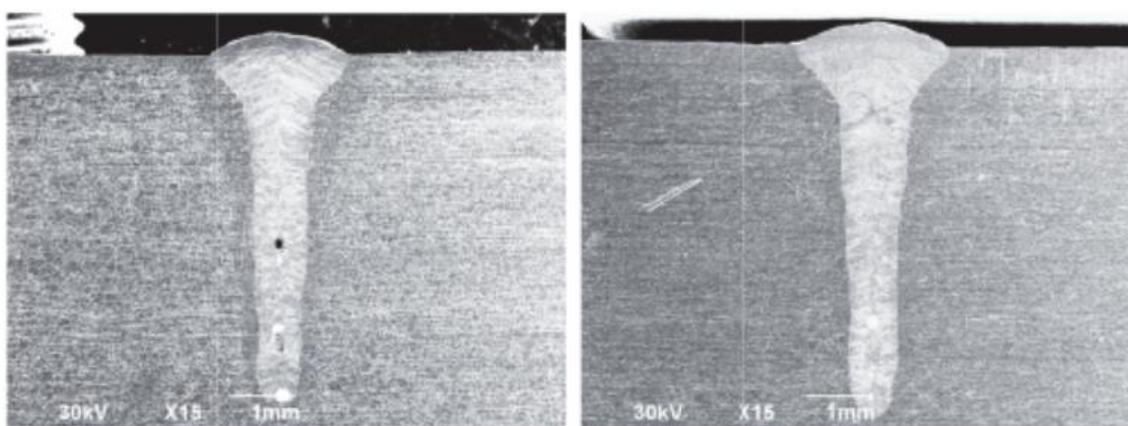
При скорости сварки 41,6 мм/с различия в форме и параметрах сварного шва (см. рис.3.7, табл. 3.1) в начале и в конце дорожки практически отсутствуют, что обусловлено сокращением времени воздействия, что обусловлено сокращением времени воздействия и, соответственно, уменьшением области прогрева металла [76].

С увеличением плотности мощности и уменьшением длительности воздействия лазерного излучения наблюдается уменьшение пористости и микрорастрескивание под «грибовидной» зоной сварного шва. Это обусловлено формированием более правильной формы «кинжального» проплавления, а, следовательно, уменьшением «грибовидности» сварного шва, уменьшением ширины парового канала, что снижает тем самым пластические деформации и остаточные напряжения.



а - начало шва; б - конец шва

Рисунок 3.6 – Форма сварного шва при мощности $P = 3$ кВт, плотности мощности $q = 0,8 \cdot 10^5$ Вт/см² и скорости сварки $V_{св} = 25$ мм/с



а - начало шва; б - конец шва

Рисунок 3.7 – Форма сварного шва при мощности $P = 4$ кВт, плотности мощности $q = 1 \cdot 10^5$ Вт/см² и скорости сварки $V_{св} = 41,6$ мм/с

Понижение градиента температур при лазерной сварке приводит к уменьшению количества и длины микротрещин. Уменьшение разницы температур между основным материалом и ванной расплава вызывает снижение скорости охлаждения и, соответственно, интенсивности нарастания сварочных напряжений.

На рисунке 3.8 представлен анализ влияния погонной энергии ($Q_{\text{пог}}$) на микрорастрескивание. Согласно данному анализу было установлено, что повышение ее приводит к росту количества ($N_{\text{тр}}$) и длины ($L_{\text{тр}}$) микротрещин, за счет уменьшения соотношения ширины парового канала к глубине сварного шва, тем самым повышая растягивающие напряжения на границе твердых областей.

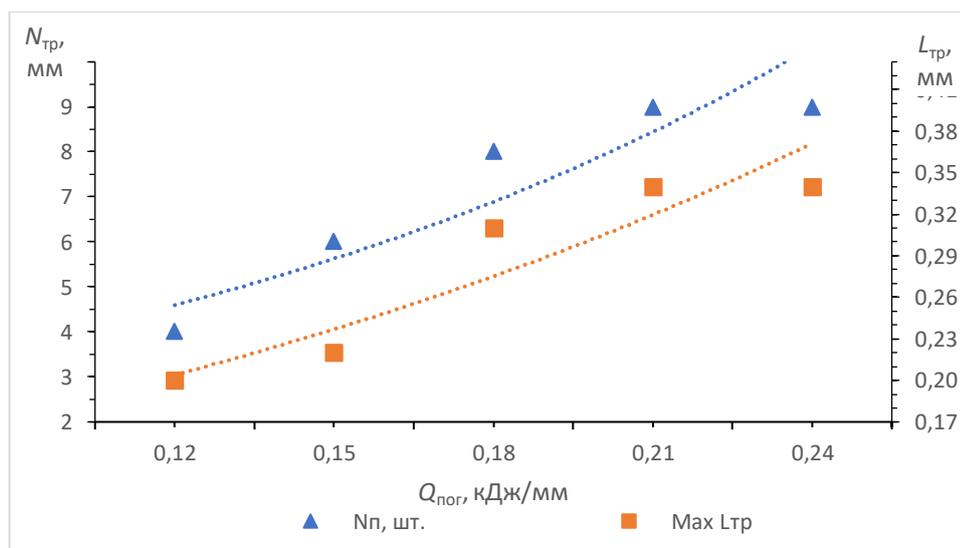


Рисунок 3.8 – Зависимость количества и длины микротрещин от погонной энергии

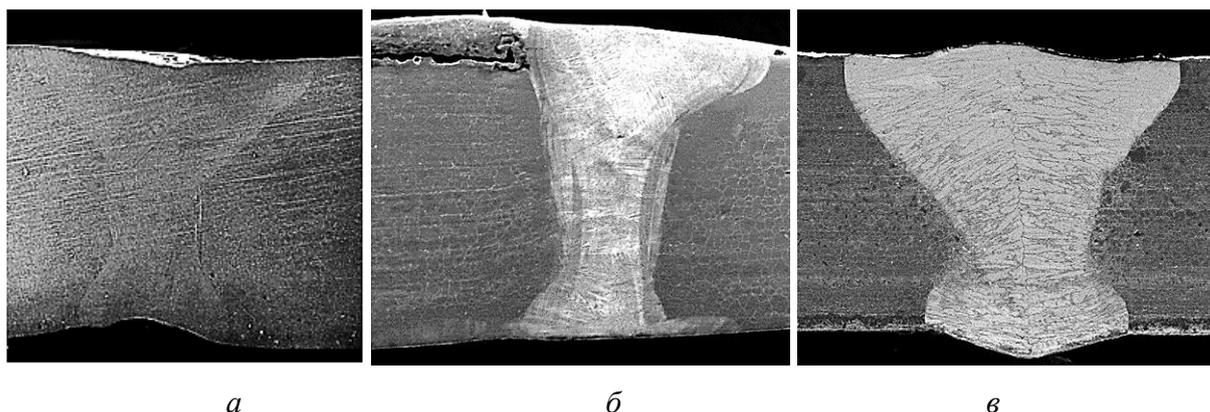
Из проведенного анализа следует, что существенное влияние на качество сварного соединения оказывает плотность мощности и длительность воздействия лазерного излучения. При этом увеличение плотности мощности и уменьшение длительности воздействия лазерного излучения на материал позволяют формировать более правильную форму «кинжального» проплавления, уменьшить порообразование и микрорастрескивание в околошовной зоне.

3.2 Влияние присадочного материала при лазерной сварке на формирование шва жаропрочного дисперсионно-твердеющего никелевого сплава ХН68ВМТЮК

Важным технологическим приемом при ЛС с глубоким проплавлением является применение присадочного материала. Данный прием позволяет регулировать химический состав шва, обеспечивая требуемые свойства сварных соединений, уменьшить образование таких дефектов, как неравномерность проплавления, горячие и холодные трещины, поры в корне шва, а также уменьшить требования к точности при сборке деталей под сварку.

На основании этого рассмотрение влияния присадочного материала на формирование сварного шва и динамики его изменения, очень важно для оптимизации сварочных процессов и обеспечения тем самым производительности процесса и качества сварных соединений.

Вне зависимости от типа сварного соединения лазерная сварка в стапеле с медной подложкой и высокой концентрацией сфокусированного лазерного излучения формирует на образцах (толщиной 1,8 мм) форму сварного шва в виде "песочных часов" (рис. 3.9).



а – без присадочного материала, *б* – замковое соединение,
в – с присадочной проволокой

Рисунок 3.9 – Макроструктура сварного шва при увеличении $X50$

Сваркой с высокой концентрацией сфокусированного лазерного излучения при высоких скоростях сварки образуется структура, характерная

для сварки "кинжальным" проплавлением (см. рис. 3.9, *а* и *б*). Образование сварного шва подобной формы, вероятно, обусловлено тем, что лазерное излучение, попадая на поверхность сплава, нагревает металл со скоростью, во много раз больше скорости отвода тепла. Пары металла, находясь при высоком давлении в паровом канале, вытесняют жидкий металл к стенкам канала, что дает возможность ЛИ проникать вглубь металла с формированием узкого шва с большим отношением глубины к ширине. За счет кинжального проплавления сварочной ванны паровой канал достигает канавки между подложкой и свариваемыми заготовками (см. рис. 3.10). Таким образом, при высоких скоростях сварки причинами формирования шва характерной формы является образование поверхностной плазмы, парового канала и плазмы, образующейся в корне шва.

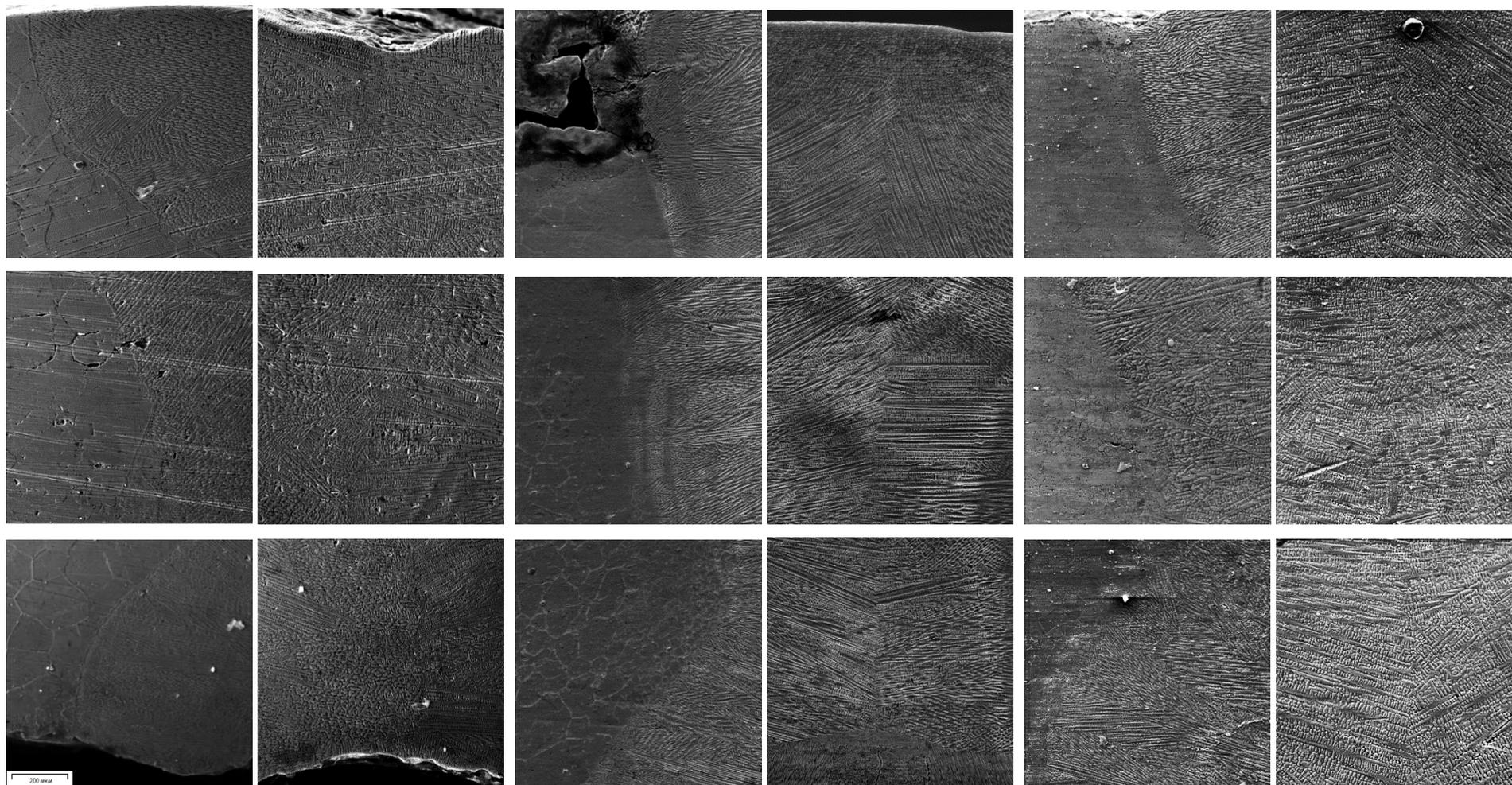
Схема формирования плазмы в процессе сварки представлена на рис. 3.10. [75]



Рисунок. 3.10 – Схема формирования плазмы в процессе сварки

Микроструктура сварного шва стыкового соединения без использования непрерывной подачи присадочной проволоки в ванну расплава и замкового соединения представлена на рис. 3.11.

При сварке стыкового соединения толщиной 1,8 мм без использования присадочной проволоки (см. рис. 3.9, *а* и 3.11, *а*) на поверхности образуется

*a**б**в*

a – без присадочного материала, *б* – замковое соединение, *в* – с присадочной проволокой

Рисунок 3.11 – Микроструктура сварных швов при увеличении *X500*

утонение сварного шва. При малой ширине сварного шва в корне стыкового соединения (см. рис.3.9, *a*) масса расплава незначительна и поэтому силы поверхностного натяжения расплава превышают массовые силы и стягивают расплав, формируя вогнутость в корне шва [77].

Преимуществом лазерной сварки с высокой концентрацией излучения и высокой скоростью в режиме "кинжального" проплавления является узкий сварной шов, характеризующийся большим соотношением глубины проплавления к ширине шва. Но при лазерной сварке замкового соединения данный факт является недостатком, так как из-за малой площади обрабатываемого материала на поверхности шва происходит частичное расплавление замка и образование несплавления сварочного бурта с основным металлом (см. рис. 3.11, *б*). Также при сварке замкового соединения возникает вероятность промаха по стыку сварного соединения и образованию дефекта сварки в корне шва в виде непровара.

Одним из способов избегания образования подобных дефектов сварки является непрерывная подача присадочной проволоки в ванну расплава при стыковом соединении (см. рис. 3.11, *в*). При непрерывной подаче присадочной проволоки образуется усиление сварного шва (см. рис. 3.11), что приводит к повышению его прочностных характеристик.

В процессе кристаллизации рост дендритов происходит в направлении края сварного шва (СШ) перпендикулярно теплоотводящей поверхности, а также от зоны сплавления к центру сварного шва, где образовался паровой канал. Высокие скорости сварки сформировали "зону слабину" — стык двух фронтов кристаллизации с явно выраженной зональной ликвацией.

Направленная кристаллизация, наблюдаемая в микроструктуре сварного шва, может повышать предел выносливости и другие свойства [78]. В микроструктуре (ближе к центру) сварного шва наблюдаются нитевидные кристаллы, которые могут обеспечить более высокую жаропрочность материала сварного шва

Интенсивный отвод тепла в основной металл (ОМ) сокращает размеры зоны термического влияния (ЗТВ) и формирует мелкодендритную структуру литой зоны сварного шва (см. рис. 3.11) за счет высоких скоростей сварки.

Из проведенного анализа влияния присадочного материала на геометрические параметры сварного шва следует, что подача присадочного материала в ванну расплава в процессе сварки позволяет избежать утонения сварного шва, а также приводит к выраженному снижению количества и размеров микротрещин. Наличие Мо в присадочном материале существенно увеличивает деформационную способность свариваемого материала, что особенно важно на стадии охлаждения. Применение присадочного бурта в процессе сварки не рекомендуется, в виду вероятности образования дефектов в виде несплавления на поверхности и непроваров в корне шва [79].

Выводы по главе

На основании проведенного анализа влияния технологических параметров на процесс формирования сварного соединения при лазерной сварке жаропрочного дисперсионно-твердеющего железохромоникелевого ХН45МВТЮБР (толщиной 6 мм) и никелевого ХН68ВМТЮК (толщиной 1,8 мм) сплавов установлено:

1. Влияние плотности мощности и времени воздействия на геометрические параметры (ширина и глубина) сварного шва имеет линейную зависимость, а именно с увеличением плотности мощности и длительности воздействия лазерного излучения происходит увеличение глубины проплавления и ширины сварного шва соответственно.

2. Влияние плотности мощности и времени воздействия на формирование «грибовидности» сварного шва при «кинжальном» проплавлении. Увеличение плотности мощности и уменьшение длительности воздействия лазерного излучения формируют более правильную модель «кинжального» проплавления, тем самым уменьшая соотношение ширины парового канала к его глубине. Данный феномен приводит к уменьшению

количества и длины микротрещин, за счет снижения растягивающих напряжений на границе твердых областей.

3. Понижение градиента температур при лазерной сварке жаропрочных сплавов позволяет уменьшить количество и длину микротрещин, за счет снижения интенсивности нарастания сварочных напряжений.

4. Применение проволоки св. 08X15H60M15 позволяет снизить образование горячих микротрещин в сварном соединении, за счет снижения жаростойкости металла шва и повышения деформационной способности без потери прочности конструкции, а также избежать утонения сварного шва. Применение присадочного бурта в процессе сварки не рекомендуется, в виду вероятности образования дефектов в виде несплавления на поверхности и непроваров в корне шва.

5. При подборе режима лазерной сварки с целью уменьшения дефектообразования в сварном соединении и формирования более правильной его формы с «кинжальным» проплавлением стоит отдавать приоритет более высокой скорости сварки.

4 ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ ЖАРОПРОЧНОГО ДИСПЕРСИОННО-ТВЕРДЕЮЩЕГО НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА ХН68ВМТЮК

В данном разделе рассматривается влияние термической обработки на структуру жаропрочного дисперсионно-твердеющего никелевого сплава ХН68ВМТЮК. При высокотемпературном нагреве жаропрочных сплавов происходит увеличение размера зерен, изменение морфологии границы зерен, частиц, упрочняющих γ' -фазу.

Термическая обработка жаропрочных никелевых сплавов состоит из отжига на твердый раствор, закалки и старения. Несмотря на определение «на твердый раствор», температура отжига часто соответствует двухфазной области. В связи с тем, что нагрев под закалку и отжиг совмещают, в отечественной практике эти два понятия не разделяют. Перед закалкой для повышения однородности структуры сплава могут использовать дополнительно предварительный отжиг при более низкой температуре [2].

Наибольшая жаропрочность сплава достигается после закалки с последующим старением, в результате чего образуются мелкодисперсные выделения γ' -фазы, которые создают торможение пластической деформации в сплаве [4].

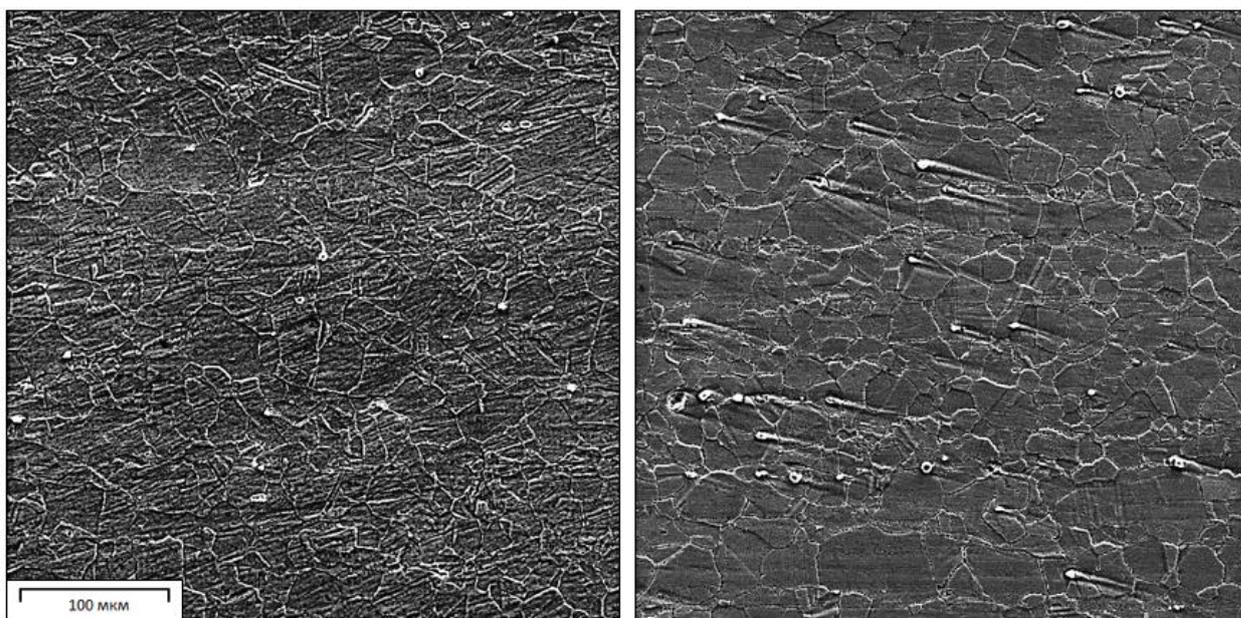
Термическая обработка (ТО), применяемая в производстве ГТД, не является отдельной операцией, а представляет собой часть технологической цепочки передела заготовки от слитка до готовой детали [2].

4.1 Влияние вакуумного отжига на структуру жаропрочного дисперсионно-твердеющего никелевого сплава ХН68ВМТЮК

На рисунке 4.1 представлена микроструктура жаропрочного дисперсионно-твердеющего никелевого сплава ХН68ВМТБК толщиной 1,5 мм в состоянии поставки прошедшего термическую обработку – закалку при температуре 1080 - 1100 °С с последующим охлаждением в воде или под

водяным душем (рис. 4.1, *a*) и после высокотемпературного вакуумного отжига при температуре $1050 \pm \text{ }^\circ\text{C}$ время выдержки 4 часа с последующем охлаждением вместе с печкой (рис. 1, *б*).

Микроструктура листового материала представляет собой: аустенитные зерна, карбиды, γ -фазу и γ' -фазу (см. рисунок 4.1, *a*).

*a**б*

a – в состоянии поставки, *б* – после высокотемпературного вакуумного отжига

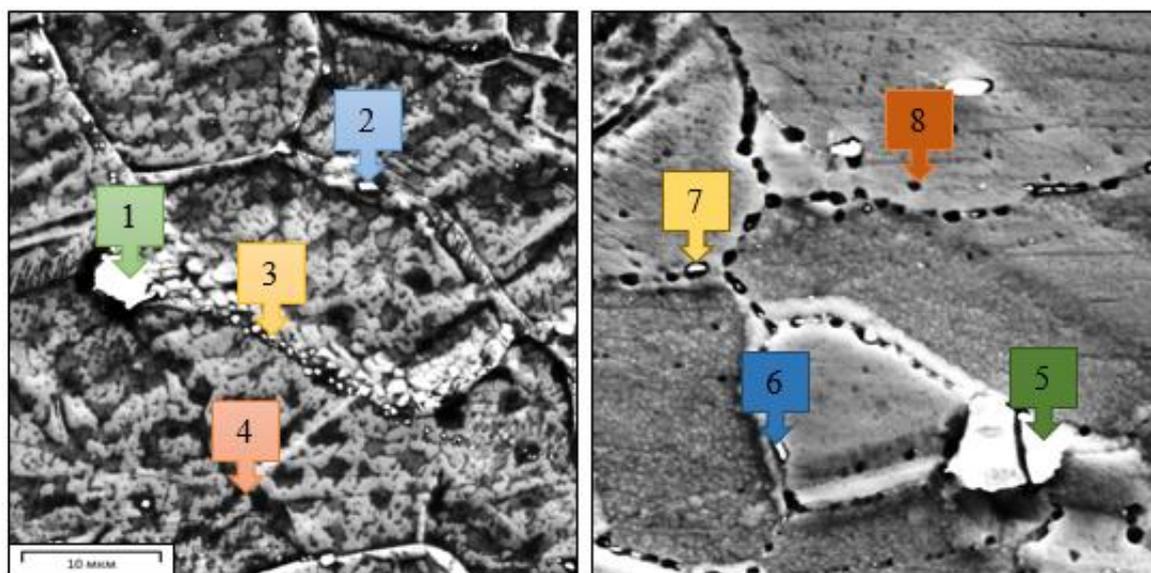
Рисунок 4.1 – Микроструктура жаропрочного дисперсионно-твердеющего никелевого сплава ХН68ВМТЮК толщиной 1,5 мм при увеличении $\times 500$

Сравнительный анализ полученной микроструктуры жаропрочного сплава рисунка 4.1 (*a*, *б*), имеют средний балл зерна 7-8 шкалы ГОСТ 5639-82, и типов микроструктуры деформируемых жаропрочных сплавов [80] показывает, что сплав ХН68ВМТЮК толщиной 1,5 мм имеет характерную мелкозернистую структуру с деформационным упрочнением.

Также анализ микроструктуры рисунка 4.1 показывает, что высокотемпературный вакуумный отжиг приводит к незначительному увеличению размера зерен практически без изменения их формы [80].

На рисунке 4.2 представлена микроструктура жаропрочного дисперсионно-твердеющего никелевого сплава ХН68ВМТЮК толщиной 1,5 мм при увеличении $\times 5000$.

После высокотемпературного вакуумного отжига наблюдается выделение дисперсных частиц упрочняющей γ' -фазы за счет старения γ -твердого раствора и интерметаллидов, сохранившихся в основном материале (см. рисунок 4.2, б) [78].



a

б

a – в состоянии поставки, *б* – после высокотемпературного отжига

Рисунок 4.2 – Микроструктура с указанными зонами микроанализа жаропрочного дисперсионно-твердеющего никелевого сплава ХН68ВМТЮК толщиной 1,5 мм при увеличении $\times 5000$

Результаты элементного анализа никелевого сплава ХН68ВМТЮК толщиной 1,5 мм в различных участках представлены в таблице 4.1.

Анализ результатов элементного состава и его распределения по структурным зонам показывает, что тугоплавкие элементы хром, вольфрам и молибден наиболее вероятно распределены в основном по границам зерен в виде сложных карбидов [10]. В то же время имеются скопления выделившегося титана непосредственно в самом зерне, в зоне 1 в исходном сплаве и в зоне 5 после вакуумного отжига. Элементный состав

непосредственно внутри зерен представляется в виде никеля, хрома (возможно, карбида хрома) и незначительного количества титана.

Для более точного анализа были построены многослойная карта и спектры распределения химических элементов жаропрочного дисперсионно-твердеющего никелевого сплава ХН68ВМТЮК толщиной 1,5 мм при увеличении $\times 5000$ в состоянии поставки и после высокотемпературного отжига (см. рисунок 4.3, 4.4) [77].

Таблица 4.1 – Результаты элементного анализа жаропрочного дисперсионно-твердеющего никелевого сплава ХН68ВМТЮК толщиной 1,5 мм в состоянии поставки и после высокотемпературного отжига

Эл-т, %	1	2	3	4	5	6	7	8	ТУ, %
С	8,3	21,9	21,8	-	11,4	34,3	7,7	-	0,1
О	-	-	-	-	-	-	-	-	-
N	26,7	-	-	-	13,8	-	-	-	-
Mn	-	-	-	0,3	-	-	-	-	0,4
S	-	-	-	1,4	-	-	0,5	-	0,15
P	-	-	-	-	-	-	-	-	0,015
Cr	3,8	17,8	17,8	19,9	1,8	15,3	23,4	18,8	17,0-20,0
Ni	7,9	44,6	44,6	65,2	2,5	38,0	51,0	62,4	Основа
W	0,8	3,4	5,1	4,4	4,9	4,3	6,6	5,9	5,0-7,0
Mo	0,6	5,1	3,5	0,7	2,8	2,4	3,3	3,0	3,0-5,0
Co	0,9	4,4	4,4	6,2	0,3	3,8	5,1	6,3	5,0-8,0
Al	0,2	1,3	1,3	0,2	-	0,7	0,8	1,7	1,6-2,3
Ti	50,7	1,0	1,0	1,1	62,5	0,8	1,0	1,2	1,1-1,6
Fe	0,1	0,5	0,5	0,6	-	0,4	0,6	0,7	5,0
Итого	100	100	100	100	100	100	100	100	

Исходя из спектров распределения химических элементов, представленных на рисунке 4.3 и таблице 4.1, в области 1 представленной на рисунке 4.2, *a* наблюдётся сконцентрированные точки Ti, C, N, которую можно назвать упрочняющей фазой и выделение карбонитрида титана TiCN.

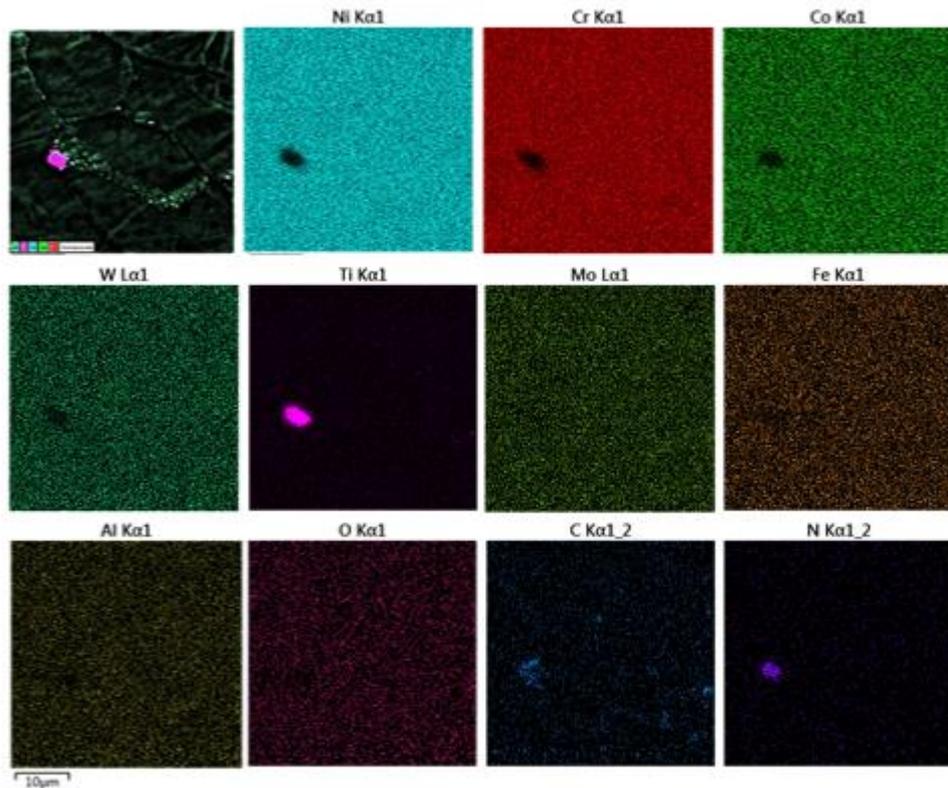


Рисунок 4.3 Карты распределения химических элементов жаропрочного сплава ХН68ВМТЮК толщиной 1,5 мм при увеличении $\times 5000$ в состоянии поставки

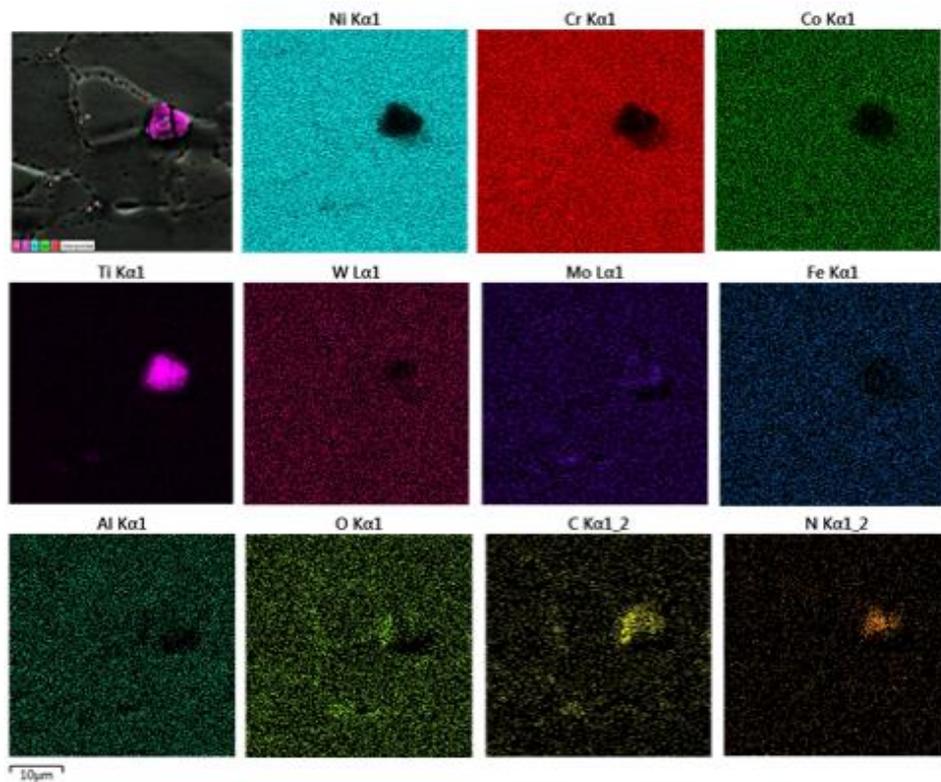
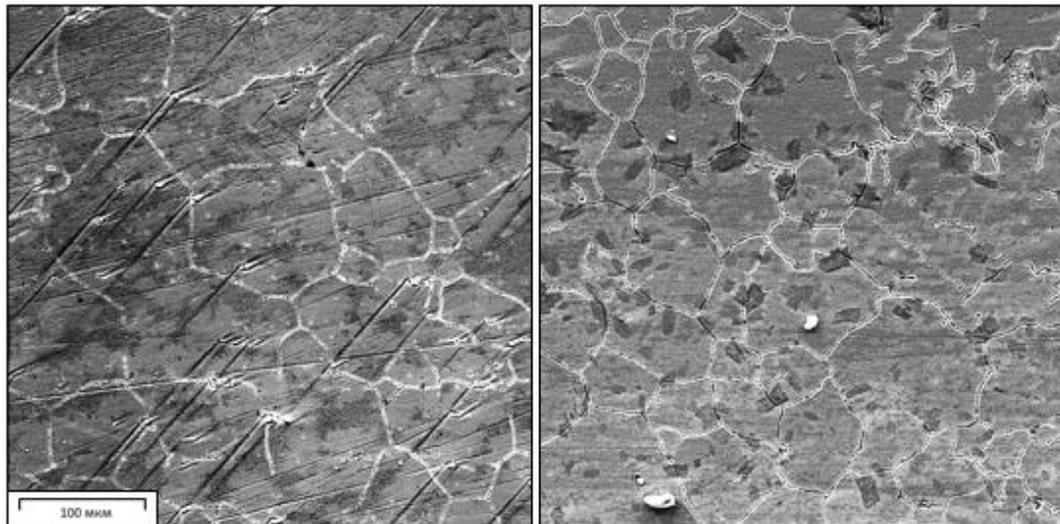


Рисунок 4.4 Карты распределения химических элементов жаропрочного сплава ХН68ВМТЮК толщиной 1,5 мм при увеличении $\times 5000$ после высокотемпературного отжига

4.2 Влияние термической обработки в виде закалки и последующего старения на структурные свойства жаропрочного дисперсионно-твердеющего никелевого сплава ХН68ВМТЮК

На рисунке 4.5 представлена микроструктура жаропрочного дисперсионно-твердеющего никелевого сплава ХН68ВМТЮК толщиной 1,8 мм: в состоянии поставки прошедший термическую обработку – закалку при температуре 1080 - 1100 °С с последующим охлаждением в воде или под водяным душем (рис. 4.5, *а*) и после закалки на воздухе при температуре 1000±50 °С в течение 4 часов с последующим старением на воздухе при температуре 700±50 °С в течение 16 часов и охлаждением на воздухе (рис. 4.5, *б*).



а

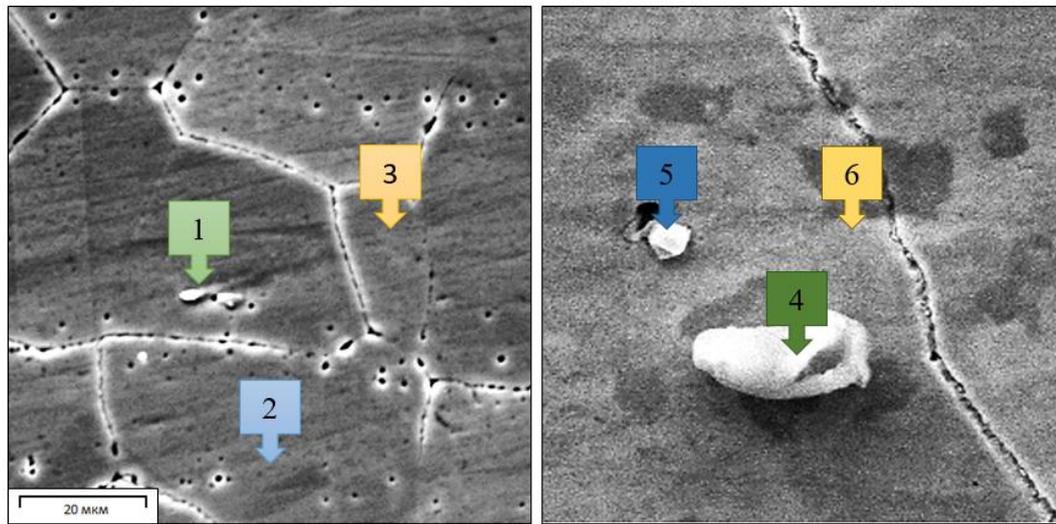
б

а – в состоянии поставки, *б* – после закалки с последующим старением.

Рисунок 4.5 – Микроструктура жаропрочного дисперсионно-твердеющего никелевого сплава ХН68ВМТЮК толщиной 1,8 мм при увеличении $\times 500$

Анализ полученной микроструктуры жаропрочного сплава рисунка 4.5 (*а*, *б*) имеющий средний балл зерна 6-7 шкалы ГОСТ 5639-82, и типов микроструктуры деформируемых жаропрочных сплавов [81] показывает, что сплав ХН68ВМТЮК толщиной 1,8 мм имеет характерную мелкозернистую структуру с деформированным упрочнением.

На рисунке 4.6 представлены микроструктуры жаропрочного дисперсионно-твердеющего никелевого сплава ХН68ВМТЮК толщиной 1,8 мм при увеличении $\times 3000$.



a

б

a – в состоянии поставки, *б* – после закалки с последующим старением

Рисунок 4.6 – Микроструктура с указанными зонами микроанализа жаропрочного дисперсионно-твердеющего никелевого сплава ХН68ВМТЮК толщиной 1,8 мм при увеличении $\times 3000$

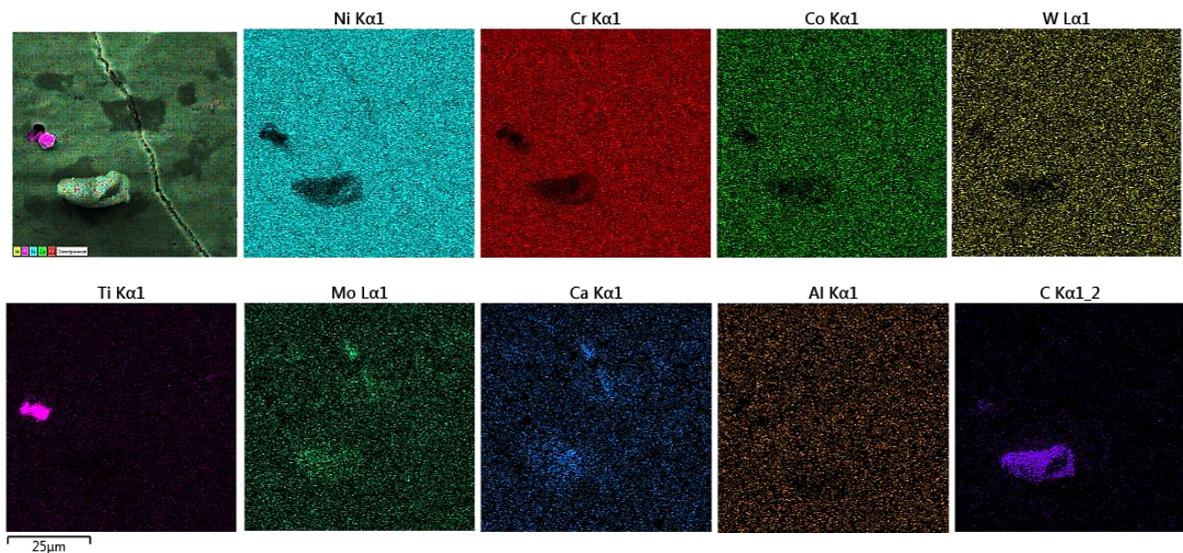


Рисунок 4.7 – Карты распределения химических элементов жаропрочного сплава ХН68ВМТЮК толщиной 1,8 мм при увеличении $\times 3000$ после закалки и старения

На рисунке 4.7 представлены карты распределения химических элементов жаропрочного дисперсионно-твердеющего никелевого сплава ХН68ВМТЮК толщиной 1,8 мм при увеличении $\times 3000$ после закалки с последующим старением.

В таблице 4.2 показаны результаты элементного анализа жаропрочного дисперсионно-твердеющего никелевого сплава ХН68ВМТЮК толщиной 1,8 мм в состоянии поставки и после закалки с последующим старением.

Таблица 4.2 – Результаты элементного анализа жаропрочного дисперсионно-твердеющего никелевого сплава ХН68ВМТЮК толщиной 1,8 мм в состоянии поставки и после закалки с последующим старением

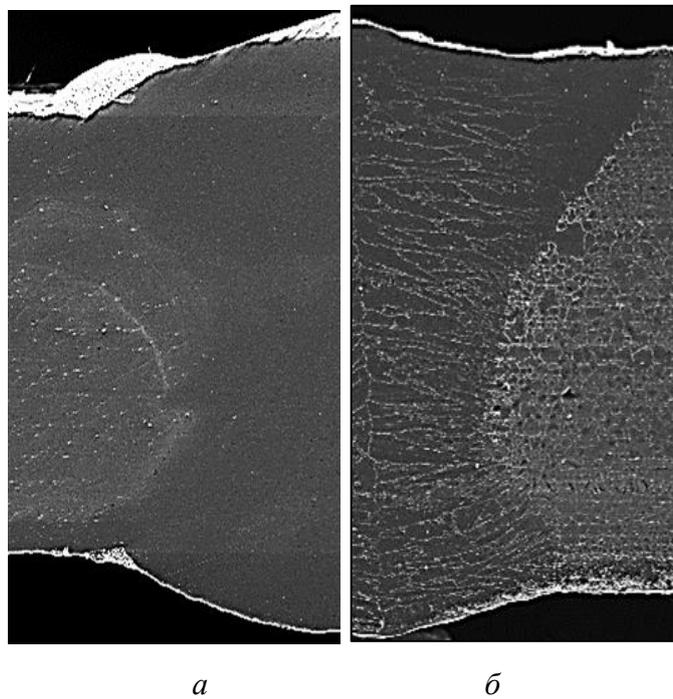
Эл-т, %	1	2	3	4	5	6	ТУ, %
C	15,0	-	-	56,9	6,5	-	0,1
O	-	-	-	15,8	-	-	-
N	-	-	-	-	31,9	-	-
Mn	-	-	-	-	-	-	0,4
S	-	-	0,3	1,1	-	-	0,15
P	-	-	-	-	-	-	0,015
Cr	9,3	18,3	18,6	5,3	2,7	18,4	17,0-20,0
Ni	23,7	58,9	61,4	15,3	5,2	61,1	Основа
W	15,3	5,4	5,5	1,4	0,7	6,6	5,0-7,0
Mo	11,7	3,8	3,5	0,7	0,7	3,4	3,0-5,0
Co	2,3	5,3	6,1	1,6	0,5	6,0	5,0-8,0
Al	0,9	1,8	2,0	0,5	0,2	1,9	1,6-2,3
Ti	21,2	1,9	1,3	0,5	51,4	1,3	1,1-1,6
Fe	0,6	4,6	1,3	0,9	0,2	1,3	5,0
Итого	100	100	100	100	100	100	

После закалки дисперсионно-твердеющего никелевого сплава ХН68ВМТЮК толщиной 1,8 мм с последующим старением наблюдается образование крупных неоднородных скоплений с пониженным содержанием тугоплавких металлов хрома, вольфрама и молибдена. В то же время содержание данных элементов, наиболее вероятно в виде карбидов, по границам зерен не изменилось [81].

Внутри зерен наблюдается появление достаточно большого количества кислорода и азота.

4.3 Влияние термической обработки на структуру сварного соединения жаропрочного дисперсионно-твердеющего никелевого сплава ХН68ВМТЮК при лазерной сварке

На рисунке 4.8 представлена макроструктура сварного шва на образцах толщиной 1,8 мм до и после термической обработки.

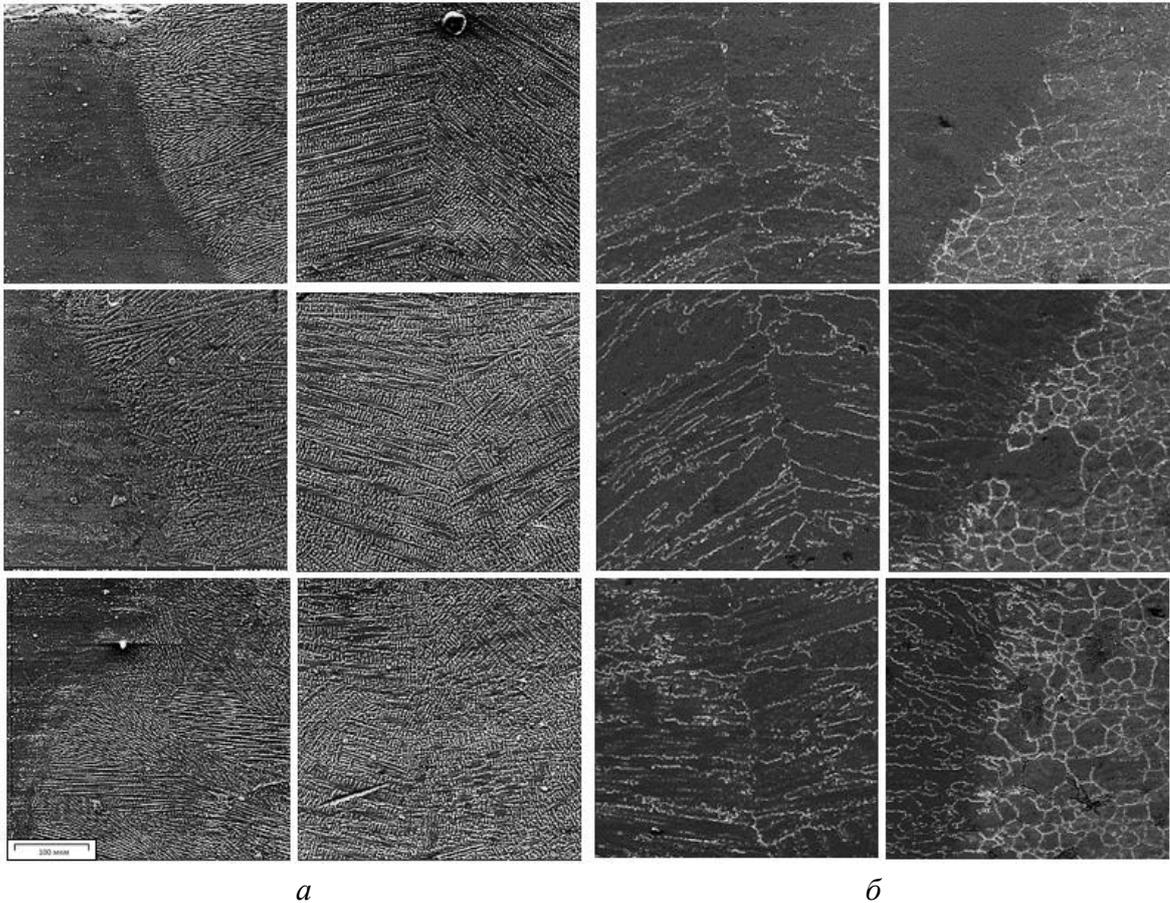


a *б*
a – до ТО, *б* – после ТО

Рисунок 4.8 – Макроструктура сварного шва, увеличение *X50*

Микроструктура сварного шва на образцах толщиной 1,8 мм до термообработки и после нее представлена на рисунке 4.9. В процессе кристаллизации рост дендритов происходит в направлении края сварного шва (СШ) перпендикулярно теплоотводящей поверхности, а также от зоны сплавления к центру сварного шва, где образовался паровой канал. Высокая скорость сварки способствовала формированию зоны с ослабленной прочностью — стык двух фронтов роста дендритов. Направленная

кристаллизация, наблюдаемая в микроструктуре сварного шва, может повысить предел прочности на разрыв [82].



а – до ТО (состояние поставки), *б* – после ТО (закалка+ старение)

Рисунок 4.9 – Микроструктура сварного шва, увеличение $X500$

В микроструктуре (ближе к центру) сварного шва наблюдаются нитевидные кристаллы, которые могут обеспечить более высокую жаропрочность материала сварного шва.

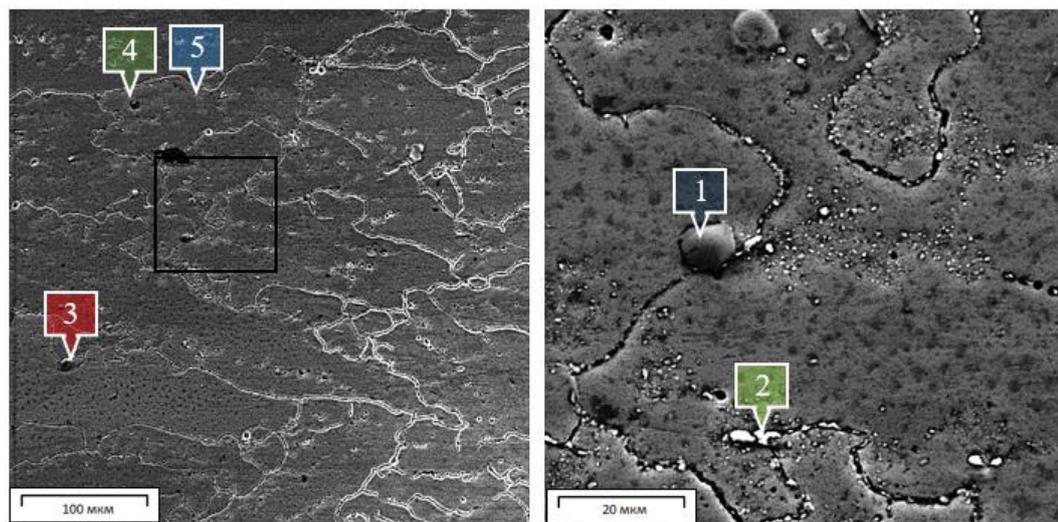
Интенсивный отвод тепла в основной металл (ОМ) сокращает размеры зоны термического влияния (ЗТВ) и формирует мелко дендритную структуру литой зоны сварного шва (см. рис. 4.9, *а*) за счет высоких скоростей сварки [87].

Результаты исследования микроструктуры сварного шва на образцах толщиной 1,8 мм после термической обработки представлены на рис. 4.9, *б*. Термическая обработка стабилизирует структуру сплавов, увеличивает

объёмное содержание γ' -фазы, уменьшает степень её неоднородности по химическому составу и по размерам, снижает уровень ликвации, что в итоге приводит к существенному повышению характеристик долговечности.

Морфология частиц γ' -фаз и карбидов в значительной мере зависит от термической обработки и ее длительности и регулирует свойства сплавов. Длительность тепловых выдержек приводит к укрупнению размеров частиц γ' -фазы и вызывает реакции, происходящие в первую очередь по границам зерен.

Образовавшиеся после термообработки крупные зерна, по-видимому, соответствуют γ' -фазе с выделениями карбидов по границам зерен (см. рис. 4.10), которые представляют собой важную упрочняющую фазу. Они обеспечивают необходимые прочностные свойства сплавов при температурах, лежащих выше границы растворимости интерметаллидной γ' -фазы [78].



a

б

a - X500, б - X3000

Рисунок 4.10 – Микроструктура сварного шва и зоны сплавления, карбидов и нитридов металла

В структуре сварного шва (особенно после термообработки) хорошо наблюдается транскристаллитность шва, в центре которого на больших скоростях сварки формируется зона, ослабляющая прочность сварного шва — стык двух фронтов кристаллизации с возможной зональной ликвацией.

После термообработки в зоне термического влияния наблюдается образование глобулярных зерен предположительно аустенитной фазы, которые не наблюдались после сварки до термообработки.

Обычно применяемая после сварки гетерогенных дисперсионно-упрочняемых сплавов термообработка (закалка с последующим старением) привела к частичному растворению и последующему росту зерен и формированию дендритной структуры с длинными дендритами (см. рис. 4.9, б) [77].

Морфология частиц γ' -фаз в значительной мере зависит от термической обработки и ее длительности и регулирует свойства сплавов. Длительность тепловых выдержек приводит к увеличению размеров частиц γ' -фазы и вызывает реакции, происходящие в первую очередь по границам зерен. Микроструктура сварного шва и зоны сплавления карбидов и нитридов металла показана на рис. 4.10.

Таблица 4.3 – Элементный химический состав участков зоны сварки никелевого сплава ХН68ВМТЮК

Элементы	С	N	Al	Ti	Cr	Co	Ni	Mo	W
№1	2,84	23,2	-	69,25	1,62	0,23	2,86	-	-
№2	14,3	-	-	1,4	13,04	2,27	29,22	31,31	7,74
№3	3,350	21,58	-	64,4	2,46	0,5	6,66	0,75	0,29
№4	6,46	18,96	0,31	62,77	1,45	0,14	3,06	-	-
№5	-	-	1,35	1,14	18,1	4,24	62,62	6,4	4,43
Состав сплава	0-0,1	-	1,6-2,3	1,1-1,6	17-20	5-8	Основа	3-5	5-7

Основываясь на результатах микроспектрального анализа (см. табл. 4.3), а также карт элементного анализа (см. рис. 4.10), можно предположить, что фазы внедрения при взаимодействии титана с углеродом и азотом образуют карбонитриды титана. На рис. 4.10 зона 1 – предположительно карбид титана; зона 2 – наиболее вероятно сложный карбид вольфрама, молибдена, хрома, титана; 3, 4 – предположительно нитриды титана небольшого размера

(микрон); 5 – микроструктура сплава шва (основа хром-никель с растворенным кобальтом, молибденом, титаном и алюминием [83].

На рисунке 4.11 представлены карты распределения химических элементов жаропрочного материала сварного шва при увеличении $\times 3000$.

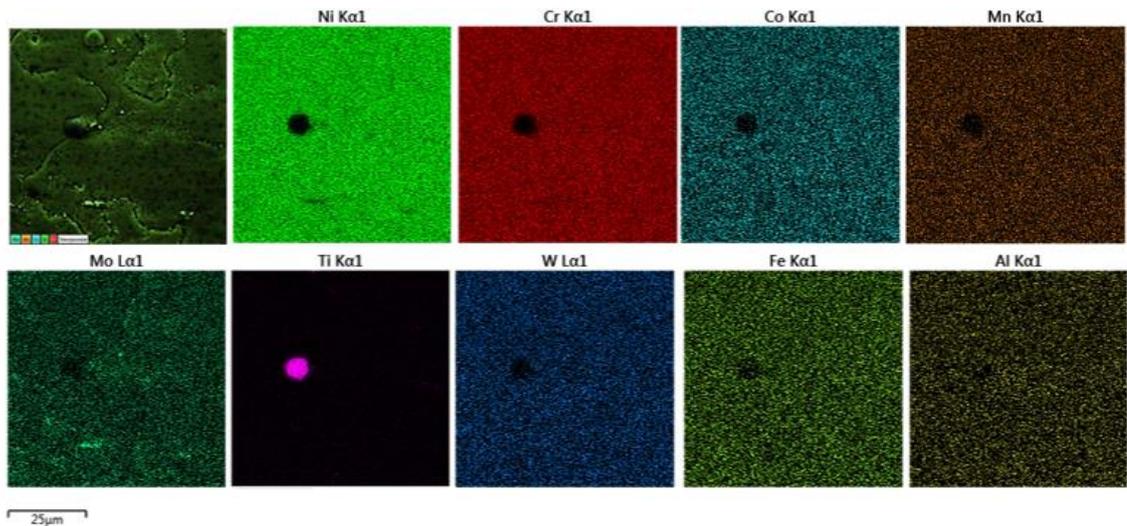


Рисунок 4.11 – Карты распределения химических элементов жаропрочного материала сварного шва при увеличении $\times 3000$

Установлены размеры и характерно округлая форма карбидов на основе Ti, Mo и W. Молибден и вольфрам являются одновременно упрочнителями твердого раствора и частично входят в карбидные фазы, образуя фазы типа (Ti, Mo, W)C [81].

Выводы по главе

На основании проведенного анализа влияния термической обработки на структуру материала жаропрочного дисперсионно-твердеющего никелевого сплава ХН68ВМТЮК установлено:

1. Формирование размера зерна и рекристаллизация происходят непосредственно при первоначальной термической обработке в виде закалки после прокатки материала.

2. Высокотемпературный вакуумный отжиг приводит к незначительному увеличению размера зерен практически без изменения их формы. Элементный анализ показывает, что тугоплавкие элементы хром, вольфрам и молибден, наиболее вероятно распределены в основном по границам зерен в виде сложных карбидов. В то же время имеются скопления выделившегося титана непосредственно в самом зерне, в зоне 1 в исходном сплаве и в зоне 5 после вакуумного отжига. Элементный состав непосредственно внутри зерен представляет в виде никеля, хрома (возможно карбида хрома) и незначительного количества титана.

3. После закалки дисперсионно-твердеющего никелевого сплава ХН68ВМТЮК толщиной 1,8 мм с последующим старением сплава наблюдается образование крупных неоднородных скоплений с пониженным содержанием тугоплавких металлов хром, вольфрам и молибден. В то же время их содержание данных элементов, наиболее вероятно, в виде карбидов, по границам зерен не изменилось.

4. Термическая обработка в виде закалки с последующим старением стабилизирует структуру жаропрочного сплава, которая представляет собой ГЦК-решетку, содержащую интерметаллидную γ' -фазу, что приводит к увеличению объёмного содержания γ' -фазы, прочность которой возрастает с ростом температуры.

5. Выделение мелкодисперсных нитридов, карбидов и карбонитридов металла на границах зерен и внутри после сварки и термической обработки могут препятствовать рекристаллизации, обеспечивая высокий уровень жаропрочности и выносливости при действии нагрузок.

5 МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА, ВЫПОЛНЕННЫХ ЛАЗЕРНОЙ СВАРКОЙ ИЗ ЖАРОПРОЧНОГО ДИСПЕРСИОННО- ТВЕРДЕЮЩЕГО НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА ХН68ВМТЮК

5.1 Кратковременная прочность сварных соединений, выполненных лазерной сваркой из жаропрочного дисперсионно- твердеющего никелевого сплава ХН68ВМТЮК

Разработка технологического процесса создания неразъемных соединений без определения физико-механических свойств сварного шва невозможна. Поэтому в данной главе будут рассмотрены полученные данные кратковременной прочности сварного соединения, выполненного по оптимальному режиму при помощи лазерной сваркой из жаропрочного дисперсионно-твердеющего никелевого сплава ХН68ВМТЮК.

Далее по тексту в таблице 5.1. представлены экспериментальные и литературные данные кратковременной прочности сварных соединений, выполненных АДС и ЛС в ЗСП + Св. и в ЗСП + Св. + З и Ст.

Таблица 5.1 - Физико-механические свойства жаропрочного дисперсионно-твердеющего никелевого сплава ХН68ВМТЮК в зависимости от вида сварки

Способ сварки	Присадочный материал	Режим термической обработки	σ_b , МПа при 20 °С	σ_b , МПа при 800 °С
ЛС (экспериментальные)	Св- 06Х15Н60М15	ЗСП + Св.	870 ÷ 897	735 [14]
		ЗСП + Св. + З и Ст.	1084 ÷ 1132	765 [14]
АДС (АО «НИАТ» [9])	-	ЗСП + Св. + З и Ст.	981 ÷ 1079	589 ÷ 687
АДС (ФГУП «ВИАМ» [4])	Св- 06Х15Н60М15	ЗСП + Св. + З и Ст.	1030 ÷ 1060	640 ÷ 680
Исходный лист ХН68ВМТЮК [9])	-	ЗСП	980	-
	-	З и Ст.	980 ÷ 1080	588 ÷ 686

Применение гомогенной присадочной проволоки Св-06Х15Н60М15 позволяет получать сварные соединения с достаточно высокой прочностью, которая при ЛС $\sim 0,88 \div 0,92$ от прочности основного материала без последующей термической обработки. Это достигается за счет дополнительного легирования шва титаном и алюминием из основного металла [4].

После термической обработки (закалка + старение) кратковременная прочность сварных соединений, выполненных ЛС, выше (до 10%) прочности основного материала, прошедшего аналогичную ТО.

Кратковременная прочность сварного соединения, выполненного лазерной сваркой, на 10% выше прочности сварного соединения, выполненного традиционной (дуговой) сваркой.

5.2 Предел выносливости сварных соединений, выполненных лазерной сваркой из жаропрочного дисперсионно-твердеющего никелевого сплава ХН68ВМТЮК

В проектировании и разработке конструкций с неразъемными соединениями одним из ключевых показателей является надежность изделия. Определение надежности изделия невозможно без прочностного анализа с действующими нагрузками и определения запаса прочности. Одним из параметров запаса прочности являются физико-механические свойства сварных соединений.

Вследствие этого разработка технологического процесса создания неразъемных соединений без определения физико-механических свойств сварного шва невозможна. Поэтому в данной главе будут рассмотрены полученные данные предела выносливости сварного соединения, выполненного по оптимальному режиму при помощи лазерной сваркой из жаропрочного дисперсионно-твердеющего никелевого сплава ХН68ВМТЮК.

На рисунке 5.1 и 5.2 представлена макроструктура излома и сварного шва образцов, прошедших циклических испытания, выполненных ЛС с подачей присадочной до и после ТО.

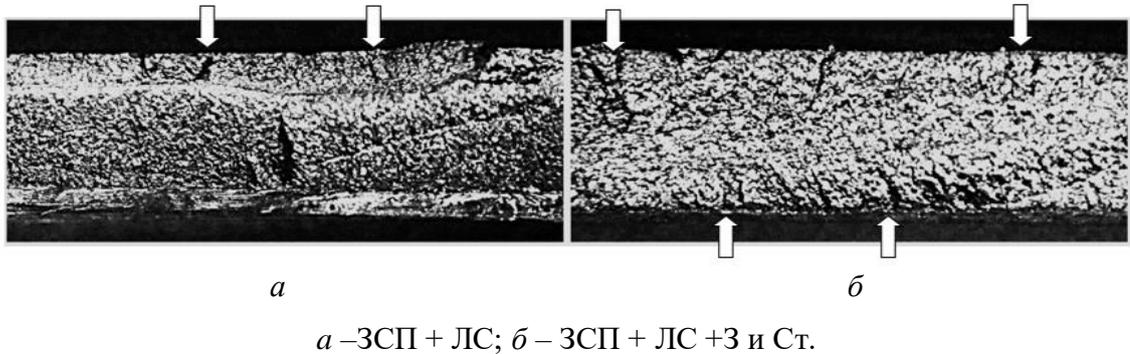


Рисунок 5.1 – Макроструктура излома при увеличении $\times 8$

Анализ рисунков 6.1 и 6.2 показывает, что разрушение образцов при циклических испытаниях имеет различный характер при лазерной сварке с подачей присадочной проволоки:

- без последующей термической обработки (см. рис. 6.1, *a*) разрушение произошло от корня шва по ОШЗ (см. рис. 6.1, *a*);
- с последующей термической обработкой (см. рис. 6.1, *б*) разрушение произошло со стороны усиления и со стороны проплава по ОШЗ (см. рис. 6.2, *б*).

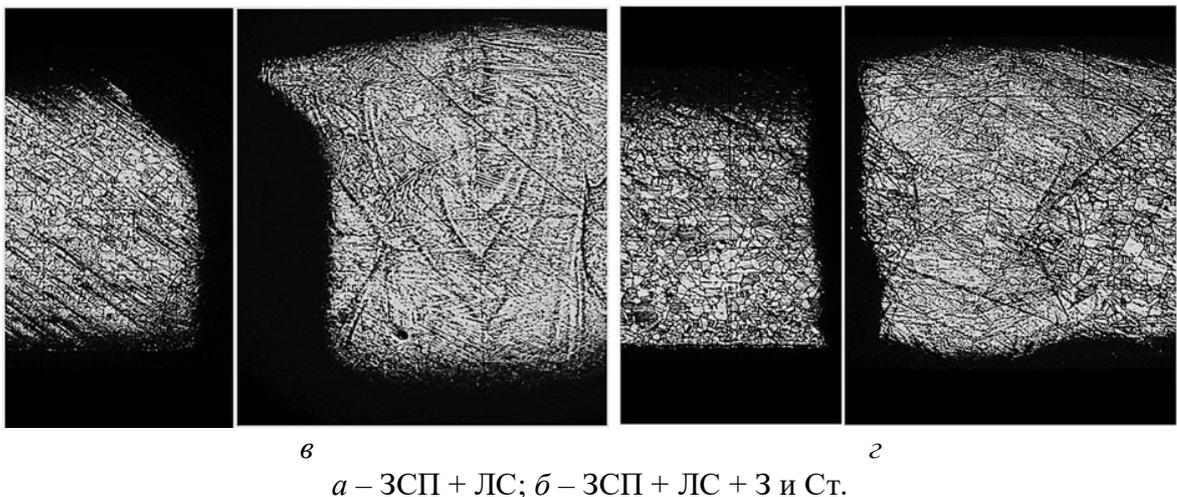
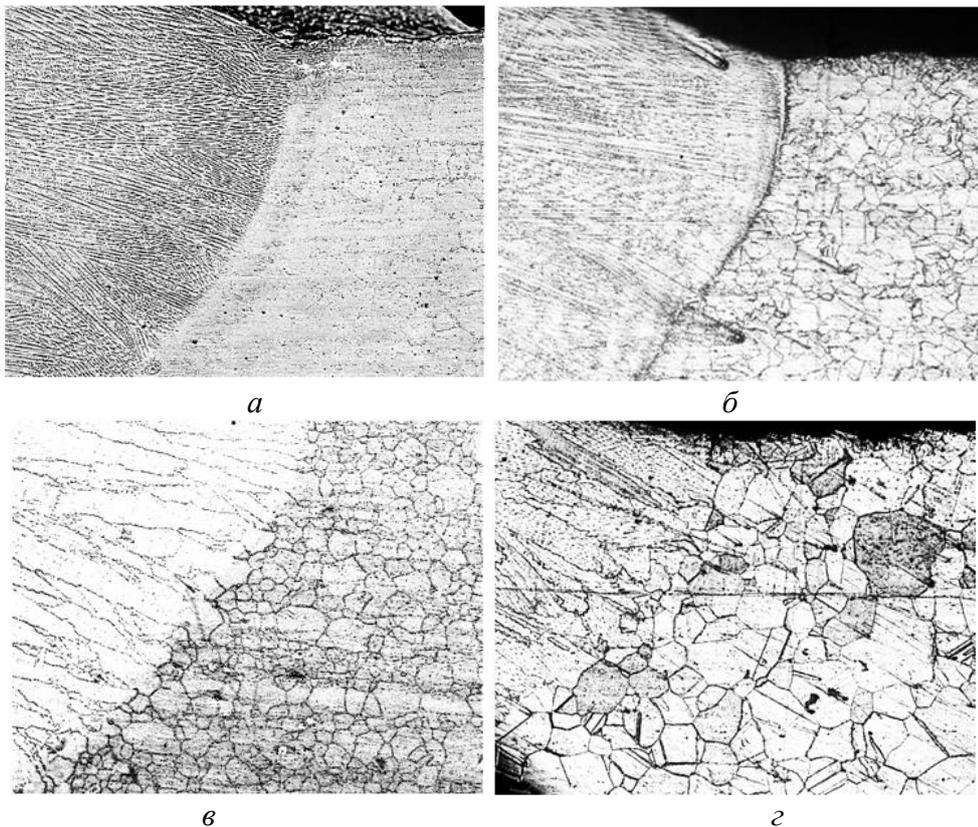


Рисунок 5.2 – Макроструктура сварного соединения с разрушением в ОШЗ при циклических испытаниях при увеличении $\times 32$

По мнению автора Б.М. Федорова, разрушение сварных соединений, выполненных ЛС «смещается от ОШЗ в основной материал. Прочность сварного шва можно объяснить высокой дисперсностью структуры и псевдообъемной схемой кристаллизации в верхних и нижних частях сварочной ванны. Прочность ОШЗ обеспечивается минимальными значениями деформации в процессе сварки, зоной разупрочнения, не превышающей 0,1 – 0,3 мм и разной линией сплавления, которая изменяет ортогональность нагрузки при испытаниях к наименее прочной ОШЗ» [84]. Данный феномен наблюдается в сварных соединениях, выполненных ЛС (см. рис. 5.2, *а* и *б*).

На рисунке 5.3 представлены микроструктуры ОШЗ сварных соединений до и после циклических испытаний, выполненных ЛС.



а – до ТО и до циклических испытаний, *б* – до ТО и после циклических испытаний, *в* – после ТО и до циклических испытаний, *г* – после ТО и после циклических испытаний

Рисунок 5.3 – Микроструктура ОШЗ сварного соединения до и после циклических испытаний выполненного ЛС при увеличении $\times 300$

Анализ полученной микроструктуры жаропрочного сплава рисунка 6.3. имеющий средний балл зерна 6-7 шкалы ГОСТ 5639-82 [79], и типов микроструктуры деформируемых жаропрочных сплавов показывает, что сплав ХН68ВМТЮК имеет характерную мелкозернистую структуру с деформированным упрочнением. Также можно отметить, что циклические испытания не влияют на структуру сварного соединения.

В таблице 5.2 представлены полученные данные кратковременной прочности сварных соединений, выполненных АДС и ЛС в ЗСП + Св. и в ЗСП + Св. + З и Ст.

Таблица 5.2 - Предел выносливости жаропрочного дисперсионно-твердеющего никелевого сплава ХН68ВМТЮК

Способ сварки	Присадочный материал	Режим термической обработки	σ_{-1} , МПа при долговечности 2×10^6 циклов
ЛС	Св-06Х15Н60М15 диаметр 0,8 мм	ЗП + Св.	215
		ЗСП + Св. + З и Ст.	215

Анализ полученных результатов предела выносливости (см. табл. 5.1.), свидетельствует о том, что закалка с последующим старением не влияет на сварные соединения, выполненные ЛС [85].

Запас прочности конструкции определяется как отношение:

$$K_m = \sigma_{дл} / \sigma_{max} \quad (5.1)$$

где $\sigma_{дл}$ – предел прочности материала, соответствующий температуре в расчетной точке обечайки и времени работы в рассматриваемом режиме; σ_{max} – максимальное главное напряжение.

Согласно прочностному анализу сварных обечаек опоры и статора турбины ГТД, которые определялись по одному режиму, более значительно тяжелого (с наименьшим запасом прочности), чем все остальные, при

удвоенной длительности данного режима максимальные напряжения на сварные соединения варьируется от 65 до 160 МПа [86-90]. Следовательно, коэффициент запаса прочности для сварных обечаек из жаропрочного сплава ХН68ВМТЮК, выполненных лазерной сваркой, составит от 1,35 до 3.

По требованиям запаса прочности по местным напряжениям для обечаек ГТД составляет 1,8 [91].

На основании вышеизложенного целесообразность применения лазерной сварки для жаропрочного сплава ХН68ВМТЮК в производстве ГТД по данным режимам доказана с целью повышения показателей свариваемости, но ее следует рассматривать в зависимости от максимальных напряжений, действующих на конструкцию.

Выводы по главе

На основании проведенного анализа механических свойств сварного соединения, выполненного по оптимальному режиму лазерной сварки из жаропрочного дисперсионно-твердеющего сплава ХН68ВМТЮК, установлено:

1. Кратковременная прочность сварных соединений из жаропрочного дисперсионно-твердеющего никелевого сплава ХН68ВМТЮК, выполненных лазерной сваркой без последующей термической обработки, составляет 0,9 от прочности основного материала, что удовлетворяет требованиям норм прочности на сварные соединения.

2. Кратковременная прочность сварных соединений из жаропрочного дисперсионно-твердеющего никелевого сплава ХН68ВМТЮК, выполненных лазерной сваркой с последующей термической обработкой стабилизирует структуру сварного соединения и повышает ее прочность до 10% прочности от основного материала. Повешение прочности обусловлено применением гомогенной присадочной проволоки Св-06Х15Н60М15 за счет дополнительного легирования шва титаном и алюминием из основного материала.

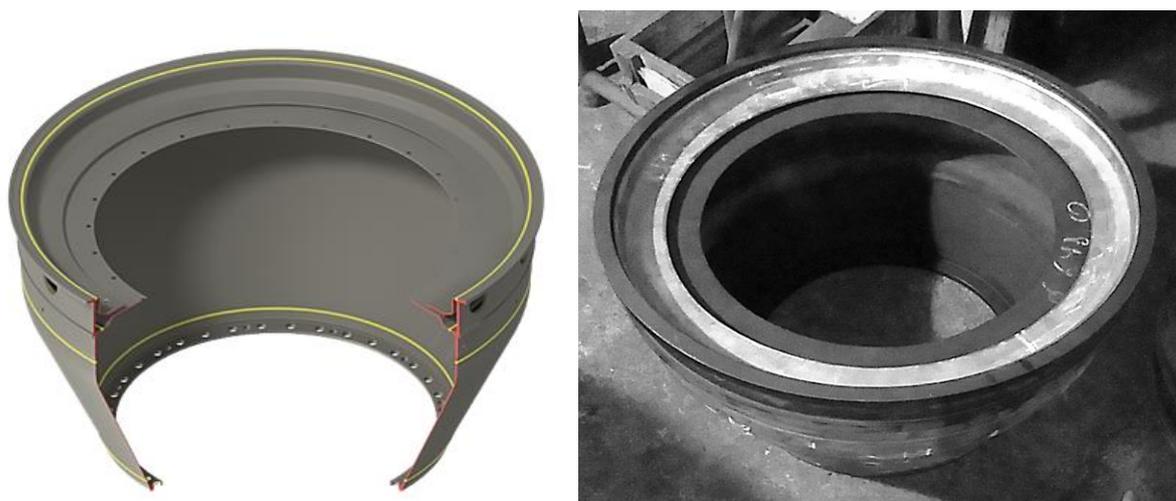
3. На основании данных прочностного расчета по обечайкам опоры и статора турбины ГТД и полученным экспериментальным данным прочности сварных соединений из жаропрочного дисперсионно-твердеющего никелевого сплава ХН68ВМТЮК, выполненных при помощи лазерной сварки с импульсно-периодическим излучением, коэффициент запаса прочности составил от 1,35 до 3.

4. Применение лазерной сварки жаропрочного дисперсионно-твердеющего никелевого сплава ХН68ВМТЮК при изготовлении обечаек опоры и статора турбины ГТД с целью повышения показателей свариваемости и обеспечения запаса прочности по местным напряжения по оптимальным режимам применимо для сварных конструкций, где максимальные напряжения на сварные соединения составляют до 120МПа.

6 РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИИ ЛАЗЕРНОЙ СВАРКИ ЖАРОПРОЧНОГО ДИСПЕРСИОННО-ТВЕРДЕЮЩЕГО НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА ХН68ВМТЮК

6.1 Анализ серийной технологии создания неразъемных соединений из жаропрочного дисперсионно-твердеющего никелевого сплава ХН68ВМТЮК

Для разработки технологии лазерной сварки была выбрана серийная сборочная единица «Корпус внутренний» 1-ого соплового аппарата (см. рис. 6.1.), состоящая из пяти сварных соединений, сварные швы данного узла подвергаются 100% рентгенографическому контролю после сварки и после последующей термической обработки.

*а**б*

а – 3D модель, *б* – сборочная единица

Рисунок 6.1 – Корпус внутренний

К допустимым дефектам согласно инструкционной карте рентгенографического контроля относятся раковины, поры, вольфрамовые и шлаковые включения, диаметр которых не превышает 0,8 мм. Одно скопление пор диаметром до 0,3 мм при густоте не более 15 пор на 1 см². Трещины, непровары не допускаются.

При необходимости применяется капиллярный метод контроля (класс чувствительности 2).

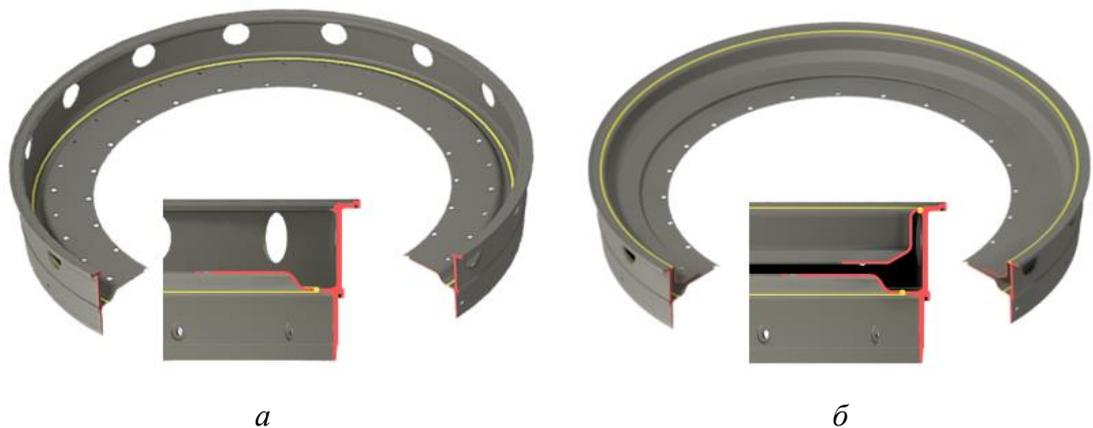
В серийном производстве ПАО «Кузнецов» при создании неразъемных соединений для данной детали применяется аргодуговая сварка неплавящимся электродом и электроннолучевая.

Изготовление конструкции происходит в несколько этапов:

- механическая обработка деталей с припусками под сварку;
- подготовка деталей под сварку, а именно зачистка до металлического блеска мест под сварку (не менее 10-20 мм от стыка), обезжиривание кромок бензином и/или ацетоном;

- сборку подузла №1 (см. рис. 6.2), а именно кольца с диафрагмами.

Далее по технологическому процессу производят: электроннолучевую сварку (за две установки) по режиму согласно руководящему материалу АО «НИАТ» РТМ 1703-87, рентгенографический контроль, термическую обработку для снятия сварочных напряжений (закалка), рентгенографический контроль, механическую обработку под сборку в узел;



а – установка 1-ой диафрагмы, *б* – установка 2-ой диафрагмы

Рисунок 6.2 – Сборка подузла №1

- сборку подузла №2 (см. рис. 6.3), а именно фланца с конусной обечайкой. Далее по технологическому процессу производят: аргодуговую сварку по режиму согласно производственной инструкции АО «НИАТ» ПИ

1.4.75-2000, рентгенографический контроль, термическую обработку для снятия сварочных напряжений (закалка), рентгенографический контроль, механическую обработку под сборку в узел (подрезка конуса в размер);

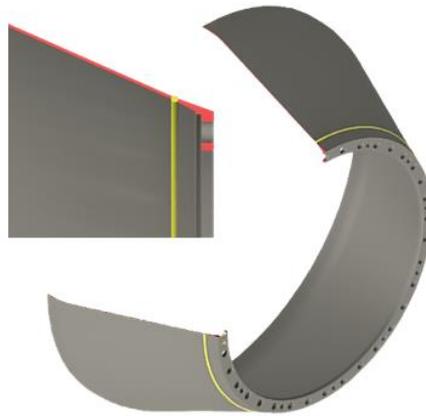


Рисунок 6.3 – Сборка подузла №2

- сборку подузла №1, подузла №2 в узел (см. рис. 6.4), далее по технологическому процессу производят аргонодуговую сварку по режиму производственной инструкции АО «НИАТ» ПИ 1.4.75-2000, рентгенографический контроль, термическую обработку (закалка с последующим старением), рентгенографический контроль.

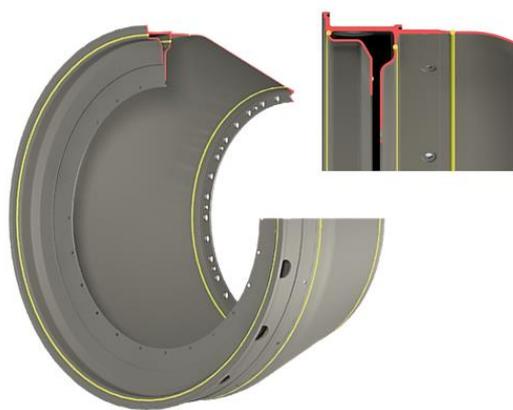


Рисунок 6.4 – Сборка узла по аргонодуговой сварке

Сборка всех деталей производится в специализированной сборочной оснастке.

Далее сборочная единица подвергается последующей термической обработке в виде закалки с последующим старением. Закалка происходит при температуре 1000 ± 50 °С в течении 4 часов + старение на воздухе при температуре 700 ± 50 °С в течение 16 часов, охлаждение на воздухе (рекомендуемый режим термической обработки согласно производственной инструкции АО «НИАТ» ПИ 1.4.75-2000).

По статистике в каждой третьей сборочной единице в процессе сварки и/или последующей термической обработки в сварных соединениях образуются трещины (см. рис. 6.5.)

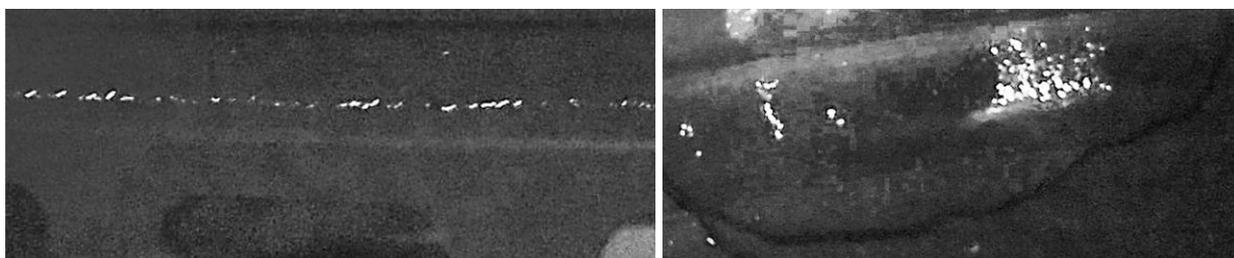


Рисунок 6.5 – Трещины сварных соединений

В случае обнаружение дефектов сварки допускается не более двух подварок до термической обработки и не более одной подварки после окончательной термической обработки. После исправления дефектных мест сборочная единица подвергается повторной термической обработке. Величина всех подварок не должна превышать 10% от длины сварного шва.

В связи с этим с целью повышения качества сварного соединения было принято решение об опробовании опытной технологии создания неразъемных соединений путем применения лазерной сварки.

6.2 Разработка рекомендаций и маршрутного технологического процесса лазерной сварки сборочной единицы

На основании проведенных исследований лазерной сварки жаропрочного дисперсионно-твердеющего никелевого сплава ХН68ВМТЮК с целью обеспечения требуемого качества сварных соединений, запаса

прочности и надежности конструкции, а также снижения трудоемкости при производстве сборочной единицы ниже представлены рекомендации для технологического процесса изготовления узла «Корпус внутренний» 1-ого соплового аппарата при помощи лазерной сварки.

6.2.1 Подготовка под сварку

Заготовки под сварку из листового материала жаропрочного дисперсионно-твердеющего никелевого сплава ХН68ВМТЮК в независимости от вида поставки материала, полуфабрикатов и других требований должны приходить СТРОГО В ЗАКАЛЕННОМ СОСТОЯНИИ и ИМЕТЬ РАЗМЕР ЗЕРНА НЕ КРУПНЕЕ 4 БАЛЛА.

Одним из немаловажных критериев обеспечения качественного сварного соединения, как для традиционных видов сварки, так и для лазерной сварки, является подготовка поверхностей деталей, присадочных материалов и сборочно-сварочной оснастки для сварки.

Подготовка поверхности деталей под сварку. Непосредственно перед сборкой деталей под сварку необходимо произвести подготовку поверхности под сварку.

Кромки свариваемых деталей должны обрабатываться по торцам и прилегающим к ним поверхностям на расстоянии не менее 15-20 мм. Подготовка поверхности осуществляется на каждой из свариваемых деталей отдельно до сборки под сварку.

Шероховатость поверхности обрабатываемых торцев и прилегающей к ним поверхности должна не превышать значений $Ra=6,3$ мкм по ГОСТ 2789-73.

После подготовки кромки деталей под сварку должны иметь поверхность без пор, раковин, забоин, заусенцев, рисок, вмятин и трещин. Контроль производить визуальным образом, при необходимости произвести капиллярный метод контроля (класс чувствительности 2).

Непосредственно перед сборкой необходимо произвести промывку и обезжиривание поверхностей под сварку белой хлопчатобумажной салфеткой, смоченной в бензине и/или ацетоне (наличие серых пятен на салфетке не допускается).

Подготовка присадочных материалов под сварку. Непосредственно перед намоткой проволоки на катушку и установкой ее в оборудование, проволоку необходимо очистить от грязи, ржавчины, масел и окисных пленок.

Очистка присадочной проволоки производится механическим или химическим путем.

Непосредственно перед намоткой в катушку проволоку необходимо протереть белой хлопчатобумажной салфеткой, смоченной бензином и/или ацетоном, места прилегания деталей к медным шинам (наличие серого и черного налета на салфетке не допускается);

Подготовка сборочной-сварочной оснастки под сварку. Перед началом сборки сборочной единицы в оснастке необходимо:

- проверить оснастку на соответствие требованиям чертежа, наличие отметок и даты о проверке оснастки в паспорте (если оснастка паспортизованная);

- проверить подведение шлангов/трубок к медным шинам для подачи защитного газа, ход движущихся частей оснастки;

- тщательно продуть сжатым воздухом каналы подачи защитного газа (засоры каналов не допускается);

- протереть белой хлопчатобумажной салфеткой, смоченной бензином и/или ацетоном, места прилегания деталей к медным шинам (наличие серого и черного налета на салфетке не допускается);

Подготовка оборудования под сварку. Перед началом выполнения технологического процесса обязательно необходимо:

- проверить технический паспорт на оборудования. Отметки о выполнении периодических проверок технического состояния оборудования в соответствии с требованиями регламентных работ на установку;

- проверить редукторы, ротаметры на соответствие их сертификату ежегодной проверки в метрологической экспертизе;
- проверить правильность подключения оборудования и электроприборов (контакты всех электрических соединений должны быть плотными во избежание сбоев и потери мощности оборудования);
 - установить баллоны в рампу с защитным и инертным газом;
 - проверить плотность соединения в газовых и водяных коммуникациях;
 - установить катушку с присадочной проволокой в оборудование для подачи проволоки и пропустить ее по каналу подачи в зону сварки;
 - проверить бесперебойность подачи присадочной проволоки по каналу (неравномерная подача проволоки не допускается);
 - если оборудование не работало в течение суток, необходимо продуть газопровод инертным газом в течение 1-2 мин;
 - запустить оборудование на технологический режим и проверить правильность установленного режима по контрольным приборам ЧПУ во время пробной сварки на образце.

6.2.2 Порядок сборки и лазерной сварки узла

На основании проведенных исследований, а также опираясь на преимущества лазерной сварки, следует отметить, что применение данного метода создания неразъемных соединений позволяет производить сварку с меньшими пластическими деформациями и на окончательно механически обработанных деталях.

Также стоит учитывать, что одним из главных критериев в разработке нового технологического процесса является оптимизация серийного процесса изготовления деталей и сборочных единиц.

В виду вышеизложенного предлагается следующий порядок изготовления сборочной единицы:

- механическая обработка деталей в окончательные размеры;

- подготовка деталей под сварку, а именно зачистка до металлического блеска мест под сварку (не менее 10-20 мм от стыка), обезжиривание кромок бензином и/или ацетоном;

- сборка подузла (см. рис. 6.2.), а именно сборка кольца с диафрагмами (за две установки), лазерная сварка, рентгенографический контроль;

- сборка подузла с конусной обечайкой и фланцем в узел (см. рис. 7.6), лазерная сварка, рентгенографический контроль, термическая обработка (закалка с последующим старением), рентгенографический контроль.

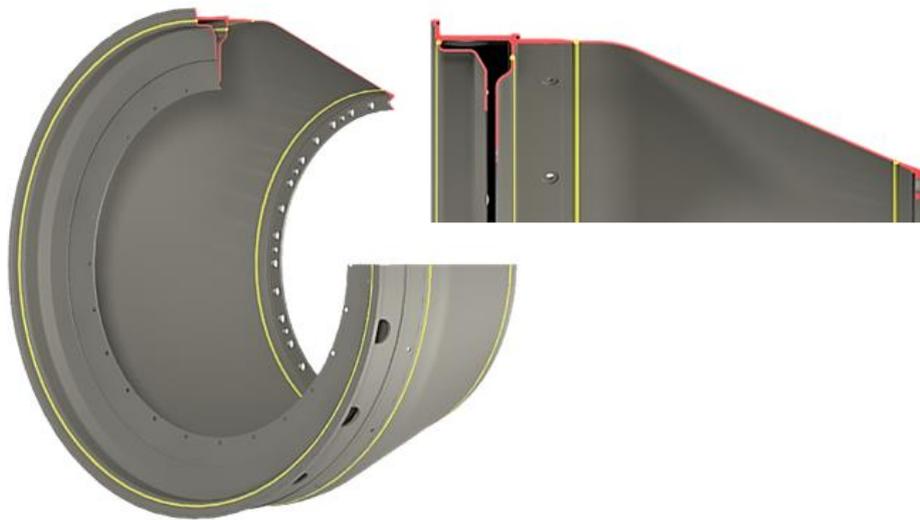


Рисунок 6.6 – Сборка узла под лазерную сварку

6.2.3 Маршрутный технологический процесс изготовления сборочной единицы

На основании проведенных исследований в таблице 6.1 представлен разработанный маршрутно-технологический процесс лазерной сварки производства сборочной единицы «Корпус внутренний» 1-ого соплового аппарата ГТД.

Таблица 6.1 – Маршрутно-технологический процесс лазерной сварки производства сборочной единицы «Корпус внутренний» 1-ого соплового аппарата ГТД

№ опер	Наименование операции	Переходы	Оборудование, инструмент, оснастка
05	Входной контроль	1. Контроль подготовленных под сварку сборочных единиц перед допуском к дальнейшим работам, контроль наличия сопроводительной документации, маркировки и клеймения.	Контрольная плита
10	Подготовка деталей под сварку	1. Произвести зачистку деталей по торцам и прилегающим к ним поверхностям на расстоянии не менее 15-20 мм. Шероховатость поверхности не менее Ra=6,3 мкм. 2. Произвести промывку поверхностей и кромок, подготовленных под сварку, деталей белой хлопчатобумажной салфеткой, смоченной бензином и/или ацетоном. Наличие серых пятен на салфетке не допускается.	Пневмоинструмент, Шлифовальные круги, Белая х/б салфетка, Бензин Нефрас (ТУ 38.401-67-108-92)
15	Сборка и прихватка	1. Продуть аргоном сборочно-сварочную оснастку в течение 1-2 мин. 2. Протереть медные шины оснастки белой хлопчатобумажной салфеткой, смоченной в бензине. 3. Произвести сборку 1-ой диафрагмы с кольцом. Проверить зазоры (допускается не более 0,1 мм) в местах стыковки деталей в процессе сборки. Зажать детали. Предъявить сборку ОТК 4. Произвести прихватку в 8-ми диаметрально противоположных местах. Длина прихватки 10-15 мм. 5. Зачистить места прихватки до металлического блеска. Предъявить ОТК.	Сборочная плита, Сборочно-сварочная оснастка, Слесарный инструмент, Белая х/б салфетка, Бензин Нефрас (ТУ 38.401-67-108-92), Аргон I сорт (ГОСТ10157-79) Пост АрДС

Продолжение таблицы 6.1

№ опер	Наименование операции	Переходы	Оборудование, инструмент, оснастка
20	Лазерная сварка	<ol style="list-style-type: none"> 1. Проверить технологический режим сварки на образце. 2. Установить сборочно-сварочную оснастку на планшайбу. 3. Установить катушку с присадочной проволокой в устройство подачи проволоки. 4. Протереть места под сварку оснастки белой хлопчатобумажной салфеткой, смоченной в бензине. 5. Произвести лазерную сварку по режиму: P=4кВт; V_{св}= 2 м/мин; V_{под.пр.} = 2 м/мин; f=280 мм; расход He = 15 л/мин, расход Ar на поддув = 6-7 л/мин 6. Снять сборочно-сварочное приспособление. 7. Снять подузел с приспособления 	Установка ЛС, Белая х/б салфетка, Бензин Нефрас (ТУ 38.401-67-108-92), Аргон I сорт (ГОСТ10157-79) Гелий марки «А» (ТУ51-940-80)
25	Операционный контроль	<ol style="list-style-type: none"> 1. Визуальный контроль сварных соединений согласно инструкционной карте в соответствии с ГОСТ Р ИСО 17637-2014 2. Произвести рентгенографический контроль сварного соединения согласно инструкционной карте в соответствии с ГОСТ 20426-82, ГОСТ7512-82 	3-4 кратная лупа, Рентгенографическая установка
30	Сборка и прихватка	<ol style="list-style-type: none"> 1. Продуть аргоном сборочно-сварочную оснастку в течение 1-2 мин. 2. Протереть медные шины оснастки белой хлопчатобумажной салфеткой, смоченной в бензине. 3. Произвести сборку 2-ой диафрагмы с кольцом. Проверить зазоры (допускается не более 0,1 мм) в местах стыковки деталей в процессе сборки. Зажать детали. Предъявить сборку ОТК. 	Сборочная плита, Сборочно-сварочная оснастка, Слесарный инструмент, Белая х/б салфетка,

Продолжение таблицы 6.1

№ опер	Наименование операции	Переходы	Оборудование, инструмент, оснастка
30	Сборка и прихватка	<p>4. Произвести прихватку в 8-ми диаметрально противоположных местах. Длина прихватки 10-15 мм.</p> <p>5. Зачистить места прихватки до металлического блеска. Предъявить ОТК.</p>	<p>Бензин Нефрас (ТУ 38.401-67-108-92), Аргон I сорт (ГОСТ10157-79) Пост АрДС</p>
35	Лазерная сварка	<p>1. Проверить технологический режим сварки на образце.</p> <p>2. Установить сборочно-сварочную оснастку на планшайбу.</p> <p>3. Установить катушку с присадочной проволокой в устройство подачи проволоки.</p> <p>4. Протереть места под сварку оснастки белой хлопчатобумажной салфеткой, смоченной в бензине.</p> <p>5. Произвести лазерную сварку по режиму: P=4кВт; V_{св}= 2 м/мин; V_{под.пр.} = 2 м/мин; f=280 мм; расход He = 15 л/мин, расход Ar на поддув = 6-7 л/мин</p> <p>6. Снять сборочно-сварочное приспособление.</p> <p>7. Снять подузел с приспособления</p>	<p>Установка ЛС, Белая х/б салфетка, Бензин Нефрас (ТУ 38.401-67-108-92), Аргон I сорт (ГОСТ10157-79) Гелий марки «А» (ТУ51-940-80)</p>
40	Операционный контроль	<p>1. Визуальный контроль сварных соединений согласно инструкционной карте в соответствии с ГОСТ Р ИСО 17637-2014</p> <p>Произвести рентгенографический контроль сварного соединения согласно инструкционной карте в соответствии с ГОСТ 20426-82, ГОСТ7512-82</p>	<p>3-4 кратная лупа, Рентгенографическая установка</p>

Продолжение таблицы 6.1

№ опер	Наименование операции	Переходы	Оборудование, инструмент, оснастка
45	Сборка и прихватка	<ol style="list-style-type: none"> 1. Продуть аргоном сборочно-сварочную оснастку в течение 1-2 мин. 2. Протереть медные шины оснастки белой хлопчатобумажной салфеткой, смоченной в бензине. 3. Произвести сборку подузла с конусной обечайкой и фланцем. Проверить зазоры (допускается не более 0,1 мм) в местах стыковки деталей в процессе сборки. Зажать детали. Предъявить сборку ОТК 4. Произвести прихватку в 8-ми диаметрально противоположных местах. Длина прихватки 10-15 мм. 5. Зачистить места прихватки до металлического блеска. Предъявить ОТК. 	<p>Сборочная плита, Сборочно-сварочная оснастка, Слесарный инструмент, Белая х/б салфетка, Бензин Нефрас (ТУ 38.401-67-108-92), Пост АрДС, Аргон I сорт ГОСТ10157-79)</p>
50	Лазерная сварка	<ol style="list-style-type: none"> 1. Проверить технологический режим сварки на образце. 2. Установить сборочно-сварочную оснастку на планшайбу. 3. Установить катушку с присадочной проволокой в устройство подачи проволоки. 4. Протереть места под сварку оснастки белой хлопчатобумажной салфеткой, смоченной в бензине и/или ацетоне. 5. Произвести лазерную сварку по режиму: $P=4\text{кВт}$; $V_{\text{св}}= 2 \text{ м/мин}$; $V_{\text{под.пр.}} = 2 \text{ м/мин}$; $f=280 \text{ мм}$; расход He = 15 л/мин, расход Ar на поддув = 6-7 л/мин 	<p>Установка ЛС, Белая х/б салфетка, Бензин Нефрас (ТУ 38.401-67-108-92), Аргон I сорт (ГОСТ10157-79)</p>

Продолжение таблицы 6.1

№ опер	Наименование операции	Переходы	Оборудование, инструмент, оснастка
50	Лазерная сварка	6. Снять сборочно-сварочное приспособление. 7. Снять узел с приспособления	Гелий марки «А» (ТУ51-940-80)
55	Операционный контроль	1. Визуальный контроль сварных соединений согласно инструкционной карте в соответствии с ГОСТ Р ИСО 17637-2014 2. Произвести рентгенографический контроль сварного соединения согласно инструкционной карте в соответствии с ГОСТ 20426-82, ГОСТ7512-82	3-4 кратная лупа, Рентгенографическая установка
60	Термическая обработка	Произвести закалку с последующим старением согласно ПИ 1.4.75-2000 по режиму: Закалка при температуре 1000±50 °С в течении 4 часов + старение на воздухе при температуре 700±50 °С в течение 16 часов, охлаждение на воздухе	Газовая печь для термической обработки
55	Операционный контроль	1. Визуальный контроль сварных соединений согласно инструкционной карте в соответствии с ГОСТ Р ИСО 17637-2014 2. Произвести рентгенографический контроль сварного соединения согласно инструкционной карте в соответствии с ГОСТ 20426-82, ГОСТ7512-82	3-4 кратная лупа, Рентгенографическая установка
60	Окончательный контроль	Контроль сварной конструкции на соответствие требованиям нормативной документации и требований чертежа	Контрольная плита, Контрольный инструмент

6.2.4 Анализ трудоемкости изготовления сборочной единицы

Расчет штучно-калькуляционного времени производится по формуле:

$$T_{\text{н.ш.}} = (T_0 + T_{\text{всп}}) * K * K_1, \quad (6.1)$$

где T_0 – основное время, $T_{\text{всп}}$ – вспомогательное время, K – коэффициент к оперативному времени, K_1 – коэффициент к неполному штучному времени.

Для процесса сварки T_0 рассчитывается по следующей формуле:

$$T_0 = \frac{60 * L * F_1 * Y}{P_1 * d_n} + \frac{60 * L * F_n * Y}{P_n * d_n}, \quad (6.2)$$

где, F_1 и F_n – площадь поперечного сечения шва, мм²; P_1 и P_n – мощность лазерного излучения, Вт; Y – удельный вес наплавленного металла, г/см³; d_n – коэффициент наплавки, г/Вт – час; L – длина сварного шва.

Общая трудоемкость изготовления сборочной единицы, согласно серийному технологическому процессу, составляет 40 часов.

Общая трудоёмкость изготовления сборочной единицы по вновь разработанному и оптимальному технологическому процессу с применением лазерной сварки составит 24 часа.

Применение лазерной сварки в технологическом процессе позволит не только получать качественные неразъемные соединения, удовлетворяющие нормам прочности конструкции, но и сократить трудоемкость производства сборочной единицы в 1,6 раз, с 40 до 24 часов.

Сокращение трудоемкости достигается за счет применения высокоэффективного источника энергии, который позволяет увеличить скорость сварки в 8 раз, снизить пластические деформации, а также позволит оптимизировать операции термической обработки и сократить количество

механосборочный операций за счет малой зоной расплава, то есть меньшей усадки основного материала при сварке.

Вывод по главе

На основании проведенного анализа серийной и разработанной маршрутной технологии создания неразъемных соединений из жаропрочного дисперсионно-твердеющего никелевого сплава ХН68ВМТЮК установлено:

1. Применение разработанной технологии лазерной сварки жаропрочного дисперсионно-твердеющего никелевого сплава ХН68ВМТЮК позволит получить качественное сварное соединение, удовлетворяющее требования нормативной-технической документации с обеспечением необходимого запаса прочности конструкции, сократить трудоемкость изготовления сборочной единицы в 1,6 раз, не влияя на надежность изделия.

2. С учетом проведенных исследований по лазерной сварки жаропрочного дисперсионно-твердеющего никелевого сплава ХН68ВМТЮК для полной апробации технологического процесса и применения ее в серийном производстве в соответствии с требованиями п. 1.6. «Изменение установившейся в серийном производстве технологииковки, штамповки, отливки, термической обработки и контроля качества поковок, штамповок, отливок, **изменение технологии сварных швов** и паяных соединений, имеющиеся методов и **режимов сварки** (пайки), изменения режимов механической обработки, изменения методов и режимов упрочнения деталей, которые могут привести к повышению остаточных напряжений в поверхностных слоях материала, наклепу или прижогам, изменения методов контроля и порядка приемки деталей и сборочных единиц, а также другие изменения технологических процессов, которые могут повлиять на качество изделия и его эксплуатационную надежность, могут вводиться только после проведения специальных проверок, исследований и **типовых испытаний, подтверждающих сохранения или повышение качества деталей или сборочных единиц**» ОСТ 1 00450-82 «Двигатели авиационные,

вспомогательные силовые установки, выносные коробки привода агрегатов, редукторы и трансмиссии» необходимо изготовление пилотной сборочной единицы и проведение типовых испытаний сборочной единицы в составе газотурбинного двигателя.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

1. Проведено исследование формирования структуры сварного шва при воздействии лазерного излучения для определения склонности к образованию пор и трещин в сварном соединении из жаропрочных сплавов ХН68ВМТЮК и ХН45ВМТЮБР с целью выбора оптимального режима ($P_{ли}=4$ кВт, $v_{св}=33,3$ мм/с, $v_{п.}= 33,3$ мм/с). Установлено, что уменьшение дефектообразования в сварном соединении достигается, за счет повышения плотности мощности и уменьшения длительности воздействия лазерного излучения.

2. Проведено исследование геометрических характеристик сварного шва при различных режимах воздействия лазерного излучения. На основании полученных экспериментальных данных и метода нелинейной регрессии установлена линейная зависимость глубины и ширины сварного шва от плотности мощности и времени воздействия лазерного излучения, соответственно. Установлено, что формирование более оптимальной формы «кинжального» проплавления возможно за счет увеличения мощности и уменьшения длительности воздействия лазерного излучения, что позволяет снизить внутренние напряжения в сварном соединении.

3. Проведено исследование влияния погонной энергии на образование трещин в сварном соединении. Установлено, что уменьшение погонной энергии за счет увеличения скорости сварки приводит к снижению количества трещин и уменьшению ее длины в ОШЗ.

4. Установлено, что термическая обработка в виде закалки ($T = 1000\pm 50$ °С, $t = 4$ ч) с последующим старением ($T = 700\pm 50$ °С, $t = 16$ ч) стабилизирует структуру жаропрочного сплава, содержащую интерметаллидную γ' -фазу. Это повышает кратковременную прочность сварного соединения до 10% от прочности основного материала.

5. Проведено исследование и впервые определен предел выносливости лазерного сварного соединения из жаропрочного сплава

ХН68ВМТЮК. На основании прочностного анализа для статора турбины ГТД установлено, что применение лазерной сварки с обеспечением необходимого запаса прочности в 1,8 раза применима для конструкций с неразъемными соединениями, работающими до 120МПа.

6. На основе результатов исследований структуры и свойств сварных соединений разработан и внедрен маршрутный технологический процесс лазерной сварки ДСЕ «Корпус внутренний» статора турбины ГТД для наземной (НК-12СТ, НК-14СТ-10, НК-36СТ) и авиационной (НК-25 сер.01, НК-25 сер.02, НК-32 сер.01, НК-32 сер.02) тематики из жаропрочного сплава ХН68ВМТЮК, позволяющий получить сварные соединения, отвечающие требованиям норм прочности и надежности изделия.

7. На основе результатов материаловедческих исследований получены новые научно-практические знания о создании неразъемных соединений сваркой плавлением жаропрочных сплавов путем воздействия лазерного излучения.

СПИСОК СОКРАЩЕНИЙ И УСЛОВНЫХ ОБОЗНАЧЕНИЙ

АрДС	- аргонодуговая сварка
ГТД	- газотурбинный двигатель
ГЦК	- гранецентрированная кубическая
ДСЕ	- детали сборочной единицы
З.	- закалка
ЗСП	- закалка в состоянии поставки
ЗТВ	- зона термического влияния
КЛР	- коэффициент линейного расширения
КПД	- коэффициент полезного действия
КПЭ	- концентрированные потоки энергии
ЛИ	- лазерное излучение
ЛС	- лазерная сварка
ОМ	- основной металл
ОШЗ	- околошовная зона
РДС	- ручная дуговая сварка
Св.	- сварка
Ст.	- старение
СШ	- сварной шов
ТО	- термическая обработка
ЧПУ	- числовое программное управление
ЭЛС	- электроннолучевая сварка

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Иноземцев, А.А. Автоматика и регулирование авиационных двигателей и энергетических установок. Системы: учеб. для студ. спец. «Авиационные двигатели и энергетические установки»; серия: «Газотурбинные двигатели» // А.А. Иноземцев, М.А. Нихамкин, В.Л. Сандрацкий. - М.: Машиностроение. - 2007. - 194 с.
2. 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.
3. Ломбер, Б.С. Жаропрочные и деформируемые сплавы для современных и перспективных ГТД / Б.С. Ломбер, С.А. Моисеев // Все материалы. Энциклопедический справочник. - 2007. – N 6. - С. 4.
4. Сорокин, Л.И. Свариваемость жаропрочных сплавов, применяемых в авиационных газотурбинных двигателях / Л.И. Сорокин // Сварочное производство. - 1971. - N 4. - С. 4-5.
5. Макаров Э.Л. Теория свариваемости сталей и сплавов / Э.Л. Макаров, Б.Ф. Якушин; под ред. Э.Л. Макарова. - М.: Из-во МГТУ им. Баумана. 2014. - 487с.
6. Паршуков, Л.И. Электронно-лучевая сварка и локальная термообработка сварных швов из жаропрочных сплавов / Л.И. Паршуков, Ф.З. Гильмутдинов // Труды ВИАМ. - 2017. – N 5 (53). - С. 23.
7. Курочко, Р.С. Сварка и пайка жаропрочных материалов горячего тракта ГТД / Р.С. Курочко // Авиационная промышленность. - 1982. – N 8. - С. 4-8.
8. ГОСТ 29273-92 Международный стандарт. Свариваемость. Определение. [электронный ресурс] // standartgost.ru - URL: https://standartgost.ru/g/ГОСТ_29273-92 (дата обращения 05.09.2018).

9. Новиков, И.И. *Металловедение: учеб.;* в 2-х томах; Т.1; колл. авторов // И.И. Новиков, В.С. Золоторевский, В.К. Портной. и др.; под общей редакцией В.С. Золоторевского. - М.: Издательский Дом МИСиС, 2009. - С. 453-471.
10. Сорокин, Л.И. Об образовании горящих трещин в шве при сварке жаропрочных сплавов / Л.И. Сорокин // *сварочное производство.* – 1997. – N 7. – С. 4-6.
11. Мовчан, Б.А. *Границы кристаллитов в литых металлах и сплавах* / Б.А. Мовчан. - Киев: Техніка. - 1970. - С. 121-132.
12. Сорокин, Л.И. Образование горячих трещин в околошовной зоне при сварке жаропрочных никелевых сплавов (обзор)/ Л.И. Сорокин // *Сварочное производство.* - 2005. - N 8. - С. 4-6.
13. Owezarski, W.A. F model for heat affected zone cracking in nickel-base super alloys / W.A. Owezarski, D.S. Duvall, C.P. Sullivan // *Welding Journal.* - 1966. - Vol. N 4. - P. 145-155.
14. Cordea, J.N. Causes fissuring in nickel-base and stainless steel alloy weld metals / J.N. Cordea, P.A. Kammer, D.C. Martin // *Welding Journal.* - 1964. - Vol 43. N 1. – P. 481-491.
15. Сорокин, Л.И. *Электроннолучевая сварка жаропрочных сплавов* / Л.И. Сорокин // *Сварочное производство.* - 1998. - N 5. - С. 9-16.
16. Сорокин, Л.И. Напряжения и трещины при сварке и термической обработке жаропрочных и никелевых сплавов / Л.И. Сорокин // *Сварочное производство.* - 1999. - N 12. - С. 11-17.
17. Рылин, Н.Н. Состояние и задачи развития теории технологической прочности металлов в процессе кристаллизации при сварке / Н.Н. Рыкалин, Н.Н. Прохоров, М.Х. Шоршоров и др. // *Сварочное производство.* - 1971. – N6. - С. 3-5.

18. Сорокин, Л.И. Оценка влияния легирующих элементов на образование пор при сварке никель-хромовых сплавов / Л.И. Сорокин, З.А. Сидлин // Сварочное производство. - 1997. - N.9. - С. 4-13.
19. Сорокин, Л.И. Влияние композиции электродов на склонность никель-хромового металла к образованию пористости / Л.И. Сорокин, З.А. Сидлин // Сварочное производство. - 1974. - N.11. - С. 5-6.
20. Сорокин, Л.И. Влияние железа и кобальта на образование пористости и свойства никель-хромового металла, наплавленного аргоно-дуговой сваркой / Л.И. Сорокин // Сварочное производство. - 1978. - N. 6. - С.5-8.
21. Ерохин, А.А. Основы сварки плавлением // А.А. Ерохин. - М.: Машиностроение. - 1973. - 447с.
22. Кривошея, В.Е. Влияние легирующих элементов на пористость швов в никеле, вызываемую азотом / В.Е. Кривошея // Автоматическая сварка. - 1968. – N.6. - С18-22.
23. Сорокин, Л.И. Совершенствование технологии выплавки и газовой наплавки сплава ВХН-1 с целью снижения его склонности к образованию пористости / Л.И. Сорокин, В.П. Гренин // Сварочное производство. - 1976. – N.10. - С.36-42.
24. Ерохин, А.А. Кинетика поглощения азота расплавленным металлом при плазменно-дуговом процессе с неплавящимся электродом / А.А. Ерохин, Г.Г. Утлинский // Физика и химия обработки материалов. - 1969. – N.6. - С. 36-42.
25. Пацкевич, И.Р. Влияние свойств межфазной границы на зарождение газовых пор при сварке / И.Р. Пацкевич, Г.Ф. Деев // Сварочное производство. - 1973. – N.9. - С.53-54.
26. Сорокин, Л.И. Влияние углерода, кремния, марганца и магния на свойства наплавленного металла при сварке жаропрочных сплавов /

- Л.И. Сорокин, А.А. Ерохин // Сварочное производство. - 1972. - N.9. - С.12-13.
27. Сорокин, Л.И. Присадочные материалы для сварки жаропрочных никелевых сплавов (обзор) / Л.И. Сорокин // Сварочное производство. - 2003. - N 4. С. 4-16.
28. Беттеридж, У. Жаропрочные сплавы // У. Беттеридж. - М.: Металлургиздат. - 1961. - 381 с.
29. Медовар, Б.И. Жаропрочность сварных соединений никельхромового сплава Х20Н80Т3Ю (ЭИ437Б6) / Б.И. Медовар, А.Н. Сафронников, Р.О. Ленц // Автоматическая сварка. - 1959. - N 2. - С. 3-19.
30. Hammond, J.P. Corrosion of Incoloy 800 and nickel base alloy weldments in team / J.P. Hammond, P. Patriarca, G.M. Slaught. W.A. Maxwell // Welding Journal. - 1973. - Vol.52. N 6. - P. 268-280.
31. Conoway, H.R. A report an new mortex-stiffened nickel-chromium welding products / H.R. Conoway, J.H. Mesick // Welding Journal. - 1980. Vol. 49. N 1. - P. 27-32.
32. Сорокин, Л.И. Сравнительная оценка присадочных проволок для аргоно-дуговой сварки жаропрочных сплавов / Л.И. Сорокин, Ю.С. Баграсаров, В.И. Тупикин // Сварочное производство. - 1993. – N 10. - С. 31-32.
33. Квасницкий, В.Ф. Сварка и пайка жаропрочных сплавов в судостроении // В.Ф. Квасницкий. - Л.: Судостроение. - 1986. - 224 с.
34. Симс, Ч. Жаропрочные сплавы. // Ч. Симс, В. Хагель. - М.: Металлургия. - 1976. - 567 с.
35. Сорокин, Л.И. Сравнительная оценка свойств никельхромового металла, направленного аргоно-дуговой и дуговой сваркой покрытыми электродами / Л.И. Сорокин // Сварочное производство. - 1973. – N 3. - С. 24-26.

36. Hugnes, W.P. A study of the strain-aye cracking characteristics in welded Rene 41. Phase I / W.P. Hugnes, T.F. Berry // *Welding Journal*. - 1967. - Vol. 46. N 8. - P. 361-370.
37. Ерохин, А.А. Влияние типа образца и условий сварки на стойкость металла против образования горячих трещин / А.А. Ерохин, Л.И. Сорокин // *Сварочное производство*. - 1966. - N 12. - С. 3-5.
38. Сорокин, Л.И. Сравнительная оценка влияния титана и алюминия на свойства жаропрочного металла, наплавленного аргоно-дуговым способом / Л.И. Сорокин // *Сварочное производство*. - 1982. - N 4. - С. 22-25.
39. Сорокин, Л.И. Свариваемость литейных жаропрочных сплавов типа ЖС6 / Л.И. Сорокин, В.И. Лукин, Ю.С. Багдасаров // *Сварочное производство*. - 1997. - N 6. - С. 12-17.
40. Багдасаров, Ю.С. Влияние технологических приемов на стойкость сварных соединений никелевых сплавов против образования трещин при термической обработке / Ю.С. Багдасаров, Л.И. Сорокин, Б.Ф. Якушин и др. // *Сварочное производство*. - 1983. - N 4. - С. 23-26.
41. Лашко, Н.Ф. Физико-химической фазовый анализ сталей и сплавов // Под ред. Н.Ф. Лашко. – М.: Металлургия. - 1978. - 395 с.
42. Голиков, И.Н. Дендритная ликвация в сталях и сплавах. // И.Н. Голиков, С.Б. Масленков. - М.: Металлургия. - 1977. - 221 с.
43. Лашко, Н.Ф. Физико-химической фазовый анализ сталей и сплавов // Под ред. Н.Ф. Лашко. - М.: Металлургия. - 1970. - 478 с.
44. ГОСТ 2601-84 Государственный стандарт Союза ССР. Сварка металлов. Термины и определения основных понятий. [электронный ресурс] // standartgost.ru - URL: https://standartgost.ru/g/ГОСТ_2601-84 (дата обращения 05.09.2018).

45. Производственная инструкция. Дуговая сварка в среде защитных газов конструкционных, нержавеющей и жаропрочных сталей и сплавов. ПИ 1.4.75-2000. - ОАО «НИАТ». - 2001. - С.6-8.
46. 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.
47. 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.
48. Алешин, Н.П. Сварка. Резка. Контроль: Справочник. В 2-х томах // Под общ. ред. Н.П. Алешина, Г.Г. Чернышев, А.И. Акулов и др. - М.: Машиностроение. - 2004. - Т.2. - С. 81-87.
49. 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.
50. Касаткин, Б.С. Экспериментальные методы исследования деформаций и напряжений // Б.С. Касаткин, А.Б. Кудрин, Л.М. Лобаинов и др. - Киев: Наукова думка. - 1981. - 584 с.
51. Николаев, Г.А. Лазерная обработка в машиностроении // Г.А. Николаев, А.Г. Григорьянц. – Изв. АН СССР. - Серия физическая. - 1983. - Т2. №8. - С.1458-1467.
52. Иванов, В.В. Повышение эффективности проплавления при лазерной сварке с динамической фокусировкой луча / В.В. Иванов, В.В. Байков, А.Г. Григорьянц и др. // Сварочное производство. - 1984. - N5. - С.9-11.

53. Веденов, А.А. Физические процессы при лазерной обработке материалов // А.А. Веденов, Г.Г. Гладуш. - М.: Энергоатомиздат. -1985. -207с.
54. Дьюли, У. Лазерная технология и анализ материалов // У. Дьюли. - Пер. с англ. М.: Наука. -1971. - 504с.
55. Башенко, В.В. Технологические особенности сварки наклонным пучком // В.В. Башенко, В.А. Лопота. - Сварочное производство. - 1981. - N7. - С.19-21.
56. Басов, Н.Г. Квантово-механические полупроводниковые генераторы и усилители электромагнитных колебаний // Н.Г. Басов, Б.М. Вул, Ю.М. Попов - Журнал Экспериментальной и Теоретической Физики. – 1959. – N 37. – С. 416-418.
57. Катаяма, С. Справочник по лазерной техники // под. Ред. С. Катаямы. – М.: Техносфера, 2015. – 704 с.
58. Литвинов, А.П. Свариваемость и работоспособность сварных соединений / А.П. Литвинов, В.В. Дерломенко // Автоматическая сварка. – 2009. – №9. – С.50-56.
59. Официальный сайт ФГПУ «НПО «Техномаш» [электронный ресурс] // tmnpo.ru - URL: <http://www.tmnpo.ru/node/285>. (дата обращения: 20.12.2015)
60. Достижения и перспективы развития лазерной технологии. А.Г. Григорьянц [электронный ресурс] // helpiks.org - URL: <http://helpiks.org/4-97069.html>. – (дата обращения: 16.01.2016)
61. 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. - N3. - С.339-342.

62. Зельниченко, А.Т. Открытие российско-германского центра лазерных технологий / А.Т Зельниченко // Автоматическая сварка. - 2009. - N 9. – С.62-64.
63. Официальный сайт ИЛиСТ СПбГПУ. [электронный ресурс] // ilwt-stu.ru - URL: <http://www.ilwt-stu.ru/institute/history/>. – вкладка «История развития ИЛиСТ». – (Дата обращения: 03.02.2016)
64. Марущенко, В.В. Влияние газового потока на глубину проплавления при сварке конструкционных материалов лучом CO₂-лазера / В.В. Марущенко, А.Г. Григорьянц, В.В. Иванов // Автоматическая сварка. - 1983. - N12. - С.38-44.
65. Ворончук, Д.С. Разработка метода лазерной сварки алюминиевых сплавов по флюсу: Автореферат диссертации на соискание ученой степени кандидата технических наук. Московский государственный технический университет им. Баумана. - Москва. -2000.
66. Чирков, А.М. Высокоэффективный процесс сварки кольцевых соединений малого диаметра из высокоуглеродистых хромистых сталей. Автореферат диссертации на соискание ученой степени кандидата технических наук. Вятский государственный университет. - Киров. - 2001.
67. Грезев, А.Н. Разработка физико-механических основ лазерной сварки конструкционных сталей мощным CO₂-лазерами. Автореферат диссертации на соискание ученой степени доктора технических наук. Московский государственный технический университет им. Баумана. - Москва. -2006.
68. Шахов, С.В. Технология и металлургические особенности лазерной сварки современных авиационных алюминиевых сплавов. Автореферат диссертация на соискание ученой степени кандидата технических наук. Московский государственный технический университет им. Баумана. - Москва. -2007.

69. Туричин, Г.А. Особенности формирования сварных швов при лазерной и гибридной сварке металлов больших толщин с помощью мощных волоконных лазеров / Г.А. Туричин, И.А. Цибульский, Е.В. Земляков, В.В. Харламов // Труды СПбГТУ. - 2009. – №510. - С. 3-18
70. Туричин, Г.А. Лазерная и лазерно-дуговая сварка судостроительных сталей / Г.А. Туричин, И.А. Цибульский, В.М. Левшаков и др. // Материалы 7-й международной конференции «Лучевые технологии и применение лазеров». – 2012. - С.90-102.
71. Туричин, Г.А. Основные принципы создания мультисенсорной системы мониторинга технологических процессов лазерной и гибридной лазерно-дуговой сварки / Г.А. Туричин, И.А. Цибульский, Е.В. Земляков, В.В. Харламов // Сборник трудов 6-й международной конференции «Лучевые технологии и применение лазеров». – 2009. - С.336-371.
72. Agarovich, A.V. etc. Отработка технологии лазерной сварки элементов / A.V. Agarovich., V.G Smelov., A.V. Sotov // XIV International symposium on self-propagating high temperature synthesis. - 2017. - P. 16-19
73. Смелов, В.Г. Особенности лазерной сварки малых толщин конструкций авиационно-космической техники / В.Г. Смелов, А.В. Сотов, М.В. Львов // Проблемы и перспективы развития двигателестроения: материалы докладов междунар. науч.-техн. кон. 25-27 июня 2014 г. - Самара: СГАУ, 2014. - В 2 Ч. Ч. 1. - 2014. - С. 125-126
74. Скупов, А.А. Структура и свойства сварных соединений сплавов В-1579 и В-1481, выполненных лазерной сваркой / А.А. Скулов, М.Д. Пантелеев, Е.Н. Иода // Труды ВИАМ. - 2017. - №7 (55). - С.62.
75. ГОСТ Р 57180-2016 Национальный стандарт Российской Федерации. Соединения сварные. Методы определения механических свойств, макроструктуры и микроструктуры [электронный ресурс] //

standartgost.ru

-

URL:

<https://files.stroyinf.ru/Data2/1/4293751/4293751038.pdf> (дата обращения 05.12.2019).

76. 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. - Т.20. - N 4(2). – С.170-176.
77. Баранов, Д.А. Структура сварного шва, сформированного при лазерной сварке Cr–Ni-сплава при производстве ГТД / Д.А. Баранов, К.В. Никитин, А.А. Паркин, С.С. Жаткин, В.Г. Климов // Металлургия машиностроения. - Москва. - 2016. - N.3, - С.46-48.
78. Баранов, Д.А. Исследование структуры сварных швов, сформированных лазерной сваркой жаропрочного сплава ХН68ВМТЮК-ВД (ЭП693-ЭД) при производстве деталей и узлов ГТД / Д.А. Баранов, В.Г. Климов, А.А. Паркин, С.С. Жаткин, А.С. Попов // Известия Самарского научного центра Российской академии наук. - Самара. - 2016. - Том 18, N.1 (2), - С. 148-152.
79. ГОСТ 5639-82 Международный стандарт. Стали и сплавы [электронный ресурс] // standartgost.ru - URL: <http://docs.cntd.ru/document/gost-5639-82> (дата обращения 05.12.2019).
80. Баранов, Д.А. Влияние вакуумного отпуска на структурные свойства жаропрочного никелевого сплава ЭП693 [Текст] / Д.А. Баранов, К.В. Никитин, А.А. Паркин и др. // Литейное производство. 2018. - №11. - С.3-8.
81. Жаткин, С.С. Влияние термической обработки на структуру и свойства сварного шва при лазерной сварке жаропрочного сплава ЭП693-ЭД, используемого в производстве ГТД / С.С. Жаткин, Д.А. Баранов, А.А.

- Паркин и др. // Известия Самарского научного центра Российской академии наук. – 2016. – Т.18, No. 4 (6). – С. 1106-1112.
82. Баранов, Д.А. Особенности воздействия CO₂-лазера на структуру сварного шва при лазерной сварке жаропрочного сплава, используемого в производстве деталей и узлов ГТД [Текст] / Д.А. Баранов, В.Г. Климов, А.А. Паркин и др. // В сб.: Проблемы и перспективы развития двигателестроения: Материалы докладов межд. Науч.-техн. Конф. 2016г. - В 2ч.Ч.1. – 256с.
83. Баранов, Д.А. Исследование структуры и элементный анализ лазерного шва после термической обработки жаропрочного сплава ХН68ВМТЮК-ВД [Текст] / Д.А. Баранов, А.А. Паркин, С.С. Жаткин, А.С. Попов // Проектирование и перспективы технологии в машиностроении, металлургии и их кадровое обеспечение. Материалы III-ей Всероссийской научно-практической конференции. 2017. – С. 225-230
84. Baranov, D.A. HN45VMTYUBR Alloy: Impact Beam Welding Modes on Microstructure and Distribution of Alloying Elements in the Seam [Текст] / D.A. Baranov, A.A. Parkin, S.S. Zhatkin // Solid State Phenomena. 2018. - Vol.284. - pp 530-535.
85. Баранов, Д.А. Обеспечение прочности сварных соединений при лазерной сварке жаропрочного дисперсионно-твердеющего никелевого сплава ЭП693 [Текст] / Д.А. Баранов, С.С. Жаткин, В.И. Никитин и др. // Известия вузов. Цветная металлургия. №3. – Москва. – 2021. – С. 57-64.
86. Федоров, Б.М. Влияние параметров лазерной сварки на прочность никелевых сплавов / Б.М. Федоров, А.И. Мисюров // Технология машиностроения. - 2011. - N.11, - С.44-45.
87. Техническая отчет №264с // ПАО «Кузнецов».
88. Техническая отчет №4572// ПАО «Кузнецов».

89. Техническая отчет №263с // ПАО «Кузнецов».
90. Техническая отчет №138с // ПАО «Кузнецов».
91. Ножницкий, Ю.А. Нормы прочности авиационных газотурбинных двигателей военной авиации // Ю.А. Ножницкий. – М.: ЦИАМ. - 2005. - 278с.

ПРИЛОЖЕНИЕ А

Акт о внедрении результатов диссертационной работы

Главный инженер
ПАО «ОДК-Кузнецов»
О.Н. Гусев



АКТ

о внедрении результатов диссертационной работы

Баранова Дмитрия Александровича на тему:

«Исследование и разработка технологии лазерной сварки жаропрочных сплавов при изготовлении ГТД»

Комиссией ПАО «ОДК-Кузнецов» в составе главного конструктора А.А. Колотыгина, главного сварщика Е.Ю. Щедрина рассмотрен вопрос об использовании результатов диссертационной работы Баранова Дмитрия Александровича и установлено следующее:

1. По разработанному маршрутно-технологическому процессу лазерной CO_2 -сварки с импульсно-периодическим излучением жаропрочного дисперсионно-твердеющего никелевого сплава ХН68ВМТЮК, представленному в работе, изготовлен опытный образец ДСЕ «Корпус внутренний» 1-ого соплового аппарата, прошедший все стадии контроля и соответствующий предъявляемым требованиям к продукции.

2. Полноценное внедрение технологического процесса лазерной CO_2 -сварки в серийное производство возможно после проведения типовых испытаний сборочной единицы в составе газотурбинного двигателя в соответствии с ОСТ 1 00450-82 «Двигатели авиационные, вспомогательные силовые установки, выносные коробки привода агрегатов, редукторы и трансмиссии» п. 1.6. «Изменение установившейся в серийном производстве технологииковки, штамповки, отливки, термической обработки и контроля качества поковок, штамповок, отливок, изменение технологии сварных

швов и паяных соединений, имеющихся методов и режимов сварки (пайки), изменение режимов механической обработки, изменение методов и режимов упрочнения деталей, которые могут привести к повышению остаточных напряжений в поверхностных слоях материала, наклепу или прижогам, изменение методов контроля и порядка приемки деталей и сборочных единиц, а также другие изменения технологических процессов, которые могут повлиять на качество изделия и его эксплуатационную надежность, могут вводиться только после проведения специальных проверок, исследований и типовых испытаний, подтверждающих сохранение или повышение качества деталей или сборочных единиц».

Главный конструктор

 А.А. Колотыгин

Главный сварщик

 Е.Ю. Щедрин