

ОБЪЕДИНЕННАЯ ДВИГАТЕЛЕСТРОИТЕЛЬНАЯ КОРПОРАЦИЯ
ПАО «ОДК-Кузнецов»

УТВЕРЖДАЮ
Технический директор
ПАО «ОДК-Кузнецов»

B.C. Стогов
«___» 20__ г.

КОНКУРСНАЯ РАБОТА
в номинации «За создание новой технологии»
в конкурсе «Авиастроитель года» по итогам 2022 года

на тему: «Повышение показателей свариваемости жаропрочных дисперсионно-твердеющих железохромоникелевых и никелевых сплавов методом лазерной сварки при производстве деталей и сборочных единиц опоры и статора турбины газотурбинного двигателя»

Самара
2023 года

ОГЛАВЛЕНИЕ

ВВЕДЕНИЕ.....	3
ГЛАВА 1. АНАЛИЗ СЕРИЙНОЙ ТЕХНОЛОГИИ СОЗДАНИЯ НЕРАЗЪЕМНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ИЗ ЖАРОПРОЧНОГО СПЛАВА.....	7
ГЛАВА 2. ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССА ФОРМИРОВАНИЯ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ПРИ ЛАЗЕРНОЙ CO_2 СВАРКЕ ЖАРОПРОЧНЫХ СПЛАВОВ.....	11
2.1. Влияние параметров лазерной CO_2 -сварки на формирование шва жаропрочного сплава ХН45МВТЮБР (ЭП718).....	11
2.2. Влияние присадочного материала при лазерной CO_2 -сварке на формирование шва жаропрочного сплава	26
Выводы по главе	26
ГЛАВА 3. ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ ЖАРОПРОЧНОГО НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА	27
Выводы по главе	31
ГЛАВА 4. КРАТКОВРЕМЕННАЯ ПРОЧНОСТЬ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ, ВЫПОЛНЕННЫХ ЛАЗЕРНОЙ CO_2 -СВАРКОЙ ИЗ ЖАРОПРОЧНОГО НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА	32
Выводы по главе	33
ГЛАВА 5. ПРЕДЕЛ ВЫНОСЛИВОСТИ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ, ВЫПОЛНЕННЫХ ЛАЗЕРНОЙ CO_2 -СВАРКОЙ ИЗ ЖАРОПРОЧНОГО НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА	34
Выводы по главе	35
ОБЩИЕ ВЫВОДЫ ПО РАБОТЕ.....	37

ВВЕДЕНИЕ

Актуальность работы. 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 двигателестроения является стремление материаловедов увеличить жаропрочность и уменьшить ползучесть 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 уменьшению показателей свариваемости, то есть уменьшается сопротивляемость металла к трещинообразованию при сварке и последующей термической обработке. В связи с этим к данным сплавам предъявляют особые требования по созданию качественных неразъемных соединений. Если обратиться к ГОСТ 29273-92, то свариваемость – это когда сваркой обеспечивается металлическая целостность при соответствующей технологии так, чтобы свариваемые заготовки отвечали нормативно-технической документации, как в отношении их собственных качеств, так и в отношении их влияния на изделие, которое они образуют. Учитывая сложность ГТД, к сварным соединениям предъявляется комплекс

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

Исследование свариваемости этих сплавов традиционными источниками нагрева показали, что основной проблемой при сварке является образование горячих трещин ввиду возникновения высоких напряжений.

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 «кинжалным» проплавлением при изготовлении ДСЕ из тонколистового проката нецелесообразно, по причине сложности соблюдения отношения глубины проплава к ширине шва.

Другим инновационным современным методом сварки с высокой концентрацией энергией и меньшим тепловложением является лазерная сварка (ЛС). Преимуществом ЛС является возможность изменения режимов в широком диапазоне, обеспечивающем не только возможность сварки различных металлов толщиной от нескольких микрометров до десятков миллиметров, но и проведение принципиально различных механизмов проплавления. В отечественной промышленности 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.

Целью настоящей работы является проведение материаловедческих исследований структуры и свойств сварных соединений для повышения показателей свариваемости при создании неразъемных соединений из жаропрочных никелевых сплавов путем применения лазерной сварки с обеспечением необходимых эксплуатационных характеристик.

Для достижения поставленной цели в диссертационной работе решались следующие задачи:

1. Исследование формирования структуры и свойств шва, дефектообразование в сварном соединении из жаропрочных сплавов XH45ВМТЮБР, XH68ВМТЮК при воздействии лазерного излучения;
2. Исследование структуры и свойств сварного соединения из жаропрочного сплава XH68ВМТЮК, 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 XH68ВМТЮК, выполненных лазерной сваркой;
4. Разработка маршрутной технологии лазерной сварки жаропрочного сплава XH68ВМТЮК корпуса внутреннего 1-ого соплового аппарата статора турбины ГТД применимой для.

Научная новизна работы связана с исследованием особенностей формирования структуры и свойств сварного соединения из тонколистового проката жаропрочных дисперсионно-твердеющих железохромоникелевых и никелевых сплавов при воздействие лазерного излучения

1. Установлено, что уменьшение дефектообразования, а именно образование пор в сварном шве и трещинообразование в окколошовной зоне (ОШЗ) для сварных соединений из жаропрочных сплавов XH45ВМТЮБР,

ХН68ВМТЮК достигается за счет увеличения плотности мощности и уменьшение времени лазерного излучения.

2. Установлено, что повышение прочности σ_e сварных соединений из жаропрочного сплава ХН68ВМТЮК, полученных при оптимальных режимах ($P_{ли}=4$ кВт, $v_{св}=33,3$ мм/с, $v_{п.}=33,3$ мм/с) лазерной сварки возможно, за счет термической обработки в виде закалки ($T=1000\pm50$ °C, $t=4$ ч) с последующим старением ($T=700\pm50$ °C, $t=16$ ч), которая стабилизирует структуру сварного соединения. Полученные данные кратковременной прочности при температуре 800 °C при лазерной сварке на 13% выше кратковременной прочности сварных соединений, выполненных традиционными видами (дуговой) сварки.

3. Впервые определен предел выносливости σ_I (при долговечности 10^6 циклов) для стыковых сварных соединений из жаропрочного сплава ХН68ВМТЮК, выполненных лазерной сваркой.

4. Установлено, что изготовление обечаек опоры и статора турбины ГТД из жаропрочного сплава ХН68ВМТЮК с обеспечением необходимых норм прочности лазерная сварка по оптимальным режимам применима для конструкций, работающих с максимальными напряжениями на сварные швы до 120 МПа.

1. АНАЛИЗ СЕРИЙНОЙ ТЕХНОЛОГИИ СОЗДАНИЯ НЕРАЗЪЕМНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ИЗ ЖАРОПРОЧНОГО СПЛАВА

Для разработки технологии лазерной CO_2 -сварки была выбрана серийная сборочная единица «Корпус внутренний» 1-ого соплового аппарата (см. рис. 1.1.), состоящая из пяти сварных соединений, сварные швы данного узла подвергаются 100% рентгенографическому контролю после сварки и после последующей термической обработки.



Рисунок 1.1. Корпус внутренний: *а* – 3D модель, *б* – сборочная единица

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 см^2 . Трешины, непровары не допускаются.

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

В серийном производстве ПАО «ОДК-Кузнецов» при создании неразъемных соединений для данной детали применяется аргонодуговая 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. 1.2), 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;

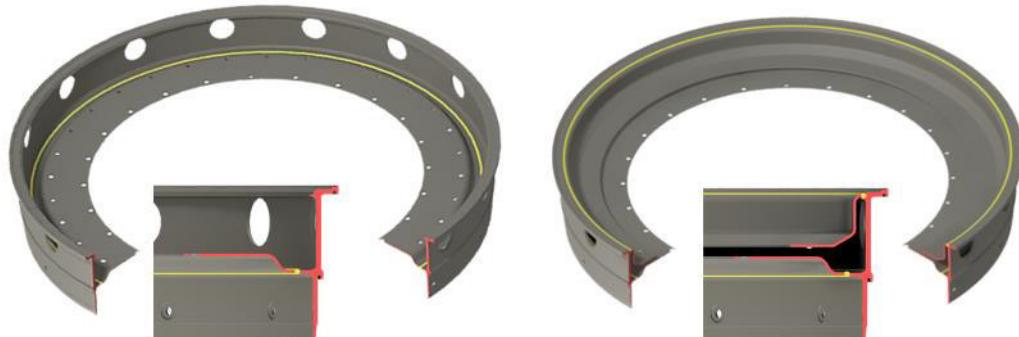


Рисунок 1.2. Сборка подузла №1:
а – установка 1-ой диафрагмы, б – установка 2-ой диафрагмы

- сборку подузла №2 (см. рис. 1.3), а именно фланца с конусной обечайкой. Далее по технологическому процессу производят: аргонодуговую 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);

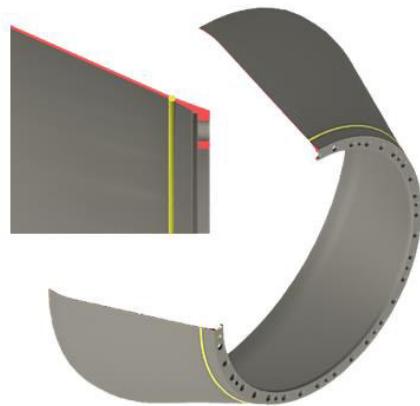


Рисунок 1.3. Сборка подузла №2

- сборку подузла №1, подузла №2 в узел (см. рис. 1.4), 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.

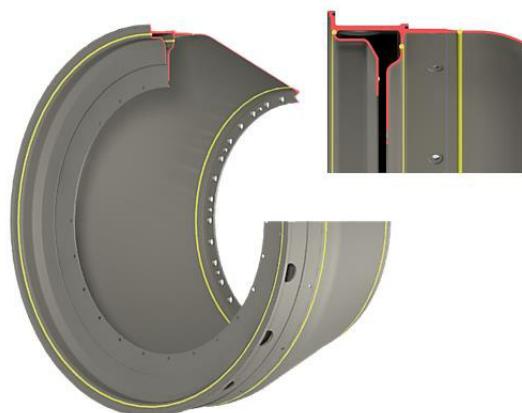


Рисунок 1.4. Сборка узла по аргонодуговою сварку

Сборка всех деталей производится в специализированной сборочной оснастке.

Далее сборочная единица подвергается последующей термической обработки в виде закалки с последующим старением. Закалка происходит при температуре 1000 ± 50 °C в течении 4 часов + старение на воздухе при температуре 700 ± 50 °C 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. 1.5.)

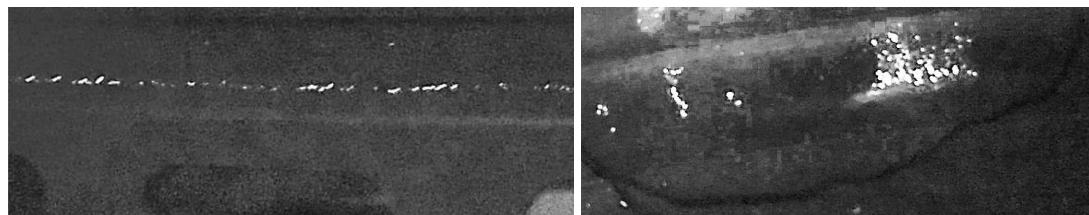


Рисунок 1.5. Трещины сварных соединений

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 CO_2 -сварки.

2. ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССА ФОРМИРОВАНИЯ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ПРИ ЛАЗЕРНОЙ CO_2 СВАРКЕ ЖАРОПРОЧНЫХ 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 CO_2 -сварке.

2.1. Влияние параметров лазерной CO_2 -сварки на формирование шва жаропрочного дисперсионно-твердеющего железохромоникелевого сплава ХН45МВТЮБР (ЭП718).

Ключевой особенностью ЛС с импульсно-периодическим излучением является механизм формирования сварочной ванны при сварке материала с «кинжалным» 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 проходит в режиме «кинжалного» 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 «кинжалным» проплавлением характеризуется образованием парогазового канала, что является ключевым отличием от сварки тонколистового проката. Основными параметрами режимов ЛС с «кинжалным» 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 качества сварных соединений.

На рисунке 2.1 показана схема обозначения параметров сварного шва. Результаты измерений параметров сварных швов в зависимости от режимов сварки представлены в таблице 2.1.

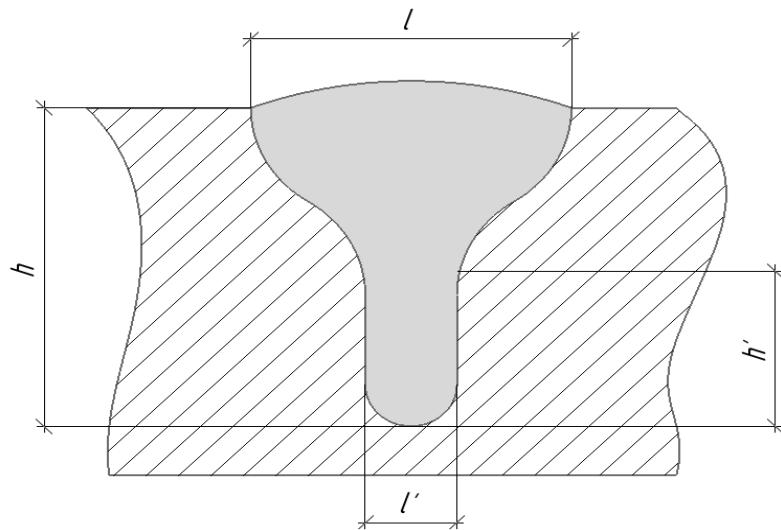


Рисунок 2.1. Схема обозначения параметров лазерного сварного шва: e – ширина сварного шва, e' – ширина корня сварного шва (парового канала); h – глубина сварного шва; h' – глубина парового канала.

Таблица 2.1. - 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 , * 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
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_{IH}	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_{IK}	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_{IH}	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_{IK}	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.

Процесс сварки с «кинжалым» проплавлением протекает с локальным проплавлением и испарением металла, в результате чего образуется углубление на поверхности, и при необходимой мощности ЛИ оно развивается 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 верней области сварного шва по сравнению с его нижней частью, формируя тем самым «грибовидную» форму шва.

На основании полученных экспериментальных данных (см. табл. 2.1) проведя регрессивный анализ зависимости глубины проплавления (h) от погонной энергии (q), решив нелинейное уравнение (2.1) зависимости (y от x), применив метод наименьших нелинейных квадратов и метод Крамера, построен график (см. рис. 2.2) зависимости глубины проплава от погонной энергии лазерного излучения.

$$y = a * x^3 + b * x^2 + c * x + d, \quad (2.1)$$

где y – глубина проплавление, x – погонная энергия

Из анализа данных таблицы 2.1 и рисунков 2.2 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. Следовательно, изменение плотности мощности лазерного излучения оказывает влияние только на глубину формирования парового канала, то есть глубину сварного шва.

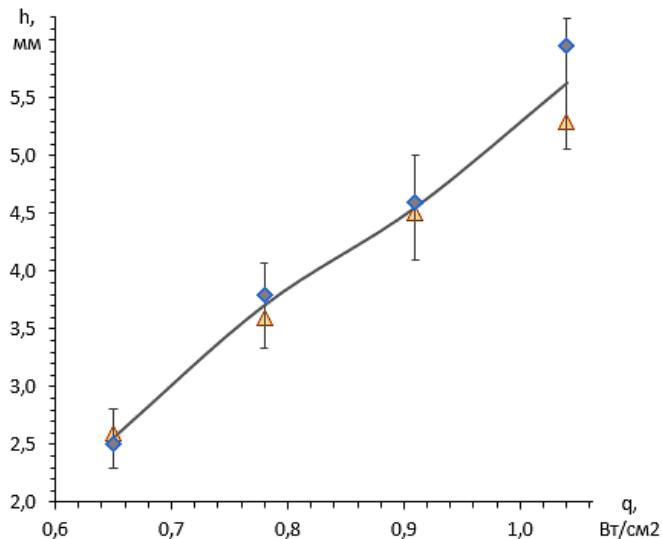


Рисунок 2.1. График зависимости глубины проплава сварного шва от плотности мощности лазерного излучения при длительности воздействии $21 \cdot 10^{-3}$ с:

Δ - экспериментальные значения глубины проплава в начале шва.
 \diamond - экспериментальные значения глубины проплава в конце шва.

Аналогично, применив регрессивный анализ данных, построен график (см. рис. 2.2) зависимости ширины сварного шва от длительности воздействия лазерного излучения.

Из анализа данных таблицы 2.1 и рисунка 2.3 по формированию сварного шва в зависимости от длительности воздействия при постоянной плотности мощности лазерного CO_2 излучения видно, что существенное влияние длительности воздействия оказывается на ширину сварного шва. Данная тенденция обусловлена временем воздействия лазерного CO_2 излучения на материал, которое позволяет сформировать более правильную форму «кинжалного» проплавления и существенно уменьшить зону термического влияния.

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

В таблице 2.2 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.

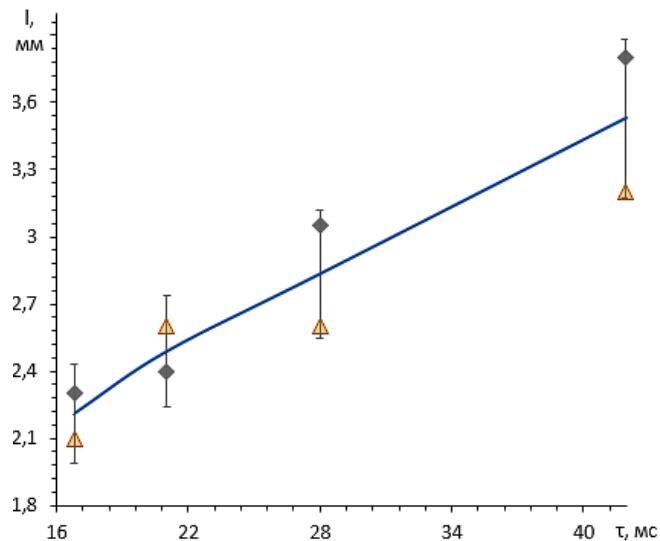


Рисунок 2.3. График зависимости ширины сварного шва от длительности воздействия лазерного излучения при постоянной погонной мощности $1 \cdot 10^6 \text{ Вт}/\text{см}^2$:

Δ - экспериментальные значения глубины проплава в начале шва.

\diamond - экспериментальные значения глубины проплава в конце шва.

Из таблицы 2.2 видно, что расход мощности для проплавления 1 мм глубины при постоянной плотности мощности лазерного излучения ($0,6 \cdot 10^5 \text{ Вт}/\text{см}^2$) 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.

При плотности мощности лазерного излучения от $0,8 \cdot 10^5$ до $1,0 \cdot 10^5 \text{ Вт}/\text{см}^2$ 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.

Таблица 2.2 - 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 $V_{\text{св}}$, 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.

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 $V_{\text{св}}$. Наименьший расход мощности (0,53 – 0,73 кВт/мм) достигается при $P = 4.0$ кВт и скоростях сварки $V_{\text{св}} = 16,6$ мм/с – 41,6 мм/с.

На рисунке 2.4 представлена макроструктура сварных швов, полученных при скорости сварки $V_{\text{св}} = 16,6$ мм/с и различных мощностях.

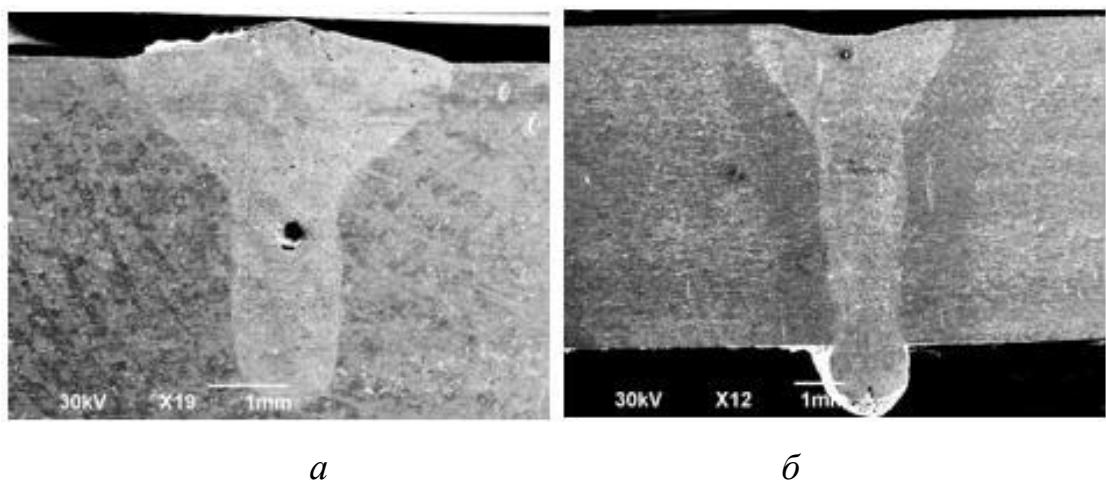


Рисунок 2.4. Макроструктура и форма сварного шва при скорости $V_{\text{св}} = 16,6$ мм/с:
а - $P = 3$ кВт, $q = 0,8 \cdot 10^5$ Вт/см²; б - $P = 4$ кВт, $q = 1,0 \cdot 10^5$ Вт/см²

Структура сварного шва в верхней его части в переходной зоне от «грибовидной» части к паровому каналу (см. рис.2.4, а) характеризуется неоднородностью и наличием крупной поры до 0,35 – 0,4 мм, образовавшейся

после конденсации и кристаллизации металла в зоне парового канала. Образование микротрещин в окколошовной зоне и сварном шве практически не наблюдается.

При мощности 4 кВт и скорости сварки 16,6 мм/с (см. рис. 2.4, б) произошло сквозное проплавление образца толщиной 6мм, наблюдается уменьшение количества и интенсивности пор, что обусловлено выходом пор через корень шва.

На рисунке 2.5 представлены форма, размеры и дефекты сварных швов, полученных при различных мощностях и постоянной скорости сварки $V_{\text{св}} = 25$ мм/с

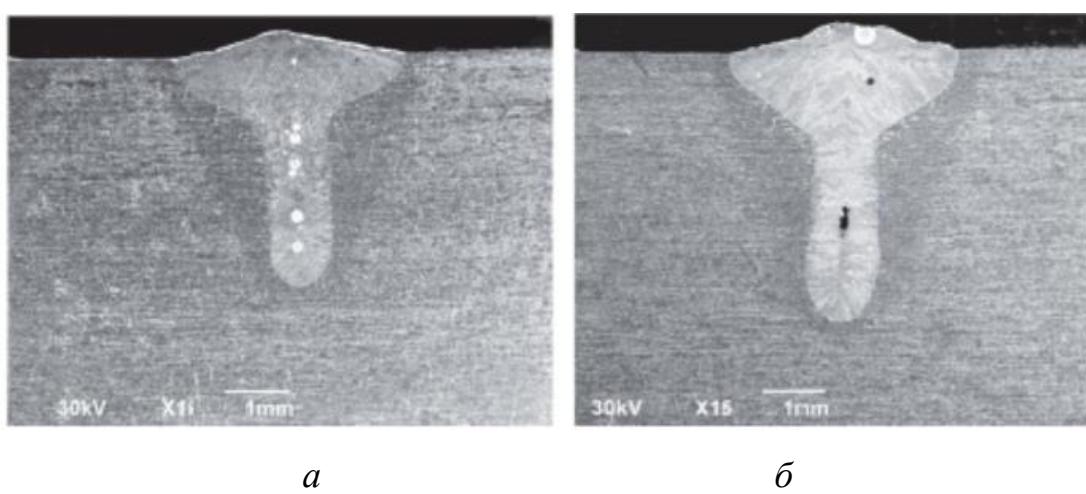


Рисунок 2.5. Макроструктура и форма сварного шва при скорости $V_{\text{св}} = 25$ мм/с:

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

В сварном шве, сформированном при мощности лазерного излучения 3 кВт (см. рис.2.5, 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.

В верхней части сварного шва, полученного при мощности лазерного излучения 3,5 кВт (см. рис 2.5, б), имеется пора сферической формы 100 мкм,

в центральной части имеется вытянутый вдоль оси сварного шва дефект, напоминающий пору.

В окколошовной 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.

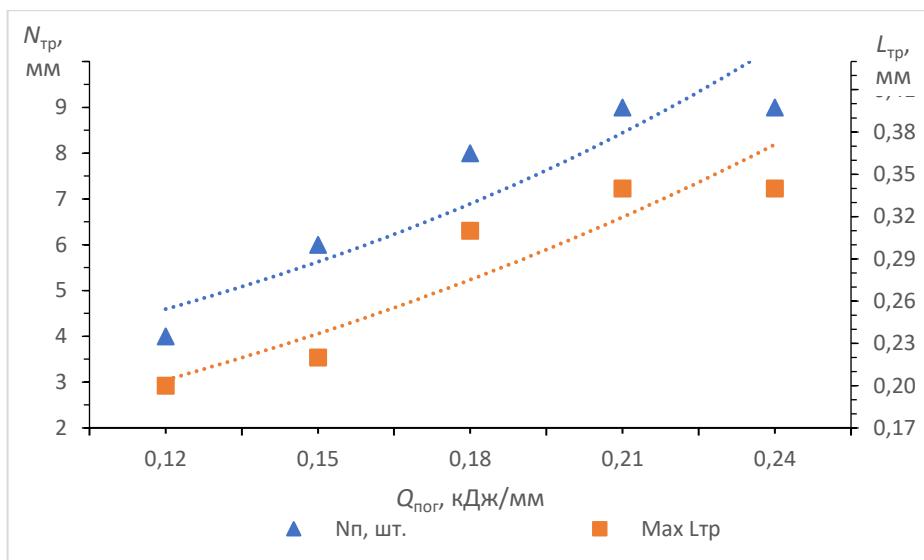


Рисунок 2.6 Зависимость количества и длины микротрещин от погонной энергии

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

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

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 «кинжалного» проплавления, уменьшить порообразование и микрорастескивание в околосшовной зоне.

2.2 Влияние присадочного материала при лазерной CO_2 -сварке на формирование шва жаропрочного дисперсионно-твердеющего никелевого сплава ХН68ВМТЮК (ЭП693) при лазерной CO_2 сварки.

Важным технологическим приемом при ЛС с глубоким проплавлением является применения 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 CO_2 -лазерная сварка в стапеле с медной подложкой и высокой концентрацией сфокусированного

лазерного излучения формирует форму сварного шва в виде "песочных часов" (рис. 2.7).

Сваркой с высокой концентрацией сфокусированного лазерного излучения при высоких скоростях сварки образуется структура, характерная для сварки "кинжалным" проплавлением (см. рис. 2.7, *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 кинжалного проплавления сварочной ванны паровой канал достигает канавки между подложкой и свариваемыми заготовками (см. рис. 2.7). Таким образом, при высоких скоростях сварки причинами формирования шва характерной формы является образование поверхностной плазмы, парового канала и плазмы, образующейся в корне шва.

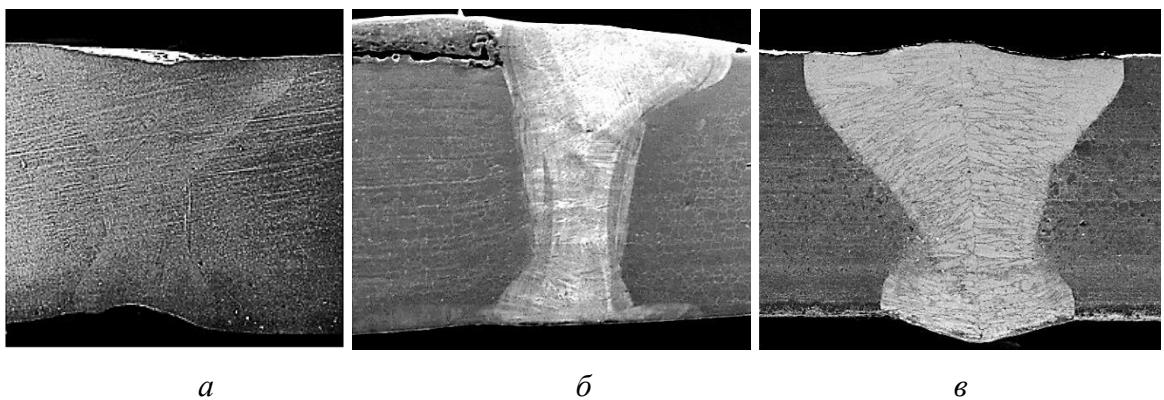


Рисунок 3.8. Макроструктура сварного шва при увеличении $X50$: *а* – без присадочного материала, *б* – замковое соединение, *в* – с присадочной проволокой

При сварке стыкового соединения без использования присадочной проволоки (см. рис. 2.7, *а* и 2.8, *а*) на поверхности образуется утонение сварного шва. При малой ширине сварного шва в корне стыкового соединения (см. рис. 2.7, *а*) масса расплава незначительна и поэтому силы поверхностного

натяжения расплава превышают массовые силы и стягивают расплав, формируя вогнутость в корне шва.

Преимуществом лазерной сварки с высокой концентрацией излучения и высокой скоростью в режиме "кинжалного" 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. 2.8, 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. 2.8, в). При непрерывной подаче присадочной проволоки образуется усиление сварного шва (см. рис. 2.8), 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 слабины" — стык двух фронтов кристаллизации с явно выраженной зональной ликвацией.

Направленная кристаллизация, наблюдаемая в микроструктуре сварного шва, может повышать предел выносливости и другие свойства.

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. 2.8) за счет высоких скоростей сварки.

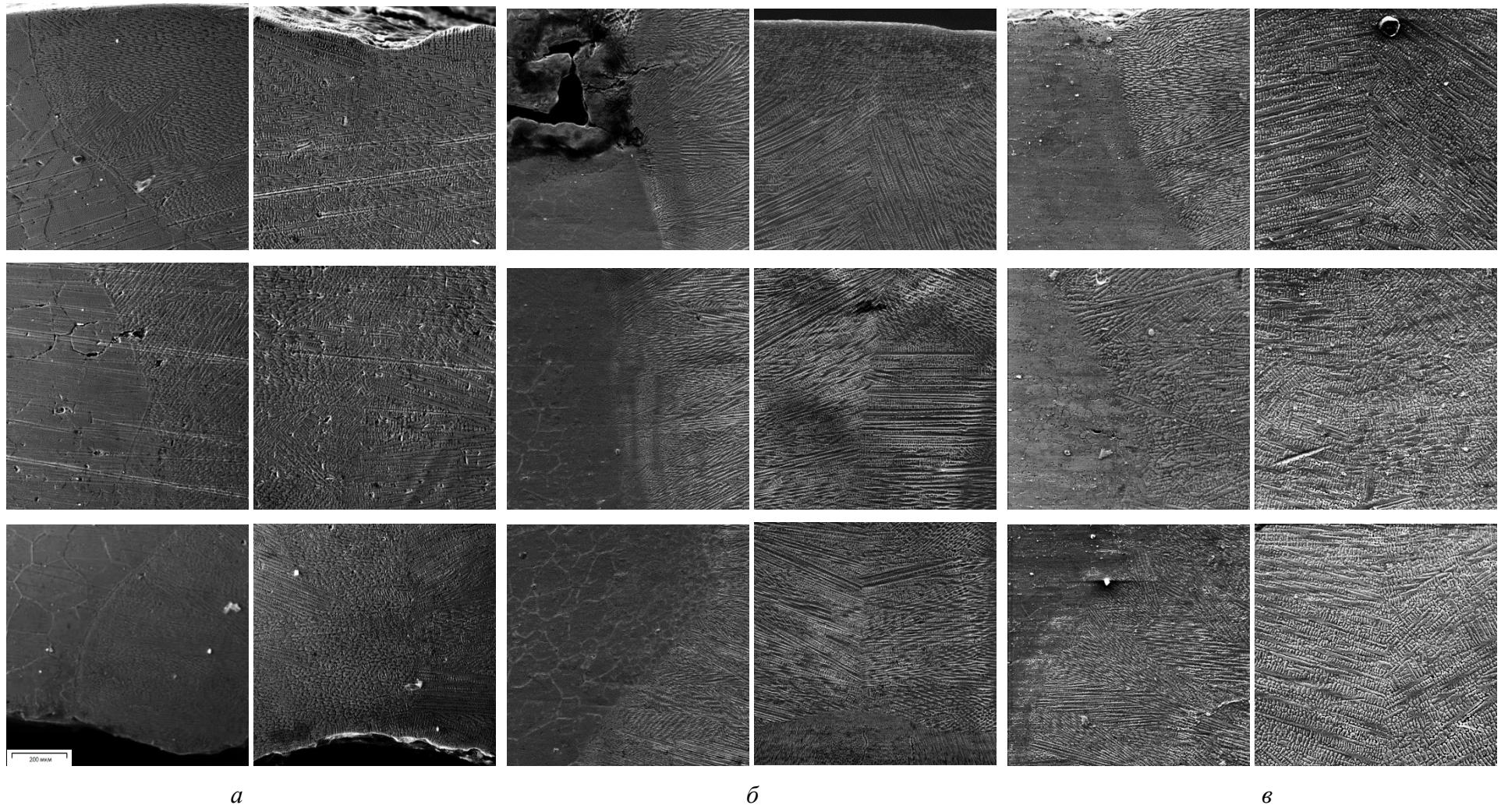


Рисунок 2.8. Микроструктура сварных швов при увеличении $X500$:

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

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 Mo в присадочном материале существенно увеличивает деформационную способность свариваемого материала, что особенно важно на стадии охлаждения. Применение присадочного бурта в процессе сварки не рекомендуется, ввиду вероятности образования дефектов в виде несплавления на поверхности и непроваров в корне шва.

Выводы по главе 2

На основании проведенного анализа влияния технологических параметров на процесс формирования сварного соединения при лазерной CO_2 -сварке жаропрочного дисперсионно-твердеющего железохромоникелевого ХН45МВТЮБР (ЭП718) и никелевого ХН68ВМТЮК (ЭП693) сплавов установлено:

1. Влияние мощности и скорости сварки 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 мощности и скорости сварки на формирование «грибовидности» сварного шва при «кинжалном» проплавлении. Увеличение плотности мощности и уменьшение длительности воздействия лазерного излучения формируют более правильную модель «кинжалного» 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. 08Х15Н60М15 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 «кинжалным» проплавлением стоит отдавать приоритет более высокой скорости сварки.

3. ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ ЖАРОПРОЧНОГО СПЛАВА.

В данном разделе рассматривается влияние термической обработки на структуру жаропрочного дисперсионно-твердеющего никелевого сплава ХН68ВМТЮК (ЭП693). 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.

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

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

Микроструктура сварного шва до термообработки и после нее представлена на рис. 3.1. 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, наблюдавшаяся в микроструктуре сварного шва, может повысить предел прочности на разрыв.

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. 3.1, *a*) за счет высоких скоростей сварки.

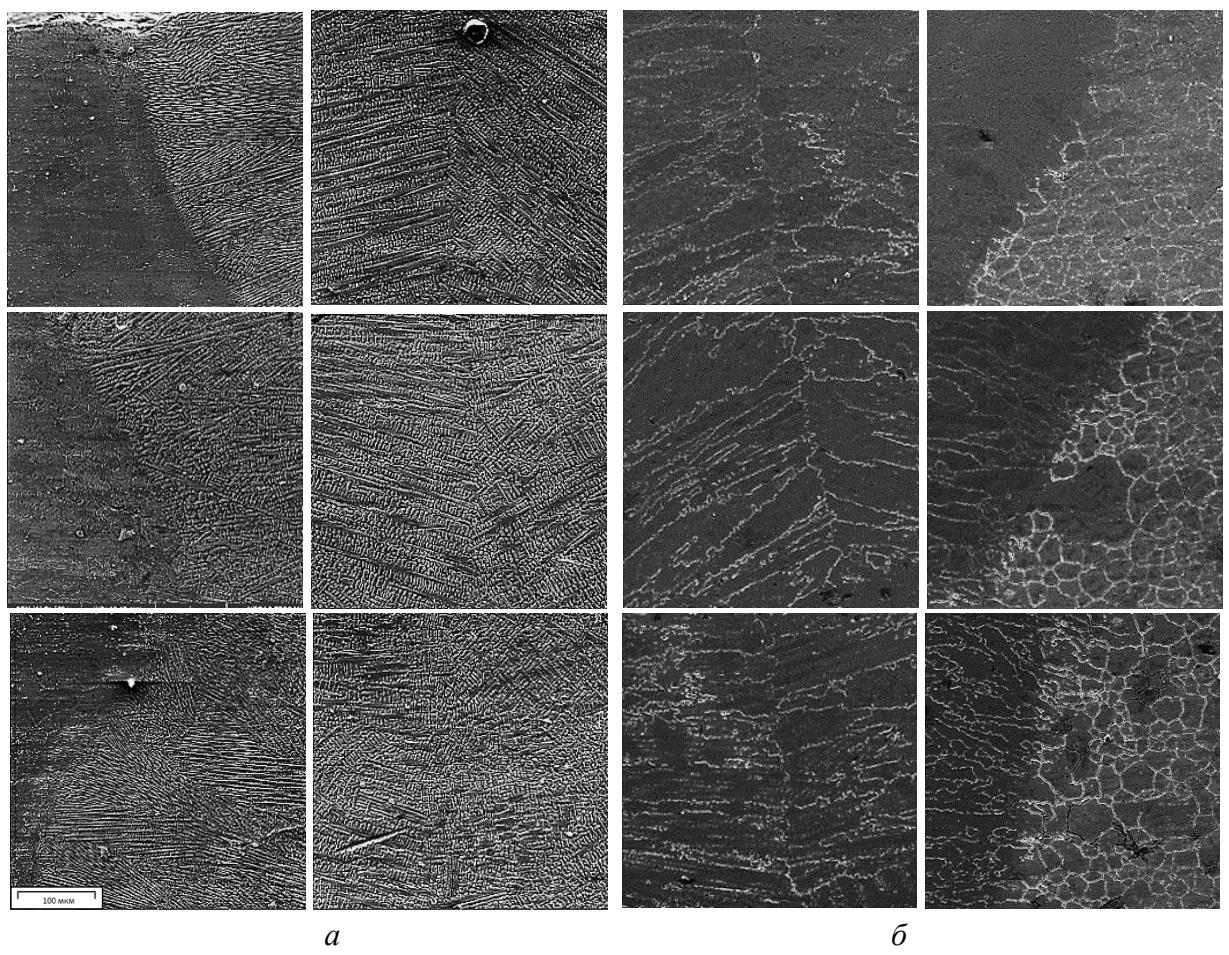


Рисунок 3.1. Микроструктура сварного шва, увеличение $X500$: *a* – до ТО (состояние поставки), *б* – после ТО (закалка+ старение)

Результаты исследования микроструктуры сварного шва после термической обработки представлены на рис. 3.1, *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. 3.2), которые представляют собой важную упрочняющую фазу. Они обеспечивают необходимые прочностные свойства сплавов при температурах, лежащих выше границы растворимости интерметаллидной γ' -фазы.

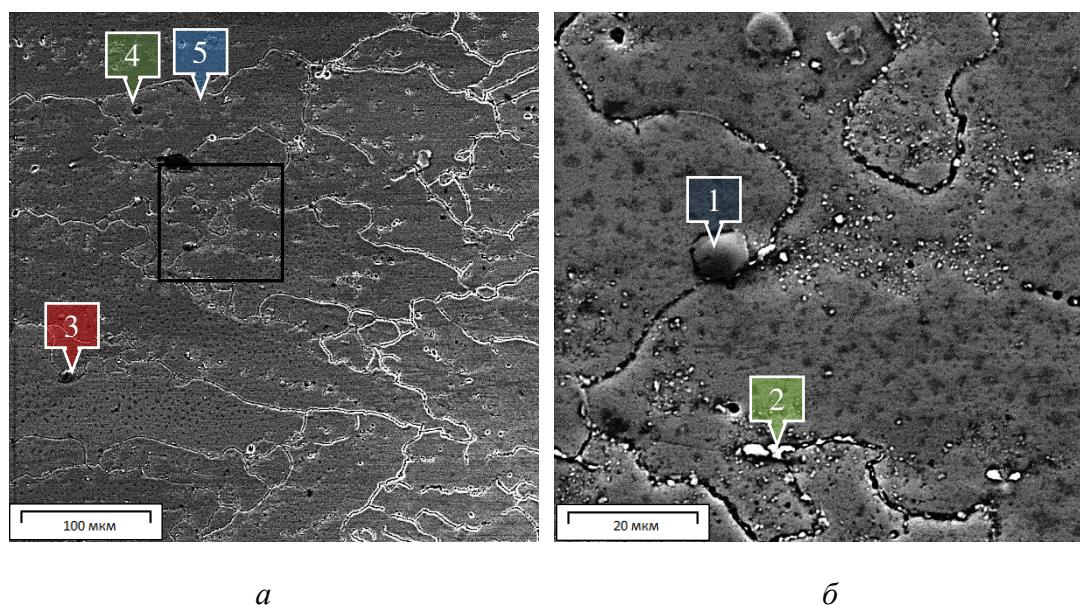


Рисунок 3.2. Микроструктура сварного шва и зоны сплавления, карбидов и нитридов металла: *a* - X500, *b* - X3000

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. 3.2, б).

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. 3.2.

Таблица 3.1 – Элементный химический состав участков зоны сварки никелевого сплава ХН68ВМТЮК-ВД (ЭП693-ЭД)

Элементы	C	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. 3.1), а также карт элементного анализа (см. рис. 3.2), можно предположить, что фазы внедрения при взаимодействии титана с углеродом и азотом образуют карбонитриды титана. На рис. 3.2 зона 1 – предположительно карбид титана; зона 2 – наиболее вероятно сложный карбид вольфрама, молибдена, хрома, титана; 3, 4 – предположительно нитриды титана небольшого размера (микроны); 5 – микроструктура сплава шва (основа хром-никель с растворенным кобальтом, молибденом, титаном и алюминием).

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.

Выводы по главе

На основании проведенного анализа влияния термической обработки на структуру материала установлено:

1. 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.

2. После закалки 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.

3. 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.

4. 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.

4. КРАТКОВРЕМЕННАЯ ПРОЧНОСТЬ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ, ВЫПОЛНЕННЫХ ЛАЗЕРНОЙ CO_2 -СВАРКОЙ ИЗ ЖАРОПРОЧНОГО СПЛАВА

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 CO_2 -сваркой из жаропрочного дисперсионно-твердеющего никелевого сплава ХН68ВМТЮК (ЭП693).

Далее по тексту в таблице 4.1. представлены экспериментальные и литературные данные кратковременной прочности сварных соединений, выполненных АДС и ЛС в ЗСП + Св. и в ЗСП + Св. + З и Ст.

Таблица 4.1. - Физико-механические свойства жаропрочного дисперсионно-твердеющего никелевого сплава ЭП693 в зависимости от вида сварки

Способ сварки	Присадочный материал	Режим термической обработки	σ_b , МПА при 20 °C	σ_b , МПА при 800 °C
ЛС	ЭП 367	ЗСП + Св.	870 ÷ 897	735
		ЗСП + Св. + З и Ст.	1084 ÷ 1132	765
АДС	-	ЗСП + Св. + З и Ст.	981÷1079	589 ÷ 687
Исходный лист ЭП693	-	ЗСП	980	-
	-	З и Ст.	980 ÷ 1080	588 ÷ 686

Применение гомогенной присадочной проволоки ЭП367 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.

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.

Выводы по главе

На основании проведённого анализа кратковременной прочности сварного соединения, выполненного по оптимальному режиму лазерной сварки, установлено:

1. Кратковременная прочность сварных соединений из жаропрочного дисперсионно-твердеющего никелевого сплава ЭП693, 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 ЭП693, выполненных лазерной сваркой с последующей термической обработкой стабилизирует структуру сварного соединения и повышает ее прочность до 10% прочности от основного материала. Повышение прочности обусловлено применением гомогенной присадочной проволоки ЭП367 за счет дополнительного легирования шва титаном и алюминием из основного материала.

5. ПРЕДЕЛ ВЫНОСЛИВОСТИ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ, ВЫПОЛНЕННЫХ ЛАЗЕРНОЙ CO_2 -СВАРКОЙ ИЗ ЖАРОПРОЧНОГО СПЛАВА

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 будет рассмотрены полученные данные предела выносливости сварного соединения, выполненного по оптимальному режиму при помощи лазерной CO_2 -сваркой из жаропрочного дисперсионно-твердеющего никелевого сплава ХН68ВМТЮК (ЭП693).

В таблице 5.1 представлены полученные данные кратковременной прочности сварных соединений, выполненных АДС и ЛС в ЗСП + Св. и в ЗСП + Св. + З и Ст.

Таблица 5.1. - Предел выносливости жаропрочного дисперсионно-твердеющего никелевого сплава ЭП693

Способ сварки	Присадочный материал	Режим термической обработки	σ_{-1} , МПа при долговечности 2×10^6 циклов
ЛС	ЭП 367 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.

Запас прочности конструкции определяется как отношение:

$$K_m = \sigma_{\text{оп}} / \sigma_{\text{max}}, \quad (5.1)$$

где $\sigma_{\text{оп}}$ – 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 варьируются от 65 до 160 МПа [84-88]. Следовательно, коэффициент запаса прочности для сварных обечаек из жаропрочного сплава ЭП 693, выполненных лазерной сваркой, составит от 1,35 до 3.

По требованиям запас прочности по местным напряжениям для обечаек ГТД составляет 1,8.

На основании вышеизложенного целесообразность применения лазерной сварки для жаропрочного сплава ЭП693 в производстве ГТД по данным режимам доказана с целью повышения показателей свариваемости, но ее следует рассматривать в зависимости от максимальных напряжений, действующих на конструкцию.

Вывод по главе

На основании проведённого анализа предела выносливости сварного соединения, выполненного по оптимальному режиму лазерной сварки установлено:

1. 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 ЭП693, выполненных при помощи лазерной сварки с импульсно-периодическим излучением, коэффициент запаса прочности составил от 1,35 до 3.

2. Применение лазерной сварки жаропрочного дисперсионно-твердеющего никелевого сплава ЭП693 при изготовлении обечаек опоры и статора турбины ГТД с целью повышения показателей свариваемости и обеспечения запаса прочности по местным напряжениям по оптимальным режимам применимо для сварных конструкций, где максимальные напряжения на сварные соединения составляют до 120МПа.

ОБЩИЕ ВЫВОДЫ ПО РАБОТЕ

1. Проведено исследование формирование 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, применив метод нелинейной регрессии, установлена линейная зависимость глубины и ширины сварного шва от плотности мощности и времени воздействия лазерного излучения соответственно.

Установлено, что формирование более правильной формы «кинжалного» проплавления возможно за счет увеличения погонной энергии и уменьшения длительности воздействия лазерного излучения, что позволяет снизить внутренние напряжения в сварном соединении.

3. Проведено исследование зависимости образования трещин в сварном соединении от величины погонной энергии. В ходе исследования установлено, что уменьшение ее за счет увеличения скорости сварки приводит к снижению количества и уменьшению длины трещин в ОШЗ.

4. Установлено, что термическая обработка в виде закалки ($T = 1000 \pm 50$ °C, $t = 4$ ч) с последующим старением ($T = 700 \pm 50$ °C, $t = 16$ ч) стабилизирует структуру жаропрочного сплава, которая представляет собой ГЦК-решетку, содержащую интерметаллидную γ' -фазу. Это повышает кратковременно прочность сварного соединения до 10% прочности от 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 данного материала 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 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. В целом в работе на основе результатов материаловедческих исследований получены новые научно-практические знания о создании неразъемных соединений плавлением жаропрочных сплавов путем воздействия лазерного излучения.