

Министерство образования и науки Украины
Запорожский национальный технический университет

На правах рукописи

Селиверстов Александр Георгиевич

УДК: 669.295:621.791

ПОВЫШЕНИЕ СВОЙСТВ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ РОТОРНЫХ ДЕТАЛЕЙ
ГТД ИЗ ДВУХФАЗНОГО ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ8

Специальность 05.02.01 – Материаловедение

Диссертация на соискание ученой степени кандидата технических наук

Научный руководитель:
Овчинников Александр Владимирович
доктор технических наук, профессор

2016

СОДЕРЖАНИЕ

Перечень условных обозначений, символов, сокращений и терминов.....	5
Введение.....	6
Раздел 1 Применение титановых сплавов для сварных деталей ГТД.....	13
1.1 Основные свойства и требования к титановым сплавам, применяемым для роторных деталей ГТД.....	13
1.1.1 Свойства титановых сплавов	13
1.1.2 Влияние легирующих элементов на структуру и свойства титановых сплавов	15
1.1.3 Основные типы структур двухфазных титановых сплавов, применяемые в деталях ГТД.....	19
1.2 Анализ методов сварки применяемых для титановых сплавов	22
1.3 Проблемы свариваемости двухфазных титановых сплавов	26
1.4 Возможные пути улучшения структуры и повышения свойств сварных соединений	32
1.5 Перспективные методы сварки	37
1.5.1 Сварка трением	40
1.6 Постановка целей и задач исследования	42
Раздел 2 Материалы и методики исследований	44
2.1 Обоснование методов исследований	44
2.2 Методика сварки	46
2.3 Определение химического состава.....	50
2.4 Исследования структуры титановых сплавов.....	50
2.5 Растровая электронная микроскопия.....	51
2.6 Рентгеноструктурный фазовый анализ	52
2.7 Просвечивающая электронная микроскопия.....	53
2.8 Испытания механических свойств.....	54

2.9 Построение расчетных моделей	57
2.10 Математическая обработка экспериментальных данных	58
Раздел 3 Исследование структуры и свойств сварных соединений, выполненных различными методами сварки.....	59
3.1 Структура и механические свойства сварных соединений, выполненных методом аргонодуговой сварки....	62
3.2 Структура и механические свойства сварных соединений, выполненных методом электроннолучевой сварки	69
3.3 Структура и механические свойства сварных соединений, выполненных методом трения.....	77
3.4 Исследование структурных изменений методом просвечивающей электронной микроскопии	90
3.5 Исследование жаропрочности сварных соединений, выполненных различными методами сварки	93
3.6 Определение предела выносливости сварных соединений.....	99
3.7 Исследование структуры и свойств оболочковых сварных соединений, выполненных различными методами сварки.....	102
3.8 Выводы	107
Раздел 4 Расчетные модели опытных сварных соединений деталей ГТД из сплава ВТ8	109
4.1 Построение твердотельной модели барабана компрессора изделия ТВ3-117 из сплава ВТ8	110
4.2 Определение области расположения сварных соединений для исследуемых методов сварки при изготовлении и ремонте барабана компрессора изделия ТВ3-117	115
4.3 Выводы	118
5. Промышленная реализация результатов исследований на примере восстановления моноколеса центробежного компрессора изделия АИ-450 МС	119

5.1 Построение математической модели моноколеса центробежного компрессора изделия АИ-450 МС	119
5.2 Расчет напряженно-деформированного состояния и определение расчётным путём зон возможного ремонта моноколеса центробежного компрессора изделия АИ-450 МС	122
5.3 Технология ремонта моноколеса центробежного компрессора изделия АИ-450 МС	126
5.4 Выводы	130
Выводы.....	132
Список использованной литературы	135
Приложение А	147

ПЕРЕЧЕНЬ УСЛОВНЫХ ОБОЗНАЧЕНИЙ, СИМВОЛОВ, СОКРАЩЕНИЙ И ТЕРМИНОВ

ГТД – газотурбинный двигатель;

АДС – аргонодуговая сварка;

ЭЛС – электронно-лучевая сварка;

СТ – сварка трением;

СКО – среднеквадратичное отклонение;

АО – акционерное общество;

ЦБК – центробежное колесо;

РСМА – рентгеноспектральный микроанализ;

ОЦК – объемно-центрированная кубическая;

ГПУ – гексагональная плотноупакованная;

ПЭМ – просвечивающая электронная микроскопия;

РЭМ – растровый электронный микроскоп;

НДС – напряженно-деформированное состояние;

ЗТВ – зона термического влияния;

ОМ – основной металл;

КЭ – конечные элементы.

ВВЕДЕНИЕ

Актуальность темы. Стратегическим направлением развития авиационного двигателестроения является разработка и серийное производство газотурбинных двигателей (ГТД) нового поколения, с повышенным ресурсом, надежностью, тяговооруженностью и экономичностью. Повышение эксплуатационных характеристик авиационных ГТД и обеспечение требуемых ценовых параметров изделия невозможно без применения новых перспективных материалов, нестандартных конструкторских и технологических решений, прогрессивного промышленного оборудования.

Одними из наиболее ответственных и нагруженных деталей ГТД являются детали роторной части компрессора, по которым в том числе определяется и общий ресурс двигателя. Увеличение ресурса двигателя непосредственно связано с возможностью ремонта основных узлов и деталей.

Некоторые детали, например, барабаны компрессора, имеют сварную конструкцию. Для изготовления ответственных роторных деталей компрессора используют сложнолегированные двухфазные титановые сплавы BT8, BT9, BT3-1, и др. Однако, известно, что двухфазные титановые сплавы являются ограниченно свариваемыми. Влияние термического цикла распространенных методов сварки плавлением, таких как аргонодуговая (АДС) и электронно-лучевая сварка (ЭЛС), приводит к значительным структурным изменениям и снижению механических свойств сварных соединений. Для обеспечения надежной работы деталей на протяжении ресурса, требуется увеличение запаса прочности сварных соединений.

Как показывает мировой опыт (A. Mateo, T. Ma, L. Hong, M. Avinash, M. Corzo), повышения механических свойств можно достичь за счет получения структуры в зоне сварки и зоне термического влияния (ЗТВ) с минимальной разницей по сравнению с основным металлом (ОМ). Для этого необходимо уменьшить продолжительность пребывания материала шва при температуре выше

температуры полиморфного превращения, что можно достичь сваркой трением (СТ). Существующие исследования преимущественно относятся к иностранным титановым сплавам, которые отличаются от отечественных как химическим составом, так и структурным состоянием.

Влияние термического цикла сварки связано с необходимостью индивидуального подхода с учетом состава и структурного состояния сплавов, что и определяет конечные свойства сварных соединений. Отдельным вопросом является сварка сплавов в различном структурном состоянии, что существенно влияет на свойства сварных соединений. Для обеспечения требуемых механических свойств ответственных деталей авиационных ГТД, которые изготавливают в различном структурном состоянии, актуальным направлением являются комплексные исследования, связанные с отработкой технологии различных видов сварки, с учетом закономерностей влияния структурного состояния сплавов на механические и служебные свойства сварных соединений.

Связь работы с научными программами, планами, темами. Основные этапы диссертационной работы выполнены в соответствии с планами научно-исследовательских работ (НИР) Запорожского национального технического университета (ЗНТУ) и акционерного общества (АО) «Мотор Сич» по темам: ХД 2829 – «Исследование и разработка методики ремонта деталей ГТД из сложнолегированных титановых сплавов с применением наноструктурированных присадочных материалов» (№ госрегистрации 0109U008904, 2009-2013 гг.), ХД 2134 «Разработка методов ремонта сваркой роторных монодеталей ГТД из жаропрочных титановых сплавов и определение напряженно-деформированного состояния зон ремонта» (№ госрегистрации 0114U002450, 2013 г); ХД 1219 «Исследование сварных соединений сплавов ВТ3-1, ВТ8, ВТ9, ВТ6, выполненных сваркой трением» (2009-2014 гг.); ХД 2112 «Определение зон ремонта деталей ГТД из жаропрочных титановых сплавов при использовании различных методов сварки» (2012-2014 гг.).

Цель и задачи работы. Цель работы – обеспечение необходимого уровня механических свойств сварных соединений авиационных деталей из сложнолегированных двухфазных титановых сплавов в различном структурном состоянии. Для достижения поставленной цели необходимо решить следующие задачи:

- проанализировать механизмы формирования структуры для обеспечения необходимого уровня механических свойств сварных соединений титановых сплавов.

- исследовать влияние сварки плавлением на структуру и механические свойства сложнолегированных титановых сплавов.

- исследовать влияние сварки трением на структуру и механические свойства сложнолегированных титановых сплавов.

- установить механизмы влияния исходной структуры на структуру сварных соединений и механизмы разрушения при статическом и динамическом нагружении, при комнатной и повышенной температурах.

- на основе экспериментальных данных полученных на модельных образцах, определить напряженно-деформированное состояние (НДС) деталей, при изготовлении и ремонте методами сварки.

- выполнить промышленное внедрение, с реализацией разработанных теоретических и практических подходов в производственных условиях.

Объект исследований – процессы структурообразования и формирование механических свойств сварных соединений титанового сплава ВТ8, применяемого в роторных деталях ГТД.

Предмет исследований – закономерности формирования структуры и механических свойств сварных соединений сложнолегированного двухфазного титанового сплава ВТ8.

Методы исследований. Химический состав определяли рентгеноспектральным и химическим методами, а структурных составляющих энергодисперсионным рентгеноспектральным методом. Металлографические

исследования структур и изучение фрактограмм поверхностей разрушения проводили с использованием оптического, растрового и просвечивающих электронных микроскопов.

Механические свойства определяли по стандартным методикам при статическом и динамическом нагружении, также определяли жаропрочность. Исследования выполнялись на приборах и оборудовании, прошедших метрологический контроль. Моделирование напряженно-деформированного состояния деталей выполнено с применением специальных лицензированных программ профессионального класса ANSYS.

Научная новизна работы.

1. Расширены представления про закономерности влияния исходных типов структуры сплава ВТ8 на формирование структуры сварного шва для сварки плавлением. Установлено, что для сварки плавлением, несмотря на исходный тип структуры бимодальный или равновесный, в сварном шве формируется нерегламентированная, крупнозернистая пластинчатая структура. При этом размер первичной β -фазы составляет $\sim 170...320$ мкм, а толщина α -пластин около $20...40$ мкм.

2. Расширены представления про закономерности влияния исходных типов структуры на механические свойства сварных соединений сложнолегированного двухфазного титанового сплава ВТ8 с использованием различных методов сварки. Установлено, что для сварки плавлением $\sigma_{\text{в св.}}$ не превышает $0,87$ от $\sigma_{\text{в ОМ}}$, вследствие получения нерегламентированной структуры в сварном шве и размеров ЗТВ для АДС до $5...7$ мм, для ЭЛС до $3...4$ мм. При сварке трением сохраняется регламентированный тип структуры в зоне шва и независимо от исходного типа структуры, в сварном шве формируется равноосный тип структуры, за счет действия термомеханического влияния. Установлено, что при сварке трением размер структурных составляющих в сварном шве до 10 раз меньше чем при сварке плавлением и равен $2...4$ мкм, также размеры ЗТВ не превышают 3 мм. При этом обеспечивается $\sigma_{\text{в св.}}$ на уровне $0,95 \sigma_{\text{в ОМ}}$.

3. Впервые установлены закономерности формирования структуры при сварке трением в сварных швах сплава ВТ8 с различными исходными типами структур. Доказано, что в сварных швах с исходной равноосной структурой сохраняется тип структуры за счет проведения сварки при температуре не выше α - β превращения. Установлено, что при сварке трением практически не изменяются размеры α - и β -фаз. Структурные изменения происходят в рамках первичного β -зерна, что выражается в повышении микротвердости в результате образования внутризеренной закалочной структуры с α' -фазой, с изменением параметров решетки ($a = 0,29223$ нм и $c = 0,47447$ нм до сварки на $a = 0,29233$ нм и $c = 0,47471$ нм после сварки).

4. Впервые установлены закономерности распределения легирующих элементов в сварном шве сплава ВТ8 при сварке трением. Установлено, что перераспределение легирующих элементов происходит в результате термомеханического воздействия в процессе сварки трением при температуре начала α - β превращения, но ниже конца этого температурного интервала. В рамках β -зерен идет перераспределение легирующих элементов и устраняется концентрационная неоднородность легирующих элементов между α и β составляющими β -зерна, которая по Al составляла более 2-х раз и по Mo достигала 7 раз. При этом между равноосными зернами α - и β -фаз диффузия элементов практически отсутствует, что обеспечивает сохранение исходной равноосной структуры.

Практическое значение полученных результатов.

Установлены режимы сварки для формирования структуры, обеспечивающей независимо от исходного структурного состояния механические свойства для сварки плавлением $\sigma_{\text{в св.}} = 0,85 \sigma_{\text{в ОМ}}$, для сварки трением $\sigma_{\text{в св.}} > 0,95 \sigma_{\text{в ОМ}}$.

Получены сварные соединения методом сварки трением из сплава ВТ8, с повышенными в среднем до 20% пределом прочности, относительным удлинением по отношению с соединениями, выполненными сваркой плавлением.

Разработана методика получения модельных образцов для расчетных моделей барабана из сплава ВТ8 с учетом размеров и механических свойств сварных соединений, выполненных различными методами.

Разработана технология восстановления барабана и моноколеса компрессора методом сварки. Технология реализована на АО «Мотор Сич». Работоспособность деталей, восстановленных по данной технологии, подтверждена в эксплуатации с ожидаемым экономическим эффектом 223656,25 грн.

Личный вклад соискателя. В диссертационной работе основные положения, научные результаты и выводы получены автором самостоятельно. Исследование влияния различных методов сварки на структуру, механические свойства жаропрочных двухфазных титановых сплавов выполнены автором и подтверждены публикациями [103, 105, 109]. Соискателем сформулирована и обоснована методология проведения экспериментов [106, 108], которые были выполнены с его участием. Исследовано влияние исходной структуры основного металла, а так же формы сварного соединения на структуру и механические свойства полученных сварных соединений [110, 111]. Автором работы проведены экспериментальные исследования особенностей применения методов сварки [104, 107] при ремонте деталей авиационных двигателей.

Апробация результатов диссертации. Основные результаты диссертационной работы докладывались и обсуждались на XII международной научной конференции «Стародубовские чтения» (Днепропетровск, 2012 гг.), I-III научно-технических конференциях «Титан-2008: производство и применение», «Титан-2012: производство и применение» (Запорожье, 2008, 2012 гг.), III-V международных научно-технических конференциях молодых специалистов авиамоторостроительной отрасли «Молодежь в авиации: новые решения и передовые технологии» (Алушта, 2009, 2011 гг.), X международной научно-технической конференции «Прогрессивные технологии жизненного цикла авиационных двигателей и энергетических установок» (Алушта, 2013 г.), международной научно-технической конференции «Теоретические и прикладные

проблемы создания авиационных двигателей и энергетических установок» (Запорожье, 2014 г.), юбилейной всеукраинской научно – технической конференции, посвященной 55 летию кафедры сварочного производства НУК им. Макарова «Проблеми зварювання, споріднених процесів і технологій» (Коблево, 2014), юбилейной научной конференции посвященной 110-летию со дня рождения д.т.н. Поплавко-Михайлова «Технологии сварки плавлением новых конструкционных материалов» (2014 г.).

Публикации. Основные результаты работы приведены в 9 публикациях, из которых 2 статьи в изданиях с индексом цитирования, 3 – в научных журналах, 1 – в сборнике научных трудов, и 3 – в материалах отечественных и международных конференций.

РАЗДЕЛ 1

ПРИМЕНЕНИЕ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ ДЛЯ СВАРНЫХ ДЕТАЛЕЙ ГТД

1.1 Основные свойства и требования к титановым сплавам, применяемым для роторных деталей ГТД

1.1.1 Свойства титановых сплавов

Титановые сплавы широко применяются для производства деталей ГТД [1-7] и по сравнению с другими конструкционными материалами имеют два основных преимущества, а именно: высокую удельную прочность (прочность, отнесенная к удельному весу) и высокую коррозионную стойкость в атмосферных условиях и в ряде сильных химических реагентов [8, 9]. В некоторых областях применения немаловажное значение имеют и другие свойства титана, например, парамагнитность, высокая температура плавления, малый коэффициент термического расширения, биологическая инертность и т.д. [10-12].

По способу изготовления все современные титановые сплавы можно разделить на деформируемые и литейные; по уровню прочности – на сплавы низкой прочности и повышенной пластичности, средней прочности, высокопрочные; по целевому назначению – на конструкционные и жаропрочные. Следует отметить, что точное разделение сплавов на конструкционные и жаропрочные в настоящее время не выдерживается, так как и те и другие сплавы могут работать в широком диапазоне температур, и выбор сплава обычно определяется условиями работы и технологическими требованиями, предъявляемыми к изделию [13].

В современных конструкциях двигателей для наиболее нагруженных роторных деталей применяются сложнолегированные двухфазные титановые сплавы [14-16]. Наиболее распространённые двухфазные титановые сплавы, применяемые для изготовления роторных деталей: ВТЗ-1, ВТ6, ВТ8, ВТ9 [17]. Из зарубежных применяется сплав системы Ti-6Al-4V, являющийся аналогом сплава

ВТ6 [18]. Сплавы ВТ 3-1, ВТ6, ВТ 8 и ВТ 9 относятся к двухфазным сплавам с $\alpha+\beta$ структурой, а после закалки с α' и α'' структурой мартенситного типа [19, 36].

В данную группу двухфазных сплавов входят среднелегированные стабилизированные стабилизирующими элементами (Cr, Mn, Mo, V, Nb, Ta, Si, Cu) сплавы с $K_\beta=0,3...0,9$, термически упрочняемые путем закалки и старения. Химический состав наиболее распространенных двухфазных титановых сплавов ВТ 3-1, ВТ 8 и ВТ 9 приведен в табл. 1.1, механические свойства данных сплавов приведены в табл. 1.2.

Таблица 1.1 – Химический состав сплавов [20].

Марка сплава	Содержание элементов, %						
	Al	Mo	Cr	Si	Fe	C	Zr
ВТ 3-1	5,5...7,0	2,0...3,0	0,8...2,3	0,15...0,40	0,2...0,7	0,1	0,5
ВТ 8	5,8...7,0	2,8...3,8	-	0,20...0,40	0,3	0,1	0,5
ВТ 9	5,8...7,0	2,8...3,8	-	0,20...0,35	0,25	0,1	2,0

Таблица 1.2 – Механические свойства сплавов при 20°C [21, 22].

Марка сплава	Термообработка	Тип структуры	Временное сопротивление $\sigma_{\text{в}}$, МПа	δ , %
ВТ 3-1	Закалка+старение	Бимодальная	1200...1300	12
	Отжиг	Равноосная	981...1170	12
ВТ 8	Закалка+старение	Бимодальная	1100...1250	11
	Отжиг	Равноосная	930...1230	11
ВТ 9	Закалка+старение	Бимодальная	1100...1300	11
	Отжиг	Равноосная	1020...1200	11

Как следует из анализа данных, приведенных в таблице, при одном и том же химическом составе, на уровень свойств до 20...30% оказывает влияние структурное состояние сплава.

1.1.2 Влияние легирующих элементов на структуру и свойства двухфазных титановых сплавов

Элементы, которые применяются при легировании титановых сплавов, классифицируются, как правило, по влиянию на температуру полиморфного превращения и области существования двух модификаций титана – α -фазы с ГПУ решеткой или β -фазы с кубической объемноцентрированной решеткой. По данной классификации все легирующие элементы делятся на три группы. Первая группа – элементы повышающие температуру полиморфного превращения (α -стабилизаторы), к ним относятся алюминий, индий и галлий, а также неметаллы – кислород, азот и углерод.

Алюминий приводит к росту отношения c/a параметров гексагональной плотноупакованной решетки (ГПУ) α -титана, что затрудняет процесс разупрочнения при повышенных температурах [23-26]. С повышением содержания алюминия в сплаве повышаются прочностные и жаропрочные свойства, а пластичность и вязкость разрушения падают. Наибольшее падение пластичности характерно при концентрациях алюминия более 9% масс, что вызвано образованием химического соединения Ti_3Al – α_2 -фазы. Поэтому содержание алюминия в титановых сплавах не превышает 7%.

Вторая группа – элементы снижающие температуру полиморфного превращения и расширяющие область существования β -фазы (β -стабилизаторы). Элементы данной группы можно разделить на три подгруппы. Первая подгруппа - элементы кремний, железо, марганец, хром, кобальт, медь, являющиеся эффективными упрочнителями, при легировании которыми происходит эвтектоидный распад β -фазы титана (эвтектоидообразующие β -стабилизаторы). Кремний повышает сопротивление ползучести титановых сплавов. Повышение предела ползучести происходит при увеличении содержания кремния в твердом растворе до 0,15...0,35 % масс., а при дальнейшем увеличении содержания кремния предел ползучести снижается. Так же снижается

пластичность сплавов, поэтому содержание кремния в титановых сплавах обычно не превышает 1 % масс. [27]. Молибден и ванадий, повышают одновременно прочность, твердость, коррозионную стойкость и технологичность титановых сплавов. [28]. Преимущественно используется Mo, V и Nb (изоморфные β -стабилизаторы). При этом отношение изоморфных β -стабилизаторов к эвтектоидообразующим, не должно превышать единицу. Такое соотношение обеспечивает подавление изоморфными элементами эвтектоидного распада, снижающего механические свойства сплава. Содержание молибдена 1 % приводит к увеличению предела прочности на 50...60 МПа, по данным [29]. В то же время, при содержании его более 1,5 % указывается на снижение эффекта упрочнения. Такое действие объясняется тем, что зависимость свойств от концентрации имеет не линейный, а параболический характер, что приводит к исчерпанию возможности сплава к твердорастворному упрочнению при больших количествах легирующих элементов. Молибден способствует повышению прочностных и жаропрочных свойств. Растворимость Mo в α -фазе, согласно [30], не превышает 0,5%. При концентрациях молибдена выше предела растворимости в α -фазе, образуется β -фаза. Молибден до 3% не ухудшает свариваемость, а после 6% сварные соединения становятся хрупкими.

Ванадий, как и молибден, не образует с титаном химических соединений и не приводит к эвтектоидным реакциям. Ванадий относится к легирующим элементам, которые повышают не только прочностные и жаропрочные свойства, но и пластичность. Это обусловлено влиянием ванадия на параметры решетки α -фазы, что заключается не в увеличении соотношения c/a , как у Al, Cr, Fe и др., а в уменьшении этого соотношения, что повышает способность α -фазы к пластической деформации. Растворимость ванадия в α -фазе составляет 3...4 %. Содержание ванадия 1...2 % упрочняет титан на 30...40 МПа, что в среднем в 2 раза ниже, чем при легировании молибденом. С увеличением его концентрации упрочняющее действие практически исчезает, что связано с появлением β -фазы, насыщенной ванадием [27].

Элементы третьей подгруппы - вольфрам, осмий, иридий, рутений, рений, родий, при небольших концентрациях действуют как изоморфные β -стабилизаторы, а при больших концентрациях приводят к появлению новых фаз и невариантного состояния (псевдо изоморфные β -стабилизаторы). Данные элементы практически не влияют на точку полиморфного превращения (нейтральные упрочнители). При легировании этими элементами повышаются прочностные характеристики, без изменения фазового состава.

Олово является эвтектоидообразующим легирующим элементом. Цирконий неограниченно растворяется в титане и образует ряд твердых растворов с двумя аллотропическими модификациями титана. Олово и цирконий повышают прочностные свойства сплавов, особенно жаропрочность. Олово повышает пластичность сплавов. Цирконий повышает растворимость β -стабилизирующих элементов в α -фазе, что создает возможность дополнительного растворного упрочнения жаропрочных α -сплавов. Однако для некоторых сплавов, содержащих наряду с алюминием олово и цирконий, α -твердый раствор становится переупрочненным [31]. Значительная разница механических свойств α - и β -фаз, приводила к неоднородному участию в процессе нагружения и снижению пластичности сплава в целом. Наиболее полная реализация прочностных свойств сплавов достигается при уменьшении разности в прочности α - и β -твердых растворов [32], так как близкие по прочности фазы при нагружении более однородно пластически деформируются. Кроме того, при близкой прочности α - и β -фаз фрагменты структуры в виде острых пластин перестают быть внутренними концентраторами напряжений, приводящими к снижению эксплуатационных свойств. Соответственно, повышенное содержание олова и циркония в титановых сплавах не всегда эффективно. Цирконий применяется для дополнительного повышения прочности при различных температурах [33].

Ранее для деталей ГТД применяли сплав ВТ 3-1, с системой легирования Ti-Al-Cr. Сплав ВТ 3-1 так же применяется для изготовления полуфабрикатов (листов, лент, фольги, полос, плит, прутков, профилей, трубных заготовок и труб, поковок и штампованных заготовок) методом деформации, а также слитков;

кованных и штампо-сварных деталей, работающих при температурах до +400 °С (до 6000 ч.) и до +450 °С (до 2000 ч.); в авиастроении для деталей газотурбинных двигателей (дисков, лопаток компрессора низкого давления, деталей крепления вентилятора) и деталей типа арматуры, ушковых болтов, деталей системы управления.

Сплав ВТ 3-1 относится к числу наиболее освоенных в производстве сплавов. Сплав хорошо деформируется в горячем состоянии; из него получают катаные, прессованные и кованые прутки, катанные и прессованные профили, различные поковки и штамповки, полосы, плиты, раскатные кольца, в опытном порядке — трубы. Но данный сплав имеет меньшую жаропрочность, чем более современные ВТ8 и ВТ9 [34].

В более поздних конструкциях роторных деталей применяется сплав ВТ8, с системой легирования Ti-Al-Mo. Сплав ВТ8 так же применяется для изготовления моноколес, с целью снижения трудоемкости изготовления которых необходимо применение сварки.

Сплав ВТ 8 применяется для изготовления полуфабрикатов (листов, лент, фольги, полос, плит, прутков, профилей, труб, поволоков и штампованных заготовок) методом деформации, а также слитков; деталей различного назначения, работающих при температуре до +480 °С; деталей газотурбинных авиационных двигателей (дисков, лопаток компрессора низкого давления, деталей крепления вентилятора).

Титановый сплав ВТ8 с высокой коррозионной стойкостью, обеспечивает более высокие прочностные и жаропрочные свойства по сравнению со сплавом ВТ6 за счет высокого содержания алюминия и легирования кремнием. Сплав ВТ8 превосходит сплавы ВТ 3-1 и ВТ9 по термической стабильности, пластичности, технологичности и характеристикам трещиностойкости [35, 36].

Сплав удовлетворительно деформируется в горячем состоянии. Технологические свойства при обработке давлением хуже, чем у сплава ВТ 6.

Из двухфазных ($\alpha+\beta$) – сплавов наиболее жаропрочен при температурах до 500 °С сплав ВТ 9. Однако по термической стабильности сплав ВТ 9 уступает

сплаву ВТ 8 при температуре 500 °С. Ресурс работы сплава ВТ 8 при 500 °С составляет 6000 ч и более, а сплава ВТ 9 – 500 ч.

Сплав ВТ 9 применяется в основном для изготовления деталей компрессора (диски, лопатки, кольца, крепежные и другие детали). В отожженном состоянии сплав ВТ 9 применяется для изготовления деталей, работающих длительное время (6000 ч и более) при температурах до 450 °С.

Упрочняющая термическая обработка полуфабрикатов из сплава ВТ 9 обеспечивает повышение прочностных свойств на 20...30% при некотором снижении пластичности и применяется в основном для лопаток компрессора. Однако рабочая температура такого материала на 50° ниже, чем отожженного (450 вместо 500 °С) вследствие значительного разупрочнения, и ресурс работы ограничивается из-за снижения термической стабильности.

Таким образом, можно сделать вывод, что необходимое структурное состояние двухфазных титановых сплавов обеспечивается за счет сложной системы легирования и проведения комплексной деформационной и термической обработки. В процессе сварки двухфазных титановых сплавов в шве происходят структурные изменения, соответственно необходимо дополнительно изучить структуру и свойства сварных соединений двухфазных титановых сплавов.

1.1.3 Основные типы структур двухфазных титановых сплавов, применяемые в деталях ГТД

Одними из наиболее ответственных высоконагруженных деталей ГТД являются детали роторной части компрессора – лопатки и диски. Лопатки компрессора работают в условиях пульсирующего воздушного потока, либо динамических нагрузок на двигатель. При этом лопатки, кроме вращения в роторе, совершают колебания. Таким образом, на лопатки в процессе эксплуатации действуют, в основном, растягивающие и изгибающие нагрузки,

что требует от материала лопаток высокой прочности, жаропрочности, пластичности и ударной вязкости [90]. Работа лопаток в условиях вибрационных нагрузок на двигателе, наряду с прочностью, предъявляет требования к высоким усталостным характеристикам титановых сплавов [37]. Усталостная прочность зависит от типа микроструктуры сплава и связанными с микроструктурой механизмами зарождения и развития трещин [98].

Ответственными и нагруженными деталями также являются и диски компрессора. Частота вращения дисков при эксплуатации ГТД может достигать 20000 об/мин. [38, 39]. В дисках в процессе эксплуатации под действием центробежной силы возникают напряжения, различные по величине.

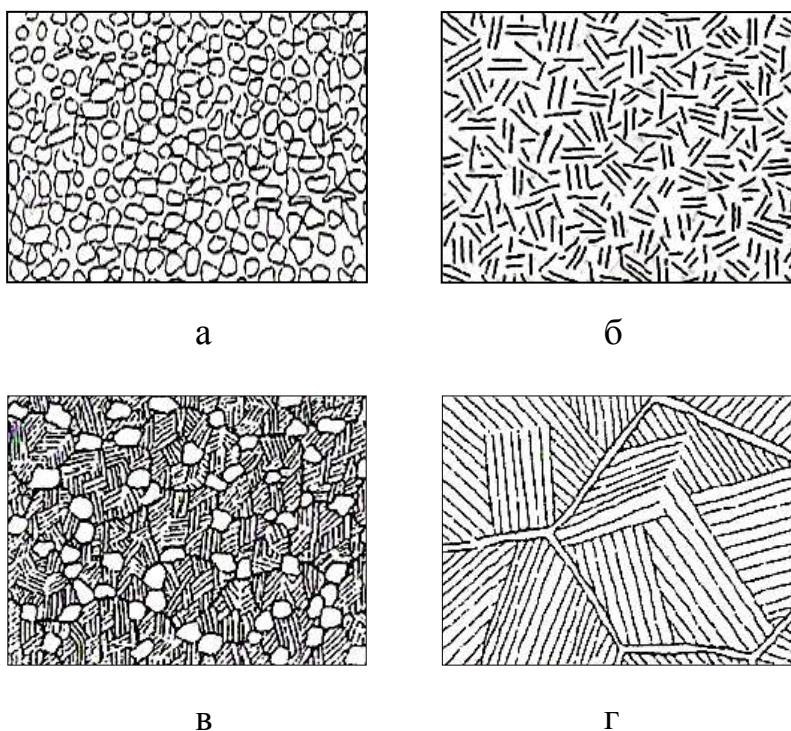
В связи с невозможностью обеспечения непробиваемости корпусов ГТД при разрушении элементов ротора компрессора, к прочности дисков предъявляются повышенные требования на всем интервале рабочих температур. Соответственно, структура основного материала детали дискового назначения должна обеспечивать замедленное распространение трещины за счет изменения направления ее распространения в процессе работы.

Энергоемкость процесса разрушения и стойкость микроструктуры диска к динамическим нагрузкам, определяется ударной вязкостью. Диски менее чувствительны к поверхностным концентраторам напряжений, чем лопатки, для которых определяющую роль играет способность сопротивляться зарождению трещин.

Соответственно, для достижения требуемого ресурса работы конкретных деталей, необходимый уровень механических свойств для каждого типа деталей – (диски, лопатки) при одинаковом химическом составе, обеспечивается путем формирования различных структур (рис. 1.1). Для лопаток компрессора, регламентируемая структура представляет собой смесь α - и β -фаз равноосного типа, которая обеспечивает повышенную пластичность, предел выносливости, минимальную чувствительность к надрезу. Для дисков компрессора – регламентируемой структурой является структура пластинчатого или

бимодального типа, которая обеспечивает высокую жаропрочность и удовлетворительную пластичность.

Как показывает анализ двухфазных титановых сплавов, применяемых для изготовления деталей ГТД, в зависимости от условий работы деталей, требуемый уровень механических свойств обеспечивается как сложной системой легирования сплавов, так и формированием специального структурного состояния за счет комплексной деформационной и термической обработки.



а – равноосная; б – корзиночного плетения; в – бимодальная;

г – грубоигольчатая или пластинчатая;

Рисунок 1.1 – Основные типы микроструктуры двухфазных титановых сплавов [27].

Рассматривая данные сплавы в аспекте получения сварных соединений с заданным уровнем механических свойств, необходимо сохранить регламентируемый тип структуры с минимальными изменениями.

1.2 Анализ методов сварки применяемых для титановых сплавов

Основные трудности при сварке титановых сплавов заключаются в трещинообразовании, порообразовании и получении сварных соединений с хорошей пластичностью, зависящей от качества защиты и чувствительности металла к термическому циклу сварки [40].

Образование пор и трещин связано с высокой химической активностью титана по отношению к кислороду, азоту и водороду, с которыми титан соединяется при повышенных температурах образуя устойчивые соединения, вызывающие резкое охрупчивание металла. Причем оксиды и нитриды титана устойчивы при низких и высоких температурах. Так, например, температура плавления титана составляет 1668 °С, а нитридов титана 3290 °С. А гидриды титана устойчивы при низких температурах, но при 700...800 °С разлагаются, что существенно изменяет растворимость водорода вызывая склонность титана к замедленному разрушению вследствие водородного охрупчивания (образование гидроксида титана TiH_2), при наличии растягивающих напряжений.

В сварном шве при высоких температурах возможно образование оксидов алюминия, хрома, молибдена и титана, которые существенно снижают механические свойства сварного шва. Кроме кислорода немалую опасность представляет и азот, который в зоне сварки вступает в реакцию с титаном, алюминием и хромом, однако уже при температуре 800...1300 °С нитриды алюминия и хрома распадаются, не осуществляя никакого пагубного влияния на шов. Образовавшийся при этом нитрид титана остается в зоне сварного шва в виде шлакового включения. Следовательно, необходимо максимально ограничить попадание кислорода и азота в зону сварного шва, т.е. выполнять сварку в защитной атмосфере – в среде аргона, гелия или в вакууме.

Основная причина попадания вредных газов в сварной шов связана с наличием атмосферных газов в сварочных материалах (защитном газе, присадочной проволоке и сварочном флюсе) и поверхностях свариваемых

деталей. Преодоление вышеуказанных трудностей при сварке плавлением достигается рядом технологических операций. Меры по снижению вероятности образования трещин и пор основываются на снижении количества газов в основном и присадочном материале, что включает в себя тщательную подготовку и зачистку сварочных материалов и свариваемого металла, а именно: применение защитного газа гарантированного качества, вакуумная дегазация и зачистка перед сваркой сварочной проволоки и свариваемых кромок путем удаления альфированного слоя травлением и механической обработкой, и снятием адсорбированного слоя перед сваркой щетками и шабером [40].

В свою очередь удаление альфированного слоя выполняется травлением и предусматривает: а) предварительное рыхление альфированного слоя дробеструйной или пескоструйной обработкой; б) травление в растворе содержащем 40% HF, 40% HNO₃, 20% H₂O; в) последующую зачистку кромок на участке шириной 10...15 мм с каждой стороны металлическими щетками или шаберами для удаления тонкого слоя металла, насыщенного водородом при травлении. Также перед началом сварочных работ необходимо очистить детали от загрязнений металлической щеткой и обезжирить органическим растворителем, ацетоном или бензином [40].

Для снятия остаточных сварочных напряжений после сварки проводят необходимую термическую обработку. Для $\alpha+\beta$ сплавов и их сварных соединений применяют отжиг первого рода, основанного на рекристаллизационных процессах и отжиг второго рода, основанного на фазовой перекристаллизации. Также для уменьшения склонности к замедленному разрушению $\alpha+\beta$ сплавы целесообразно сваривать на относительно мягких режимах со скоростью охлаждения 10...20°C/сек.

Рассматривая конкретные способы сварки плавлением можно заметить ряд их недостатков. Например, дуговая сварка в среде защитных газов (автоматическая, полуавтоматическая и ручная сварка неплавящимся электродом, непрерывно горящей и импульсной дугой и автоматическая и полуавтоматическая сварка плавящимся электродом) должна обеспечивать защиту не только зоны

сварки но и участков твердого металла, нагретого до температуры 400°C и выше, что осуществляется местной или общей защитой детали.

При местной защите защищается зона дуги и расплавленной ванны применением аргона высшего сорта. Подача газа выполняется с помощью специальных газовых насадок. Для защиты остывающей части шва и обратной стороны шва применяют газовые защитные подушки, а для улучшенной защиты металла, нагретого до температур активного поглощения газов, обеспечивают интенсивный теплоотвод из зоны сварки (медные водоохлаждаемые подкладки и накладки, охлаждающие ванны) и предупреждение контакта нагретой поверхности с воздухом (подкладки, накладки, покрытия и т.д.). Подобные меры ведут к усложнению технологии сварочного процесса, увеличивая время подготовительных операций.

При общей защите процесс сварки ведется в камерах с контролируемой атмосферой и предусматривает общую защиту сварного соединения и изделия в целом. Основное требование, предъявляемое к камерам с контролируемой атмосферой – возможность создания и поддержания в процессе сварки требуемого качества защитной атмосферы. Кроме применения защитного газа высшего сорта, возможно также применение системы очистки газов. Очистка газов в процессе сварки проводится по замкнутому циклу с применением вакуумной камеры, компрессора и системы химической очистки, которые усложняют оборудование.

При дуговой сварке под флюсом защиту обратной стороны шва осуществляют применением остающейся или флюсо-медной подкладки или флюсовой подушки. Подготовку кромок перед сваркой ведут механическим путем, газокислородной или плазменной резкой с последующим удалением металла насыщенных газами кромок механической обработкой.

Заметное насыщение металла шва кислородом, азотом и водородом в процессе сварки происходит при температурах $\geq 400^\circ\text{C}$. Это резко снижает пластичность и длительную прочность сварных конструкций. Поэтому зона сварки, ограниченная изотермой $\geq 400^\circ\text{C}$, должна быть тщательно защищена от

взаимодействия с воздухом. Защита зоны сварки от взаимодействия с воздухом обеспечивается сваркой плавлением в среде инертных защитных газов (аргона или гелия) высокой чистоты, под специальными флюсами или в вакууме. Сварка без защиты возможна при способах сварки давлением – контактная, трением и ультразвуковая, когда благодаря высокой скорости процесса и вытеснению продуктов окисления при воздействии давления опасность активного взаимодействия металла в зоне сварки с воздухом сводится к минимуму.

Воздействие термического цикла сварки на основной материал деталей приводит к таким отрицательным последствиям как рост зерна, получение неблагоприятных структур в сварном шве и околошовной зоне. Что в свою очередь снижает механические свойства сварного соединения [41-43].

Анализ методов сварки применяемых при изготовлении роторных деталей ГТД показал, что наибольшее применение находят методы сварки плавлением – ЭЛС и АДС [44-46]. Широкое использование аргонодуговой сварки обусловлено достаточной простотой, гибкостью, универсальностью процесса, возможностью выполнения сварки в труднодоступных местах, относительной простотой механизации, достоверностью методов контроля, большим выбором присадочных материалов, в том числе из основного материала. Этот метод даёт возможность в широких пределах управлять тепловложением при сварке. В последнее время разработаны источники питания, которые обладают расширенными функциональными возможностями, которые необходимы при изготовлении и ремонте деталей ГТД. Однако у данного метода имеются недостатки – низкая концентрация энергии при сварке приводит к значительному разогреву, изменениям структуры, росту зерна, напряжениям и деформациям, для снижения которых требуется проведение дорогостоящей термообработки.

Все более широкое применение при изготовлении и ремонте деталей ГТД находят электронно-лучевая и лазерная сварка [47, 48]. Высокая концентрация энергии, присущая данным методам, обеспечивает минимально возможное, для сварки плавлением, тепловложение в материал детали. Кроме высокой концентрации энергии и получения узких швов и малых деформаций, на

современных установках предусмотрено программное управление режимами и перемещением луча относительно детали, что позволяет осуществлять механизацию процесса сварки как при изготовлении новых деталей так и при ремонте, а также универсально выполнять приварку фрагментов в виде вставок взамен поврежденных участков. Однако дальнейшему расширению области применения данных методов препятствуют присущие процессам затруднения при выполнении сварки в труднодоступных местах, по криволинейной траектории и переменной толщине, длительная настройка при сварке разовых деталей и при поштучном ремонте.

Следует отметить, что вопросы по обеспечению надежной защиты зоны сварки от взаимодействия с воздухом для перечисленных методов сварки плавлением сложны в решении, требуют применения дополнительных технологических приемов, дополнительной оснастки, что в итоге приводит к усложнению и удорожанию технологии сварки при изготовлении и при ремонте деталей ГТД.

Кроме того, существует проблема воздействия термического цикла сварки на структуру основного материала, что приводит к значительному снижению механических свойств сварных соединений, особенно характерному для высоколегированных двухфазных титановых сплавов.

Таким образом основная проблема при сварке двухфазных сложнолегированных титановых сплавов состоит в том, широко распространенные методы сварки плавлением АДС и ЭЛС не обеспечивают равнопрочности сварных соединений и основного материала.

1.3 Проблемы свариваемости двухфазных титановых сплавов

Согласно ГОСТ 29273-92 [49] под понятием свариваемость (weldability) металлического материала подразумевается достижение его металлической

целостности при соответствующем технологическом процессе, при этом, свариваемые детали должны отвечать техническим требованиям, как в отношении собственных качеств, так и в отношении их влияния на конструкцию, которую они образуют [50]. Таким образом, свариваемостью называется свойство металлов или сочетания металлов образовывать при установленной технологии сварки неразъемное соединение, отвечающее требованиям, обусловленным конструкцией и эксплуатацией изделия [51].

В сварочной практике существуют такие понятия, как физическая и технологическая свариваемость. Физическая свариваемость подразумевает возможность получения монолитных сварных соединений с химической связью. Такой свариваемостью обладают практически все технические сплавы и чистые металлы, а также ряд сочетаний металлов с неметаллами. Однако она не полностью определяет возможность получения качественного и экономичного соединения, обладающего необходимым комплексом свойств, определяющих работоспособность изделия в определенных условиях эксплуатации [52].

Достижение этих свойств во многом будет зависеть от применяемой технологии сварки. Поэтому вводится понятие технологической свариваемости металлов, определяющей их реакцию на воздействие конкретных условий сварки и способность при этом образовывать соединение с требуемыми свойствами.

Свариваемость не является неизменным свойством материала, подобно его физическим характеристикам. Она зависит от способа и режимов сварки, состава присадочного металла, флюса, покрытия, защитного газа и сопровождающих условий (например, подогрев) и т.п. Понятие свариваемости является комплексным и характеризуется совокупностью свойств в зависимости от природы металла и условий эксплуатации. Поэтому для оценки свариваемости применяют ряд испытаний, каждое из которых характеризует ту или другую сторону этого вопроса.

Основными показателями свариваемости металлов и их сплавов являются:

- окисляемость при сварочном нагреве, зависящая от химической активности металла;

- чувствительность к тепловому воздействию сварки, которая характеризуется склонностью металла к росту зерна, структурным и фазовым изменениям в шве и зоне термического влияния, изменениям прочностных и пластических свойств;

- сопротивляемость образованию горячих трещин;
- сопротивляемость образованию холодных трещин при сварке;
- чувствительность к образованию пор;
- соответствие свойств сварного соединения заданным эксплуатационным требованиям.

Технология сварки (вид сварки, сварочные материалы, техника сварки) выбирается в зависимости от основного показателя свариваемости (или сочетаний нескольких показателей) для каждого конкретного материала [53].

В тоже время, двухфазные титановые сплавы обладают ограниченной свариваемостью [35]. В зависимости от режимов сварки, в сварном шве могут образовываться различные структурные составляющие, в том числе метастабильные фазы. Образование нерегламентированных структур может приводить как к упрочнению, так и к снижению прочности сварных соединений, а также способствовать хрупкому разрушению. Изменение структуры имеет место и в зоне термического влияния, размеры которой соизмеримы с размерами сварного шва. Это ограничивает применение сварки для деталей из жаропрочных титановых сплавов [54].

При этом понятие свариваемости в разных странах имеет свои отличия, и учитывает факторы, влияющие на свойства сварных соединений и требования предъявляемые к ним. Из широкого спектра формулировок и определений свариваемости можно выделить тот необходимый минимум требований к сварному соединению, который заключается в обеспечении работоспособности свариваемой детали в конкретных условиях эксплуатации. Поэтому для обеспечения необходимого минимума необходимо определение уровня свойств, обеспечивающих работоспособность детали и получение необходимого уровня этих свойств в сварном соединении.

Для определения работоспособности деталей необходимо применение методов моделирования и прогнозирования с учетом конкретных свойств сварных соединений. Другой аспект обеспечения работоспособности сварного соединения и детали в целом, лежит в ключе повышения механических свойств сварных соединений титановых сплавов до уровня основного металла.

Снижение свойств сварных соединений по отношению к основному металлу, обусловлено изменением структуры и образованием дефектов. Сварные соединения титановых сплавов имеют ряд особенностей, так в титановых сплавах не образуются горячие трещины, что обусловлено плавным изменением механических свойств при высоких температурах. Это обусловлено незначительным изменением объема 0,13...0,27% при ($\alpha \leftrightarrow \beta$)-превращении титана, что значительно меньше, чем для сплавов на основе железа [35].

Для сварных соединений титановых сплавов распространенным дефектом являются холодные трещины, которые образуются вследствие напряженного состояния и низкой пластичности и характерны для сплавов с пластичностью до 8%, а также с повышенным содержанием примесей. Для жаропрочных титановых сплавов распространенным дефектом так же является пористость, которая образуется вследствие различных причин [55].

Применение предварительного подогрева деталей приводит к увеличению зоны термического влияния, но не приводит к повышению механических свойств сварных соединений.

Значительное влияние на свойства титановых сплавов оказывает структура основного материала деталей [56]. Согласно результатов ряда работ [41, 57], наиболее сильно влияние структурных факторов проявляется в ($\alpha + \beta$)-титановых сплавах и их сварных соединениях. В частности, нагрев, при термическом цикле сварки титана и его сплавов, участков прилегающих к шву, до температур β -области приводит к значительному снижению его как прочностных, так и в большей степени пластических свойств.

Сплавы ВТ 3-1, ВТ 6, ВТ 8 и ВТ 9 относятся к сплавам мартенситного типа [27]. Непосредственно после сварки расплавленная и переходная зоны,

нагревающиеся выше $T_{кр}$ содержат в своей структуре большее или меньшее количество мартенситной α' (α'') – фазы. Фаза α' имеет повышенную прочность и пониженную пластичность по сравнению с α - или β -фазами. Поэтому непосредственно после сварки сварное соединение мартенситного типа имеет более высокую прочность и меньшую пластичность по сравнению с аналогичными свойствами основного металла.

Термообработка сварных соединений мартенситного типа, как правило, выполняется не только для снятия остаточных напряжений, но и для восстановления пластичности сварных соединений, стабилизации структуры, в результате которой α' -фаза превращается в стабильные $\alpha+\beta$ – составляющие.

Кроме того, сварное соединение сплавов мартенситного типа термически нестабильно и может быть еще больше упрочнено вследствие дисперсионного твердения при длительном нагреве в интервале определенных температур ($300...550^{\circ}\text{C}$), которые могут совпадать с температурами эксплуатации изделия. В этом отношении термообработка сварных соединений также является необходимой.

Для сварки титановых сплавов применяется широкий спектр способов и методов [58-60]. Наибольшее распространение получили аргонодуговая (АДС) и электроннолучевая (ЭЛС) методы сварки [61, 62].

Аргонодуговая сварка выполняется либо с местной защитой либо с общей в камерах с контролируемой атмосферой. Однако, несмотря на обеспечение качественной защиты от окисления, наблюдается снижение прочностных свойств сварных соединений в том числе с повышением толщины свариваемого металла (табл. 1.3).

Сварка ЭЛС обеспечивает наилучшие условия защиты металла шва титановых сплавов от окисления, а высокая концентрация тепловой энергии позволяет вести сварку на высоких скоростях при малой энергоемкости процесса и получать сварные соединения с малой шириной шва и зоны термического влияния, что обуславливает минимальные усадку, деформации и внутренние напряжения в сварном шве. Металл шва благодаря быстрому охлаждению имеет

мелкозернистую структуру. В тоже время, высокая скорость охлаждения сварного соединения не всегда благоприятно сказывается на структурообразовании сварного соединения, в частности при сварке двухфазных титановых сплавов ВТ 3-1, ВТ 8 и ВТ 9 [41] в сварном шве образуется метастабильная мартенситная α' -фаза, приводящая к его охрупчиванию. По сравнению с основным металлом падает ударная вязкость сварных образцов: с 3,75 до 0,76 кгс/см² для ВТ3-1, с 5,3 до 2,2 кгс/см² для ВТ8, с 4,7 до 1,74 кгс/см² для ВТ9, т. е. примерно до 3 раз. Низкая пластичность сварного соединения отрицательно сказывается также и на усталостной прочности.

Таблица 1.3 - Механические свойства сварных соединений сплава ВТ3-1, выполненных АДС с присадкой ВТ20-2 св. [63].

Состояние	Толщина материала, мм	Температура испытания, °С	Временное сопротивление σ_B , МПа
Основной металл	15	20 400	1060...1170 820...850
Сварка+отжиг	15	20 400	940...990 620...640
Сварка+отжиг	8	20 400	950...1000 680...700
Сварка	4	20 400	1060...1100 820...870

Для предотвращения охрупчивания в процессе эксплуатации изделия и стабилизации структуры и свойств сварных соединений выполняется послесварочная термическая обработка (отжиг). При этом коэффициент прочности после термообработки сварных соединений выполненных ЭЛС не достигает 0,9, а для автоматической аргонодуговой сварки составляет менее 0,75...0,8, в зависимости от присадки [64]. При попытках повышения прочности за счет применения более легированных присадочных материалов, снижается пластичность сварных соединений, а при повышении пластичности снижается

прочность. Особенно сильно негативное влияние термический цикл сварки плавлением оказывает на предел выносливости сварного соединения. Оптимизация режимов сварки, применение термической обработки не позволяют получить структуру, близкую к структуре основного металла и, как следствие, комплекс свойств основного металла.

Таким образом, если сравнить показатели прочности сварного шва и основного металла при статических и динамических нагрузках, можно сделать вывод, что в конечном итоге методы сварки плавлением приводят к значительному снижению механических свойств сварных соединений жаропрочных титановых сплавов [65, 43].

Это значительно ограничивает применение сварки для ответственных деталей из жаропрочных двухфазных титановых сплавов, особенно для современных конструкций роторных деталей, в которых максимально допускаемые напряжения в процессе работы детали приближаются к предельным напряжениям основного материала.

Соответственно, можно сделать вывод, что снижение свойств при сварке двухфазных титановых сплавов обусловлено изменением структуры за счет воздействия термического цикла сварки.

1.4 Возможные пути улучшения структуры и повышения свойств сварных соединений

В настоящее время для изготовления сварных деталей из двухфазных титановых сплавов широко применяется сварка плавлением, в частности аргонодуговая и электроннолучевая сварка. Основные трудности получения равнопрочного сварного соединения: трещинообразование, порообразование, структурные изменения, рост зерен, снижении пластичности [40, 66].

Двухфазные титановые сплавы ВТ 3-1, ВТ6, ВТ 8 и ВТ 9 относятся к сплавам мартенситного типа, соответственно, в процессе сварки т.е. резкого нагрева и быстрого охлаждения непосредственно после сварки зона сварного шва и переходная зона, которые подвергались нагреву выше температур полиморфного превращения содержат в своей структуре мартенситную $\alpha'(\alpha'')$ -фазу.

Характер изменений фазового состава данных титановых сплавов с $\alpha+\beta$ структурой после резкого охлаждения с различных температур в зависимости от состава (содержание β -стабилизирующего элемента), т.е. изменения, происходящие в сварном соединении показаны на диаграмме (рис. 1.2). Диаграмма представляет собой две кривые линии, исходящие из общей точки, соответствующей температуре аллотропического превращения титана.

Первая кривая ограничивает область существования α -твердого раствора. Вторая кривая определяет границу между $\alpha+\beta$ и β -областями. Точка C_α на диаграмме соответствует предельной концентрации α -твердого раствора при комнатной температуре. Точка C_β соответствует минимально необходимой концентрации второго компонента для образования β -твердого раствора во всем интервале температур до температуры плавления. Точка $C_{кр}$ соответствует концентрации β -стабилизатора при котором в случае резкого охлаждения с температуры $T_{кр}$ из β -области мартенситное превращение не происходит и фиксируется исключительно мартенситная структура.

Поскольку мартенситное превращение идет в интервале температур, на диаграмме пунктиром отмечены границы начала (M_n) и конца (M_k) мартенситного превращения. Коэффициент K_β для сплава ВТ 3-1 составляет 0,8, а для ВТ 8 составляет 0,35. Размещение сплавов на диаграмме производится в соответствии с значением коэффициента K_β .

Таким образом, по характеру изменения фазового состава при резком охлаждении с различных температур сплавы ВТ 3-1 и ВТ 8 входят в группу сплавов имеющих при закалке из β -области метастабильную α' (α'')-структуру. Причем в сплавах с небольшой концентрацией β -стабилизирующих элементов (сплав ВТ 8) при охлаждении происходит мартенситное превращение $\beta \rightarrow \alpha'$. Фаза

α' может быть значительно пересыщена легирующими элементами по сравнению с β -фазой.

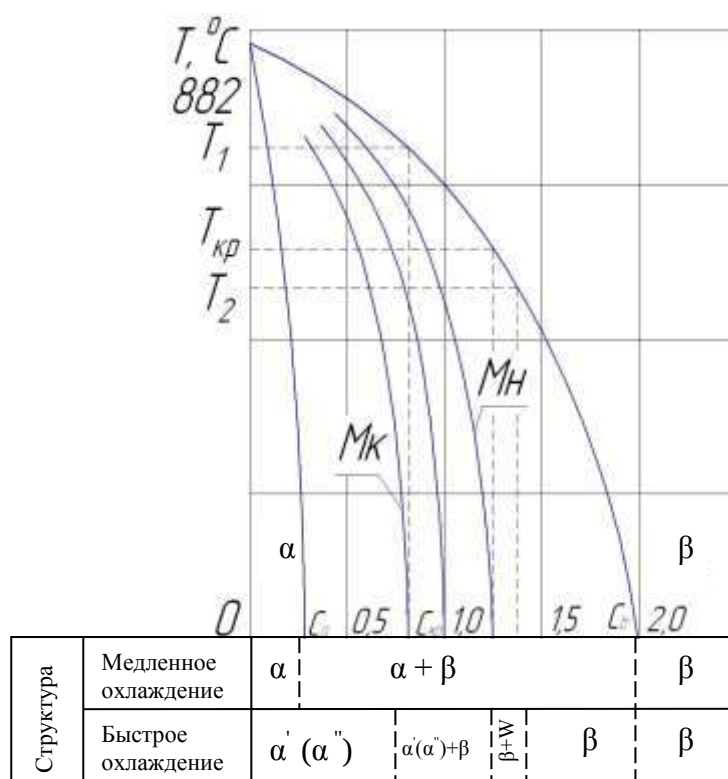


Рисунок 1.2 – Схема изменений фазового состава титановых сплавов в зависимости от содержания стабилизирующих элементов и температуры закалки [63].

С увеличением содержания β -стабилизирующего элемента (сплав ВТ 3-1) при резком охлаждении возможно образование α'' -фазы, представляющей собой также пересыщенный твердый раствор на основе α – титана. После резкого охлаждения этих сплавов с температур $\alpha + \beta$ – области в интервале температур от полиморфного превращения до T_1 их структура представляет собой смесь фаз α' (α'') и α ; после закалки с температур от T_1 до $T_{кр}$ – смесь фаз α' (α''), α и β , а после закалки $\alpha + \beta$ структуру.

Фаза α' имеет гексагональную кристаллическую структуру, такую же, как и титан. Имеется сходство между α'' - и α' -фазами, но α'' – имеет ромбическую решетку. Под оптическим или электронным микроскопом α'' - и α' -фазы имеют

типично мартенситно-игольчатую структуру. Образование α' -фазы в отличие от α' сопровождается изменением механических свойств, α' -фаза обладает меньшей прочностью и пластичностью, чем у β -фазы [63].

Непосредственно после сварки сварное соединение $\alpha+\beta$ сплавов мартенситного типа имеет более высокую прочность и меньшую пластичность по сравнению с аналогичными свойствами основного металла. Сварное соединение мартенситного типа, как правило, термически обрабатывают не только для снятия остаточных напряжений, но и для восстановления пластичности сварных соединений, т.е. стабилизации структуры, в результате которой α' -фаза превращается в стабильные $\alpha+\beta$ – составляющие.

Кроме того, сварное соединение сплавов мартенситного типа термически нестабильно и может быть еще больше упрочнено вследствие дисперсионного твердения при длительном нагреве в интервале определенных температур ($300\dots 550^\circ$), которые могут совпадать с температурами эксплуатации изделия.

В этом отношении термическая обработка сварных соединений титановых сплавов мартенситного типа также является необходимой.

Большинство сварных конструкций из $\alpha+\beta$ – сплавов мартенситного типа изготавливают с прочностью сварных соединений 850...1000 МПа. Реже сварные конструкции подвергают упрочняющей термообработке на прочность 1050...1300 МПа, при этом швы выполненные сваркой плавлением утолщают и подвергают отжигу, что позволяет достичь равнопрочности и обеспечить достаточную надежность сварных соединений.

Образование пор и трещин связано с высокой химической активностью титана по отношению к кислороду, азоту и водороду, с которыми титан соединяется при повышенных температурах образуя устойчивые соединения, вызывающие резкое охрупчивание металла.

Снятие остаточных сварочных напряжений выполняется термической обработкой. Для $\alpha+\beta$ сплавов и их сварных соединений применяют отжиг первого рода, основанный на рекристаллизационных процессах и отжиг второго рода, основанный на фазовой перекристаллизации. Также для уменьшения склонности

к замедленному разрушению $\alpha+\beta$ сплавы целесообразно сваривать на относительно мягких режимах со скоростью охлаждения $10...20^{\circ}\text{C/сек.}$ Металл шва при быстром охлаждении имеет мелкозернистую структуру. В тоже время, высокая скорость охлаждения сварного соединения, при сварке сплавов ВТ 3-1, ВТ 8 и ВТ 9 [67] приводит к образованию в шве метастабильной мартенситной α' -фазы, и, соответственно к его охрупчиванию. Низкая пластичность сварного соединения отрицательно сказывается также и на усталостной прочности.

Для предотвращения охрупчивания в процессе эксплуатации изделия и стабилизации структуры и свойств сварных соединений выполняется послесварочная термическая обработка (отжиг). Достижимый при этом коэффициент прочности после термообработки соединений титановых сплавов ВТ 3-1, ВТ 8 и ВТ 9 выполненных электронно-лучевой сваркой достигает 0,9 (см. табл. 1.4), а коэффициент прочности термообработанного соединения сплава ВТ 3-1 выполненного автоматической аргонодуговой сваркой изменяется от 0,75 до 0,8 в зависимости от присадки. При сравнении показателей прочности сварного шва и основного металла можно сделать вывод, что сварка плавлением не позволяет в полной мере обеспечить получение равнопрочного сварного соединения.

В условиях постоянного повышения требований к сварным соединениям, роста рабочих нагрузок на детали, необходимо освоение новых, ранее не применяемых способов соединения этих материалов. Сварка трением является перспективным способом соединения титана и его сплавов. Необходимость в исследовании сварки трением титановых сплавов, обусловлена преимуществами сварки трением и особенностями титановых сплавов. Освоение этого процесса дало бы возможность решать технологические задачи по ремонту и изготовлению изделий, при которых просто не возможно или экономически не выгодно применение других способов сварки [68-71].

1.5 Перспективные методы сварки

Анализ методов сварки применяемых при изготовлении роторных деталей ГТД из титановых сплавов показал, что наибольшее применение находят методы сварки плавлением – ЭЛС и АДС. Однако двухфазные титановые сплавы обладают ограниченной свариваемостью. Воздействие термического цикла сварки приводит к росту зерен, структурным изменениям, и как следствие к снижению прочностных свойств сварных соединений.

Так как применяемые в настоящее время методы сварки плавлением не позволяют в полной мере обеспечить получение равнопрочных сварных соединений двухфазных титановых сплавов, для обеспечения работоспособности сварных конструкций необходимо проведение дополнительных мероприятий – увеличение толщины в месте сварки, выполнение термообработки.

Основное влияние на размер зерна, размер и соотношение фаз в структуре титана при сварке оказывает время пребывания сварного соединения при температурах выше полиморфного превращения. Соответственно, уменьшить время пребывания сварного соединения при температурах выше полиморфного превращения можно за счет применения методов сварки в твердой фазе.

Способы сварки титановых сплавов в твердой фазе менее изучены, среди них популярна сварка взрывом, которая применяется для соединения высокопрочных сплавов, а также разнородных металлов. Из способов сварки титана давлением наиболее распространена контактная сварка.

Контактная сварка обеспечивает получение качественных сварных соединений титановых сплавов и необходимую прочность при соблюдении технологии. Рекомендуемая подготовка свариваемых участков: удаление загрязнений ацетоном, протирка ветошью, обработка в травителе (30% HNO_3 , 3% HF , 67% H_2O), промывка в воде не менее 5 минут, обезвоживание ацетоном и протирка. В случае точечной сварки защита инертным газом не требуется благодаря плотному контакту и сжатию свариваемых деталей. Однако для шовной сварки и стыковой сопротивлением желательно применять дополнительную

защиту аргоном. Благодаря высокому электрическому сопротивлению и малой теплопроводности титана контактная сварка значительно облегчается. Низкая электропроводность облегчает возможность многоэлектродной сварки. Титановые сплавы по сравнению со сталями менее чувствительны к усилиям на электродах и их размерам. Однако конструкционные особенности роторных деталей ГТД исключают применение данного способа.

Диффузионная сварка обеспечивает соединения с характеристиками прочности и пластичности основного металла. Испытания сварных соединений показывают, что они имеют такую же ударную вязкость, что и основной металл по техническим условиям [72].

Для облегчения соединения при диффузионной сварке возможно применение промежуточных однослойных и многослойных прокладок и покрытий из более легкоплавких металлов [73]. Особенностью данного способа является большая длительность процесса сварки (процесса диффузии) и необходимость тщательной подготовки под сварку поверхностей путем их очистки от адсорбированных газов, окислов и других загрязнений. Даже незначительное несоблюдение рекомендаций по подготовке свариваемых изделий под сварку может привести к нестабильному качеству получаемых соединений, что недопустимо при изготовлении высокоответственных роторных деталей ГТД.

Следует отметить, что в некоторых случаях, для обеспечения работоспособности особо ответственных высоконагруженных деталей, возникает необходимость формирования определенного типа структуры в месте сварки. Типичные детали, для которых требуется определенный тип структуры основного металла - лопатки и диски компрессора. Кроме перечисленных деталей расширяется применение цельных моноколес, в которых лопатки и диск изготовлены из одной заготовки.

Лопатки компрессора работают в условиях пульсирующего воздушного потока и динамических нагрузок, что требует от материала лопаток высокой прочности, жаропрочности, пластичности, ударной вязкости и высокий предел выносливости [37]. Так как усталостная прочность зависит от типа

микроструктуры сплава и связанными с микроструктурой механизмами зарождения и развития трещин [74], соответственно, для лопаток компрессора необходима равноосная структура.

Ответственными и нагруженными деталями также являются и диски компрессора. В процессе эксплуатации под действием центробежной силы в дисках возникают напряжения, различные по величине. К прочности дисков в интервале рабочих температур (100...500°C) предъявляют повышенные требования. Соответственно, структура основного материала детали дискового назначения должна обеспечивать замедленное распространение трещины за счет изменения направления ее распространения в процессе эксплуатации.

Энергоемкость процесса разрушения и стойкость микроструктуры диска к динамическим нагрузкам, определяется ударной вязкостью. Диски менее чувствительны к поверхностным концентраторам напряжений, чем лопатки, для которых определяющую роль играет способность сопротивляться зарождению трещин, соответственно для дисков необходима структура пластинчатого или бимодального типа, которая обеспечивает высокую жаропрочность и удовлетворительную пластичность.

Попытки получения требуемой структуры и оценки влияния метода сварки на структуру и свойства сварных соединений предпринимались в некоторых работах [75], так в работе [76] оценивалось влияние методов сварки плавлением на структуру и свойства деталей с равноосной структурой - лопатки вентилятора. В работе [71] проводились исследования сварных соединений из титановых сплавов разных марок, выполненных линейной сваркой трением. Однако нет данных о исследованиях возможности получения сварных соединений титановых сплавов с комбинацией исходных равноосной и бимодальной типами структур. А так же влиянии различных методов сварки на структуру и свойства полученных сварных соединений.

Таким образом, можно сделать вывод, что перечисленные методы сварки давлением имеют особенности, которые ограничивают возможность применения при изготовлении и ремонте высокоответственных роторных деталей ГТД.

1.5.1 Сварка трением

Сварка трением является, одним из эффективных способов соединения углеродистых и нержавеющей сталей, быстрорежущих сплавов, различных цветных металлов и их сплавов, при этом сварное соединение образуется в результате совместного пластического деформирования соединяемых деталей в твердой фазе [77]. Генерирование тепла происходит благодаря непосредственному преобразованию механической энергии, выделяемой по поверхности контакта деталей, которые прижаты друг к другу с определенной силой и участвуют в относительном перемещении.

В настоящее время наибольшее распространение получили две разновидности процесса сварки трением - линейная и ротационная. Линейная сварка трением применяется для деталей некруглой формы с возвратно-поступательным движением торца одной детали относительно другой. Ротационная сварка трением применяется для деталей цилиндрической формы.

Сварка трением имеет ряд преимуществ:

- возможность сварки деталей из материалов различной природы, не свариваемых традиционными способами;
- узкая зона нагрева;
- стабильность и высокая повторяемость процесса сварки;
- деталь после сварки требует минимальной механической обработки;
- не требуется флюсов, присадочного материала и защитных газов;
- экологическая чистота процесса;
- нет необходимости в использовании электродов и других атрибутов, увеличивающих стоимость сварки;
- минимальное машинное время сварки;
- малый расход энергии;

- напряжения в сварном шве незначительны по отношению к сварке плавлением;
- простота механизации и автоматизации процесса.

Сваркой трением успешно соединяют как одноименные материалы, так и резко отличающиеся по своим механическим и теплофизическим характеристикам, а также материалы, вступающие в процессе совместного нагрева в химическое взаимодействие и образующие хрупкие интерметаллидные соединения [78-82].

Таким образом, сварка трением является перспективным способом соединения титана и его сплавов [83, 84]. Обеспечение получения свойств сварных соединений на уровне основного металла позволит расширить возможности применения сварки при изготовлении и ремонте высокоответственных роторных деталей ГТД из двухфазных титановых сплавов.

Правильность выбранного направления - изучения свариваемости жаропрочных, двухфазных, сложнолегированных титановых сплавов подтверждают исследовательские работы, проводимые в ряде стран (США, Великобритания, Франция, Германия, Испания, Китай, Россия и др.), направленные на исследование особенностей сварки трением титановых сплавов [85], в том числе применительно к изготовлению блисков [86]. В частности, в Уфимском государственном авиационном техническом университете сварку трением считают безальтернативной технологией изготовления блисков с пустотелыми лопатками и блисков из разнородных материалов [86, 87].

1.6 Постановка целей и задач исследования

Для решения обозначенных выше проблем при сварке двухфазных титановых сплавов – получения регламентированных структур и заданного уровня свойств необходимо решение комплекса теоретических и прикладных материаловедческих задач. Это требует проведения исследований влияния типа исходной структуры основного материала и применяемых методов сварки на структуру полученных сварных соединений жаропрочных титановых сплавов, для обеспечения необходимого уровня свойств в процессе изготовления или ремонта деталей. Получение требуемой структуры необходимо на всех этапах металлургических процессов - сварки и термической обработки изделий.

На основании анализа существующих решений проведенных в литературном обзоре сформулирована цель работы, которая состояла в определении условий получения сварных соединений с необходимым уровнем механических свойств из жаропрочных двухфазных титановых сплавов путем формирования требуемого структурно-фазового состояния в сварном шве и ЗТВ.

Для достижения поставленной цели необходимо решить следующие задачи:

- исследовать и экспериментально определить влияние различных методов сварки на структуру, механизмы разрушения и механические свойства сварных соединений из двухфазных титановых сплавов;
- на основании исследований закономерностей влияния различных методов сварки на структуру, механизмы разрушения и свойства сварных соединений $\alpha+\beta$ – титановых сплавов, определить основные возможности формирования требуемой структуры и механических свойств;
- установить закономерности влияния исходного типа структуры основного материала на структуру и механические свойства сварных соединений из $\alpha+\beta$ – титановых сплавов;
- определить области возможного применения сварки при изготовлении и ремонте деталей ГТД из сложнолегированных титановых сплавов при использовании интегрированного коэффициента запаса прочности и провести натурные испытания деталей;

– внедрить в производственных условиях разработанные методы восстановления изделий из сложнолегированных титановых сплавов.

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДИКИ ИССЛЕДОВАНИЙ

2.1 Обоснование методов исследований

Настоящая работа направлена на получение структуры, обеспечивающей механические свойства сварных соединений сложнолегированных двухфазных титановых сплавов на уровне основного металла.

Получение необходимой структуры и повышение прочностных характеристик сварных соединений из сложнолегированных двухфазных титановых сплавов позволит обеспечить требуемый запас прочности, и, соответственно повысить ресурс ответственных деталей ГТД, изготовленных с применением сварки. Поэтому, при выполнении данной работы особое внимание уделено исследованию структуры, механических свойств и механизмов разрушения сварных соединений из жаропрочных титановых сплавов системы легирования Ti-Al-Mo-Zr-Si.

Для реализации комплекса исследовательских работ и достижения поставленных задач необходимо изготовить образцы из выбранных материалов с соответствующей структурой, выполнить сварку образцов различными методами и на различных режимах, определить распределение химических элементов, выполнить металлографический анализ, а также анализ микроструктуры при помощи просвечивающей электронной микроскопии, определить уровень механических свойств при нормальной и повышенных температурах, провести фрактографический анализ поверхностей разрушения образцов после механических испытаний, оценить достоверность экспериментальных результатов методом математической статистики и промышленной апробации.

Для оценки применения полученных результатов проводили испытания на натурных образцах, а также строили твердотельные модели барабана компрессора двигателя ТВЗ-117 и центробежного моноколеса компрессора двигателя АИ-450. Апробацию результатов исследования проводили в лабораторных условиях, а также на предприятии АО «Мотор Сич».

Структура настоящей работы приведена в виде комплекса исследовательско-технологических мероприятий, которые реализовывали в соответствии с целью и задачами работы (рис. 2.1).



Рисунок 2.1 – Комплекс исследовательско-технологических мероприятий для повышения уровня свойств сварных соединений титановых сплавов.

2.2 Методика сварки

В настоящей работе исследовались методы сварки плавлением – АДС, ЭЛС и метод сварки в твердой фазе – сварка трением.

Исследования влияния различных методов и режимов сварки на структуру и свойства сварных соединений выполняли на контрольных образцах в соответствии с ГОСТ 6996-66. Контрольные образцы изготавливались трех видов: плоские из полос, цилиндрические из прутка и цилиндрические оболочковые.

Так как роторные детали ГТД из двухфазных титановых сплавов по типу исходной структуры можно разделить на две группы - с бимодальной структурой (диски, проставки, валы, барабаны, моноколеса) и с равноосной структурой (лопатки компрессора, лопатки вентилятора, моноколеса), соответственно и заготовки для контрольных образцов изготавливались с двумя типами исходных структур - равноосной и бимодальной.

Изучение влияния режимов сварки плавлением на структуру и механические свойства сварных соединений для равноосной структуры производилось на заготовках, вырезанных из прокатанных полос сплава ВТ8 и натуральных деталей. Так как промышленность Украины и России не выпускает листы из исследуемого сплава ВТ8, то для изготовления образцов было принято решение использовать полосы, полученные прокаткой из имеющегося в наличии на предприятии прутка $\varnothing 30$ мм.

Изготовление полос для контрольных сварных соединений производилось по технологии, аналогичной технологии изготовления лопаток компрессора. Прокатка прутков на полосы производилась в горячем состоянии, в продольном направлении на двухвалковом прокатном стане У6879-0300. Температура начала прокатки составляла 910°C .

Прутки $\varnothing 30$ мм были последовательно прокатаны на полосы толщиной 3 мм, шириной до 75 мм. Прокатка производилась за несколько проходов с промежуточным подогревом остывших полос до исходной температуры $T=910^{\circ}\text{C}$. После прокатки полосы прошли изотермический отжиг в камерной электропечи типа Н-30, аналогично термообработке при изготовлении заготовок для серийных

лопаток по режиму: $T=910^{\circ}\text{C}$, выдержка 1 ч., охлаждение с печью до $T=750^{\circ}\text{C}$, выдержка 1 ч., охлаждение на воздухе, стабилизирующий отжиг при $T=530^{\circ}\text{C}$.

Для удаления оксидного слоя, образовавшегося в процессе термомеханической и термической обработок, произведена обдувка электрокорундом, разрыхление и травление, в соответствии с действующей на предприятии документации. После этого, полученные пластины шлифовали до толщины 2 мм.

Для подтверждения соответствия структуры и механических свойств материала полос и материала лопаток, был проведен сравнительный анализ. В результате анализа установлено, что химический состав, микроструктура и механические свойства образцов, полученных прокаткой из прутков, соответствуют требованиям, предъявляемым к материалу лопаток. На этом основании материал полос был использован для изучения влияния сварки (АДС, ЭЛС) на механические свойства сварных соединений из сплава ВТ8.

Заготовки образцов с исходной бимодальной структурой получали из заготовок дисков с помощью электро-эрозионной резки. Толщина вырезанной пластины составляла не менее 2,5 мм. Затем пластина шлифовалась до толщины 2 мм, и изготавливался образец.

Цилиндрические образцы с исходной бимодальной структурой получали путем вырезки из заготовок дисков с помощью электро-эрозионной резки, затем заготовки протачивались на прутки $\varnothing 10$ мм. Для изготовления цилиндрических образцов с равноосной структурой использовали стандартные прутки $\varnothing 10$ мм.

Сварка плавлением (АДС и ЭЛС) была произведена с целью последующего изготовления образцов контрольных соединений с учетом требований ГОСТ 6996-66. Сварка производилась с приставными пластинами – выводными планками из материала ВТ8 по технологическим процессам, разработанным согласно требованиям действующих заводских инструкций ОГМ18-47 и 36И-50, режимы сварки обеспечивали получение сварных соединений без дефектов в пределах проведенных объемов контроля.

В качестве присадочного материала применяли прутки из основного материала ВТ8, которые получены методом порезки пластин на «лапшу», сечением примерно 2 мм (рис. 2.2).



Рисунок 2.2 – Внешний вид присадочных прутков из материала ВТ8.

Для выполнения сварки плавлением применялось следующее оборудование:

- электронно-лучевая на установке У6879-5007 (АО «Мотор Сич»), ЭЛУ-9Б (РПКО «Электромеханика») со сварочной аппаратурой ЭЛА-15 и БЭП-2, Lara-52 фирмы «Techmeta»;

- ручная сварка в камере с контролируемой атмосферой У6872-5506 (АО «Мотор Сич») с источником питания ВД-302 (ВЗЭСО), и с местной защитой с источниками питания Pulstig-300 (ESAB, Индия), ВСВУ-80 (РПКО «Электромеханика»), ТТ-1600 (Fronius, Австрия).

Влияние сварки плавлением – АДС и ЭЛС на структуру и свойства сварных соединений определяли на плоских образцах толщиной 2 мм и цилиндрических оболочковых образцах диаметром 20 мм с толщиной стенки 2 мм. Плоские образцы вырезали из предварительно сваренных пластин длиной 120 мм, шириной 40 мм и толщиной 2 мм.

Сварка трением выполнялась на машинах МСТ-2 и МФ 362. Изучение влияния режимов ротационной сварки трением на структуру и механические свойства выполняли на цилиндрических образцах сплошного сечения $\varnothing$ 10 мм.

Исследования оболочковых сварных соединений проводили на цилиндрических образцах $\varnothing$ 20 мм, изготовленных из материала ВТ8. С целью

имитации конструкции оболочкового соединения с торца в образцах выполнено внутреннее отверстие (рис. 2.3).

С целью сравнения структуры и свойств сварных соединений, полученных сваркой трением со свойствами соединений, выполненных методами сварки плавлением, исследовали образцы из того же сплава сваренные аргонодуговой сваркой (АДС) и электроннолучевой сваркой (ЭЛС).

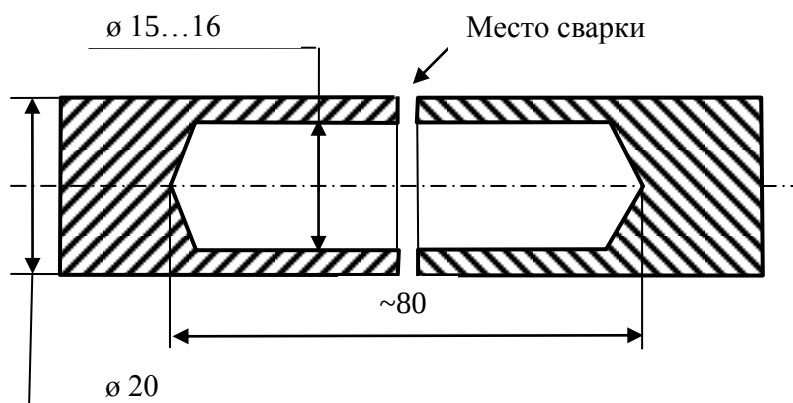


Рисунок 2.3 - Оболочковый образец для сварки.

Соединения методом АДС выполняли в камере с контролируемой атмосферой, источник питания ВД-302, $I_{св.} = 150...180$ А, с применением в качестве присадки прутков из основного материала ВТ8. Соединения методом ЭЛС производились на установке У6879-5007, энергоблок ЭЛА 15, $I_{св.} = 40$ мА, $U_{уск.} = 60$ кВ, $V_{св.} = 50$ м/час.

Определение механических свойств выполняли на образцах, вырезанных вдоль сварного соединения, при этом сварной шов располагался по центру рабочей части. Тип образцов для испытания на растяжение - XIII в соответствии с ГОСТ 6996-66. Определяли предел прочности, относительное удлинение, а так же для оценки величины разброса свойств определяли среднеквадратичное отклонение.

2.3 Определение химического состава

Микроанализ содержания элементов основного металла, в сварных соединениях и структурных составляющих определяли качественным и количественным методами. Распределение содержания легирующих элементов определяли в структурных составляющих сплавов на многоцелевом растровом микроскопе JSM-6360LA, оснащённом системой рентгеноспектрального энергодисперсионного микроанализа JED 2200. Метод основан на исследовании с помощью рентгеновских спектрометров характеристического рентгеновского излучения, испускаемого химическими элементами, входящими в состав образца. Возбуждение анализируемого микрообъёма происходит в результате бомбардировки электронами с энергией в несколько десятков кэВ, сфокусированными в пучок (зонд). Работу выполнили при ускоряющем напряжении 15 кВ и диаметре электронного зонда около 4 нм, при этом диаметр зоны возбуждения рентгеновского излучения составлял примерно 1 мкм. Определяли содержание легирующих элементов, а так же распределение элементов по площади выбранного микроучастка методом картирования в виде цветных карт, где большему содержанию химического элемента соответствует более интенсивная окраска [88].

2.4 Исследования структуры титановых сплавов

Анализ макроструктуры основного материала и сварных соединений проводили как визуальным осмотром шлифов, так и с применением стереоскопического бинокулярного микроскопа МСП-2 фирмы «ЛОМО» (увеличения от 5 до 35 раз). Бинокуляр оснащён измерительной линейкой, цена деления которой составляла 0,05 мм. В качестве эталонов использовали 10-балльную шкалу макроструктур титановых сплавов [89].

Образцы для металлографических исследований вырезали на станке «ISOMET-2000-PRESISION» фирмы «BUEHLER», с последующим шлифованием с применением бумаги различной зернистости (от № 40 по ГОСТ 5009 до микронной M20 по ГОСТ 10054) и полированием на сукне, смоченном суспензией «DiaDuo» (производитель - фирма "STRUERS") на основе алмазных частиц фракцией 3 мкм. Травление шлифов выполняли в реактиве следующего состава: HF-10мл, HNO₃ – 25 мл, глицерин – 65 мл.

Микроструктурный анализ сварных соединений проводили с использованием инвертированных микроскопов отраженного света «NEOPHOT-32» и «Observer.D1m» (фирма «Carl Zeiss») при увеличениях от 100 до 1000 раз, оснащенного окуляр-микрометром с линейкой (при увеличении 500 раз 1 деление = 2 мкм).

Микроструктуру оценивали по девятитипным шкалам отраслевых стандартов ОСТ 190006, ОСТ 190197 [90, 91]. Структурные составляющие классифицировали в соответствии с публикациями [92, 93].

2.5 Растровая электронная микроскопия

Исследования структуры на шлифах при высоких увеличениях (до 20 000 раз) проводили на растровом электронном микроскопе JSM – T300 фирмы JEOL при ускоряющем напряжении 20...30 кВ во вторичных электронах.

Фрактографический анализ поверхностей разрушения образцов после механических испытаний проводили с использованием указанных бинокулярного и растрового микроскопа при различных увеличениях, для определения характера разрушения применяли фрактографический атлас для титановых сплавов [95].

2.6 Рентгеноструктурный фазовый анализ

Фазовый состав и характеристики фаз в исследованных образцах изучали с использованием рентгеноструктурного анализа на дифрактометре ДРОН-3 с программным обеспечением и компьютерной обработкой данных. Съемка в монохроматическом $\text{Cu}_{\text{K}\alpha}$ -излучении. Периоды идентичности элементарной ячейки α и β фазы определяли по линиям 110 и 105 и рассчитывали по следующим формулам:

$$a_{110} = \frac{2d_{\text{HKL}} \sqrt{H^2 + HK + K^2}}{\sqrt{3}}, \quad (2.1)$$

$$a_{105} = \frac{5}{\sqrt{1.0827 \cdot \sin^2 \theta_{105} - \frac{4}{3} a^2}}, \quad (2.2)$$

Ошибка (абсолютная) в определении параметров a и c составляла: $\Delta a = 0,00004$ нм, $\Delta c = 0,00002$ нм.

В процессе рентгеноструктурного анализа исследуемый образец помещали на пути рентгеновских лучей и регистрировали дифракционную картину, возникающую в результате взаимодействия лучей с веществом. На следующем этапе исследования анализировали дифракционную картину.

Рентгеноструктурный анализ состоял из двух этапов - определения размеров элементарной ячейки кристаллов α - и β -фаз путем анализа геометрии расположения дифракционных максимумов, а так же расчета электронной плотности внутри элементарной ячейки и определения координат атомов путем анализа интенсивности дифракционных максимумов.

2.7 Просвечивающая электронная микроскопия

Исследования тонких фольг проводились на просвечивающем электронном микроскопе JEM-100CXII по методике приведенной ниже.

Тонкие фольги для электронно-микроскопических исследований изготавливали из образцов. Из массивных образцов сплава ВТ8 в исходном состоянии или после сварки вырезали алмазным кругом пластины толщиной около 0,5 мм, после чего их толщину уменьшали до 0,2...0,25 мм путем механического полирования. Из полученных пластин получали диски диаметром 3 мм. С этих дисков изготавливали образцы для просвечивающей микроскопии (фольги) методом двухструйного электрохимического полирования, которое проводили при температуре -30...-40°C на оборудовании производства датской компании Struers.

В качестве электролита использовали смесь следующего состава (в объемных процентах): метанол (CH_3OH) – 60%, бутанол ($\text{C}_4\text{H}_9\text{OH}$) – 34%, хлорная кислота (HClO_4) – 6%. Момент образования отверстия в фольге фиксировался автоматически с помощью фотодиода.

С целью оптимизации режимов электрохимического полирования варьировали электрическое напряжение, плотность электрического тока и силу потока электролита.

Образцы изучали на просвечивающем электронном микроскопе 2000FX производства японской компании JEOL. Ускоряющее напряжение составляло 200 kV, все приведенные в следующем разделе электронно-микроскопические снимки, получены в режиме светового поля.

Количественную оценку структурных составляющих образцов на оптическом микроскопе осуществляли методом случайных секущих [94] и с применением специальных шкал, разработанных всероссийским институтом легких сплавов (ВИЛС) [95]. Размер структурных составляющих образцов, наблюдаемых в растровом электронном микроскопе, определяли по изображениям микроструктуры с расширением файла - .bmp при помощи компьютерной программы, основные аспекты применения которой приведены в источнике [96].

2.8 Испытания механических свойств

Определение механических свойств для сварки плавлением выполняли на плоских образцах тип XII, XIII по ГОСТ 6996-66, для сварки трением на цилиндрических образцах тип II по ГОСТ 6996-66 [97]. Испытания проводили на машине INSTRON-8862 при скорости перемещения захватов 15 мм/мин. Прибор оснащен компьютерной системой управления и по результатам испытаний получали графическую зависимость изменения усилия во времени.

Испытания длительной прочности проводили на плоских образцах с шириной рабочей части 2 мм и с начальной расчетной длиной 25 мм. Установка для кратковременных жаропрочных испытаний представляла собой универсальную машину «УММ-20» (ГОСТ 7855), оснащенную муфельной нагревательной электропечью. Контроль температуры осуществлялся термоэлектрической термопарой типа ТХА-101М, терморегулятор - вольтметр универсальный В7-38.

Образец, установленный в захватах испытательной машины и помещенный в печь, нагревали до заданной температуры и выдерживали при кратковременных испытаниях 1 час. Скорость передвижения захватов составляла 0,18 мм/мин. Для измерения температуры образцов на их концах установлены термопары.

Отклонения от заданной температуры в любой момент в течение всего времени испытания и в любой точке расчетной длины образца не превышали $\pm 3^{\circ}\text{C}$. После нагрева образца и выдержки к образцу плавно прилагалась нагрузка.

Для определения характеристики кратковременной и длительной прочности сварных соединений сплава ВТ8 при температуре 350°C и базе 100 час., первую партию образцов (по одному для каждого вида сварного соединения) испытывали при одинаковом напряжении – 785 МПа (80 кг/мм^2), величина которого была выбрана на основании литературных данных. Нагрузку повышали ступенчато, с

шагом 20 Н (2 кг) до разрушения с выдержкой на одном уровне нагрузки до пяти минут.

В процессе исследований определяли микротвердость основного материала и в различных участках сварных швов по ГОСТ 2999-75. Микротвердость измеряли на приборе ММ7Т фирмы «BUEHLER» при нагрузке индентора равной 50 г в течение 10 с. Для сравнения значений твердости основного материала, сварных швов и ОШЗ непосредственно на указанном приборе полученные значения микротвердости HV переводились в HRC. Для замера микротвердости в основном материале, околошовной зоне и сварном шве изготавливали поперечные микрошлифы, подвергавшиеся механическому полированию. Увеличение микроскопа прибора при окуляре $15\times$ составляло 485 раз. На каждом образце ставили не менее 10 отпечатков четырехгранной алмазной пирамиды (угол между гранями 136°).

Образцы для определения предела выносливости изготавливали из полос и прутков, сваренных различными способами сварки, на базе 2×10^7 циклов по ГОСТ 25.502-79. Сварной шов при этом располагался в поперечном направлении по центру образца. Порезку образцов выполняли электроэрозионным способом на станке ROBOFIL240SL, оснащенным приводом с числовым программным управлением. Дефектный слой после вырезки удаляли механической обработкой. Определение предела выносливости сварных соединений выполняли на 2 типах образцов из материала ВТ8, при этом для методов сварки плавлением изготавливали плоские образцы (рис. 2.4), а для метода сварки трением цилиндрические образцы сплошного сечения (рис. 2.5).

Образцы плоской формы, сваренные методами АДС и ЭЛС имели толщину 2 мм. Образцы цилиндрической формы, сваренные методом трения имели $\varnothing$ 10 мм. После сварки образцы подвергались механической обработке для обеспечения требуемых размеров и чистоты обработке поверхностей.

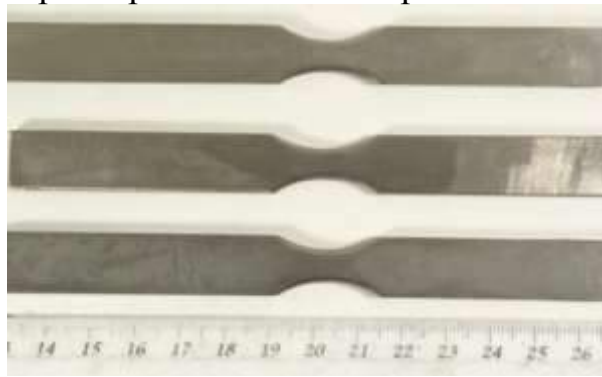


Рисунок 2.4 – Внешний вид типичных образцов для определения предела выносливости, изготовленных с применением методов сварки плавлением.



Рисунок 2.5 – Внешний вид типичных образцов для определения предела выносливости, изготовленных с применением метода сварки трением.

Испытания образцов производились при температуре 20°C на базе 10^7 циклов. При этом испытывались 15 шт. цельных образцов из основного металла и по 15 шт. сварных образцов на каждый метод сварки.

Для определения значений предела выносливости (σ_{-1}) использовали метод «лестницы». Метод «лестницы» является концентрированным (большая часть испытаний сосредотачивается вокруг некоторого среднего напряжения). По методу «лестницы» образцы испытывают на усталость последовательно один за другим [98].

2.9 Построение расчетных моделей

В связи с тем, что двухфазные сложнолегированные титановые сплавы применяются для изготовления сложнагруженных деталей роторной части ГТД, которые в процессе работы воспринимают как статические, так и динамические, и термические виды нагрузок. Для того чтобы оценить изменение свойств в различных зонах необходимо проанализировать напряженно-деформированное состояние в нормальных рабочих режимах, и на том же режиме, но с измененными параметрами материалов в местах сварных швов.

Сложное нагружение и геометрия деталей требуют использования численных методов при расчетах на прочность. В данной работе применяли программный пакет ANSYS, который позволяет провести многосторонний анализ НДС деталей, но при возможности задавать лишь физические свойства материалов, такие как модуль упругости, коэффициент Пуассона.

Единицы измерения, используемые в расчетах в программном пакете ANSYS:

- давление, напряжения – [МПа];
- расстояние – [мм].

Зная свойства материалов в местах соединения сваркой и имея картину напряженно-деформированного состояния детали, можно судить об изменении коэффициента запаса прочности. Свойства материала в зоне сварного шва и ЗТВ получены экспериментальным путем при анализе сварных образцов, полученных при АДС, ЭЛС, СТ.

Сравнивая расчетные значения напряжений с экспериментальными, можно определить коэффициенты запаса прочности. Имея данные о прочностных свойствах сварных соединений, распределении напряжений и коэффициентах запаса прочности, возможно определить расчетным путем зоны расположения сварных швов.

Зоны, где коэффициент запаса прочности с учетом применения определенного вида сварки не соответствует минимальным требуемым нормам, не могут быть сварены данным методом.

2.10 Математическая обработка экспериментальных данных

Полученные экспериментальные данные обрабатывали статистически. При этом определяли среднеквадратичное отклонение (СКО).

Среднеквадратичное отклонение:

$$S = \sqrt{\frac{\sum (X_i - \bar{X})^2}{n - 1}}, \quad (2.3)$$

где S — среднеквадратическое отклонение;

n — число измерений;

$\bar{X}$ — среднее значение показателя свойств;

X_i — значение измеряемого показателя.

РАЗДЕЛ 3

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ, ВЫПОЛНЕННЫХ РАЗЛИЧНЫМИ МЕТОДАМИ СВАРКИ

Как показано в разделе 1, механические и служебные свойства материалов, применяемых для изготовления роторных деталей ГТД, обеспечиваются определённым структурно-фазовым состоянием. Необходимо установить взаимосвязь механических и служебных свойств сварных соединений сплава BT8, структурно-фазового состояния материала и особенностей его изменения при технологическом воздействии.

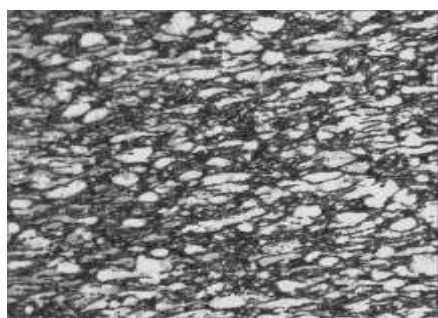
В этой связи проводили комплексные исследования влияния технологических параметров сварки на механические свойства и структуру, чтобы определить:

- влияние технологических параметров сварки, на структуру и механические свойства материала BT8;
- ограничения по свариваемости сплава BT8 на основе определения статических и динамических свойств сварных соединений.

Исследовали сварные соединения образцов из титанового сплава BT8, полученные при сварке заготовок из пластин, прутков, а так же образцов, вырезанных из натурных деталей.

Сварные соединения выполняли с применением различных методов сварки – АДС, ЭЛС и СТ согласно методике приведенной в п. 2.2.

Для сравнения и определения идентичности структуры (рис. 3.1, 3.2), химического состава (табл. 3.1) и механических свойств основного материала прокатанных полос и прутков, проведен сравнительный анализ структуры, химического состава, содержания легирующих элементов и примесей в полученных заготовках полос и прутках.



20μm



20μm

а

б

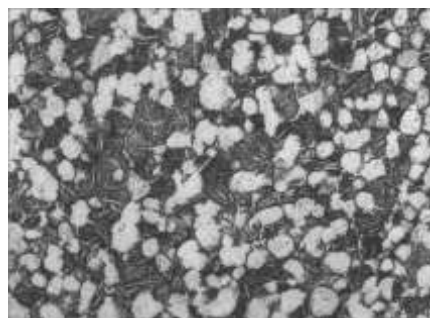
а – из прокатанных полос; б – из прутков по ОСТ 1 90006-86;

Рисунок 3.1 – Микроструктура заготовок равноосного типа.



а

20μm



б

20μm

а – в виде полос; б – в виде поковок по ОСТ 1 90197-89;

Рисунок 3.2 – Микроструктура заготовок бимодального типа.

В результате анализа структур прутков и прокатанных полос установлено, что величина макрозерна соответствует 2-му баллу 10-балльной шкалы макроструктур, при норме не более 3-го балла по ОСТ 1 90006-86. Микроструктура прутков и прокатанных полос состоит из $\alpha+\beta$ - фаз равноосной формы, соответствует 2-му типу 9-типной шкалы микроструктур №2 по ОСТ 1 90006-86, при норме не более 4-го типа.

На основании анализа структур поковок и прокатанных полос установлено, что величина макрозерна соответствует 2-му баллу, шкалы макроструктур, при норме не более 3-го балла по ОСТ 1 90197-89. Микроструктура поковок и прокатанных полос состоит из $\alpha+\beta$ - фаз бимодального типа, соответствует 2-му типу шкалы микроструктур по ОСТ 1 90197-89, при норме не более 4-го типа.

Таблица 3.1 – Химический состав и механические свойства основного материала заготовок из сплава ВТ8 с различной структурой [90, 91].

Сплав	Легирующий элемент, %	Механические свойства
-------	-----------------------	-----------------------

		Al	Mo	Si	σ_B , МПа	δ , %	σ_{100}^{450} , МПа
ВТ8	ОСТ 1 90006-86	5,8-7,0	2,8-3,8	0,2-0,4	1000-1200	≥ 10	≥ 685
	ОСТ 1 90197-89				950-1100	≥ 8	≥ 620
ВТ8, образцы с равноосной структурой*		6,4	3,1	0,3	1170	15	775
ВТ8, образцы с бимодальной структурой*		6,2	2,9	0,2	1070	12	785

Примечание: *– химический состав определен по методике (см. разд. 2, п. 2.3);

– механические свойства определены по методике (см. разд. 2 п. 2.8);

При анализе химического состава опытных образцов с различной исходной структурой, изготовленных из прутков, поковок и полос установлено, что содержание легирующих элементов всех опытных образцов соответствуют требованиям нормативной документации [90].

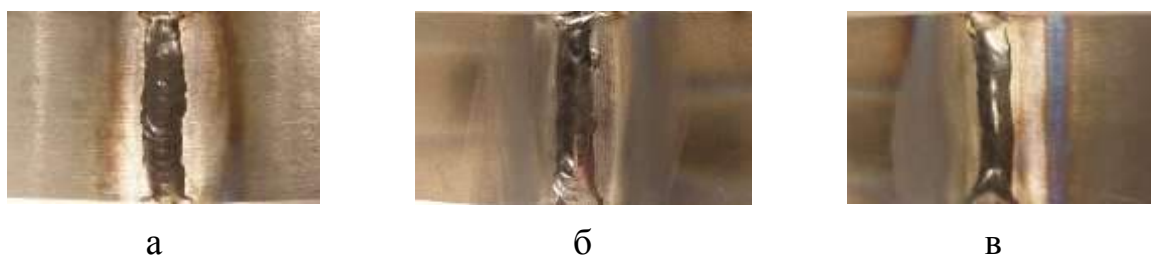
Анализ механических свойств опытных образцов с различной исходной структурой показал, что значения предела прочности и относительного удлинения соответствуют требованиям нормативной документации [91].

Таким образом, химический состав, микроструктура и механические свойства опытных образцов, изготовленных из прутков, поковок и полученных прокаткой и порезкой полос соответствуют требованиям, предъявляемым к основному материалу деталей. На этом основании опытные образцы были использованы для изучения влияния процессов сварки на механические свойства сварных соединений из сплава ВТ8.

3.1 Структура и механические свойства сварных соединений, выполненных методом аргонодуговой сварки

Исследование влияния режимов сварки АДС на структуру и механические свойства сварных соединений выполняли на образцах с регламентированными исходными структурами двух типов - равноосной и бимодальной, так и в комбинациях равноосная+равноосная, далее Р+Р, равноосная + бимодальная, далее Р+Б, и бимодальная + бимодальная, далее Б+Б, в сравнении с основным металлом, далее ОМ.

Сварка пластин методом АДС выполнялась в камере с контролируемой атмосферой, с применением в качестве источника питания выпрямителя ВД-302, по методике (см. разд. 2, п. 2.2). Внешний вид характерных сварных соединений приведен на рис. 3.3.



а – Р+Р; б – Р+Б; в – Б+Б;

Рисунок 3.3 – Внешний вид характерных сварных соединений, выполненных АДС, с комбинациями различных структур.

Испытания механических свойств сварных соединений при статических нагрузках проводили согласно приведенных в п. 2.8 методик. Исследовали влияние метода сварки АДС на структуру и механические свойства (предел прочности σ_b св., относительное удлинение δ св.) сварных соединений. Определение механических свойств выполнялось на плоских образцах, значения прочности и пластичности, полученные при растяжении образцов, сваренных АДС, приведены в табл. 3.2.

Таблица 3.2 – Механические свойства сварных соединений.

Комбинация структур	Метод сварки	Тип образца	$\sigma_{\text{в св.}}, \text{ МПа}$	СКО, МПа	$\delta \text{ св.}, \%$
Р+Р	АДС	Плоский	986,5	51,4	7,5
Р+Б	АДС	Плоский	938,4	55,8	6,8
Б+Б	АДС	Плоский	930,0	54,2	8,5

Анализ результатов испытаний (см. табл. 3.2) показал, что у образцов, полученных АДС снижение уровня прочности по сравнению с основным металлом составило около 15%. Относительное удлинение (δ) образцов, полученных АДС ниже значений для основного металла около 20 %.

Разрушение образцов, как правило, происходило по сварному шву или ЗТВ, при этом, когда выполнялась сварка в комбинации различных исходных структур – равноосной с бимодальной, разрушение происходило преимущественно со стороны материала с бимодальной структурой. Результаты исследований поверхности разрушения позволили установить, что при разрушении образцов полученных методом сварки АДС имели место области хрупкого разрушения (рис. 3.4).

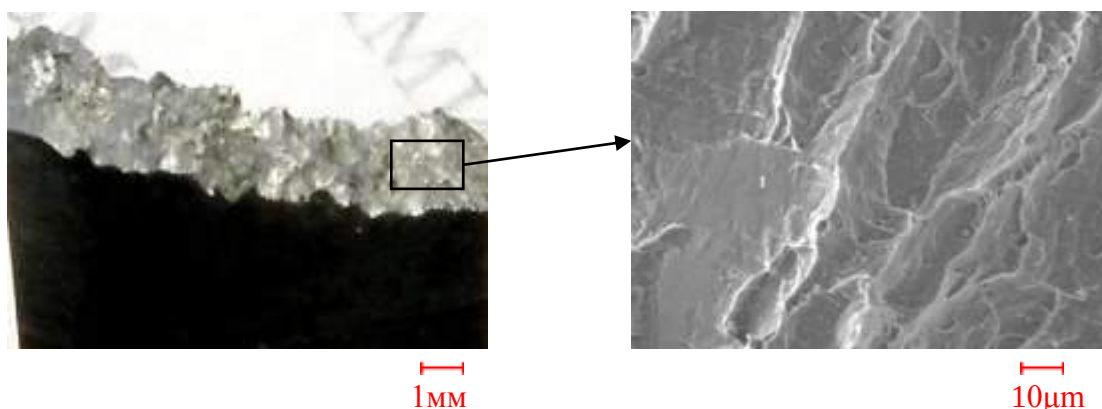


Рисунок 3.4 – Фрактограммы типичной поверхности разрушения сварных соединений с комбинацией структур Р+Р, выполненных методом АДС.

Исследование влияния АДС на структуру сварных соединений проводили на микро и макро шлифах. Макро- и микроструктура сварного соединения для образца с комбинацией исходных структур Р+Р представлена на рис. 3.5. Макро- и микроструктура сварного соединения для образца с комбинацией исходных структур Р+Б представлена на рис. 3.6.

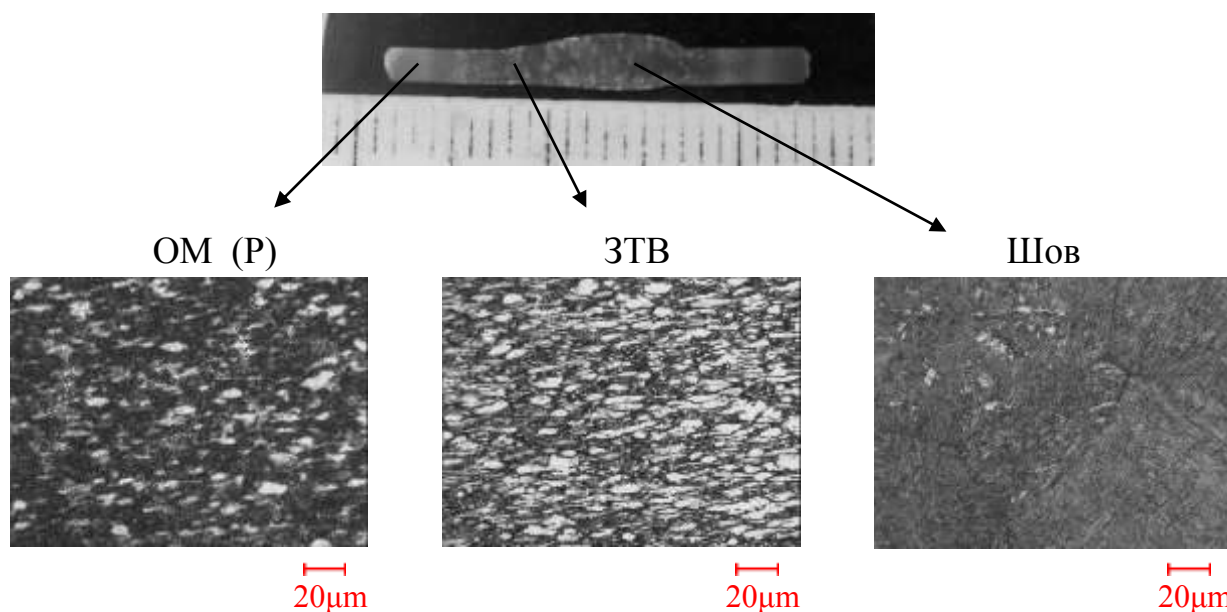


Рисунок 3.5 – Макро- и микроструктура в различных зонах сварного соединения с комбинацией структур Р+Р.

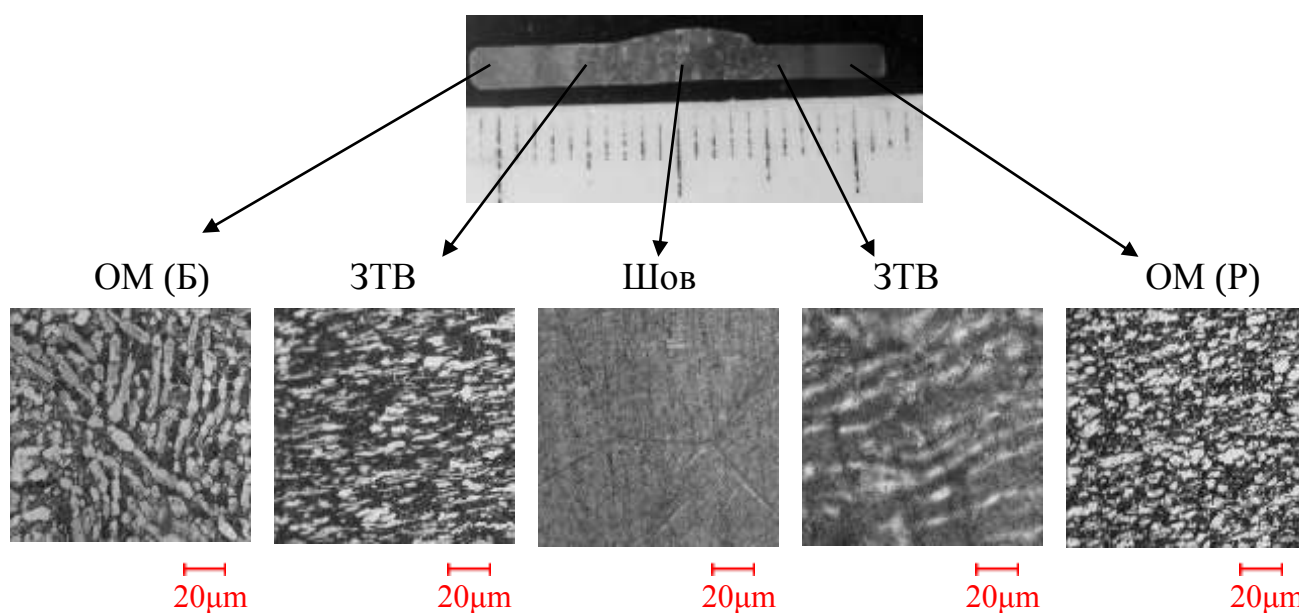


Рисунок 3.6 – Макро- и микроструктура в различных зонах сварного соединения с комбинацией структур Р+Б.

Макро- и микроструктура сварного соединения с комбинацией исходных структур Б+Б представлена на рис. 3.7.

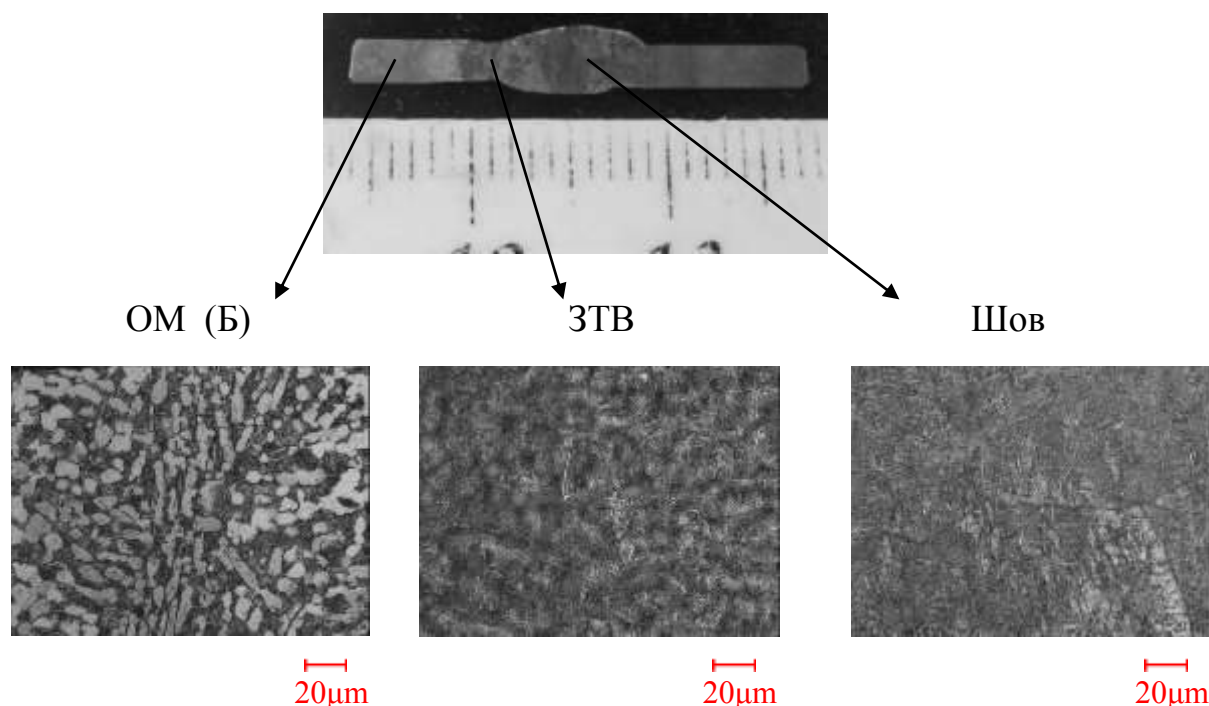


Рисунок 3.7 – Макро и микроструктура в различных зонах сварного соединения с комбинацией структур Б+Б.

В результате исследований установлено, что в процессе сварки АДС, в зоне сварного шва произошли структурные изменения. Макроструктура исследованных сварных швов имеет характерную крупнозернистую столбчатую структуру.

Металл сварного шва при нагреве до температур выше точки плавления, и после охлаждения приобретает пластинчатую структуру быстроохлажденного литого металла мартенситного типа. При нагреве образуется высокотемпературная β -фаза, у которой β -стабилизаторов содержится значительно меньше, чем при комнатной температуре (когда растворимость легирующих элементов в β -фазе выше).

После быстрого охлаждения β -фаза переходит в мартенситную α' -фазу, обладающую повышенной прочностью и пониженной пластичностью [35, 59].

Для определения величины зоны структурных изменений в процессе сварки АДС, для различных комбинаций исходных структур основного металла выполнили замеры твердости от оси сварного шва (рис. 3.8), согласно методике (см. разд.2, п. 2.8).

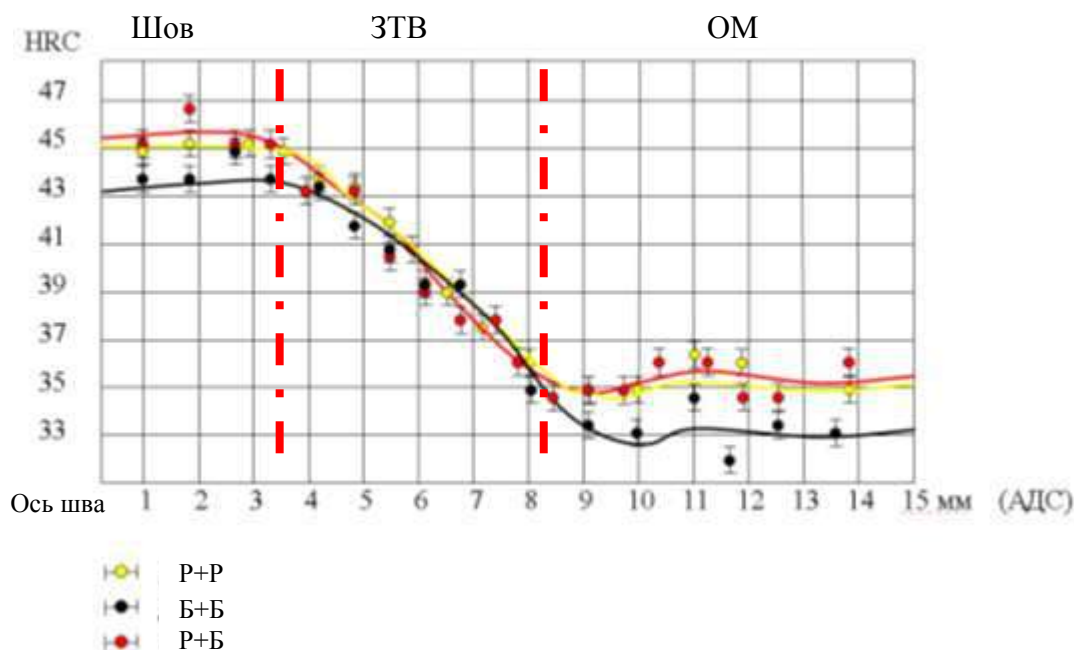


Рисунок 3.8 – Твердость сварных соединений выполненных АДС.

Как следует из анализа представленных данных, в зоне сварного шва имело место повышение твердости около 20 %, по сравнению с основным металлом. Это указывает на образование закалочных структур, а именно α' -фазы в объеме бывших β -зерен. Диапазон изменения твердости сварных соединений, выполненных сваркой АДС, для различных исходных структур находится в пределах 10 %. На основании замеров твердости определены границы зоны термического влияния (наклонная линия изменения твердости). На графике ЗТВ условно расположена между сварным швом (участок с повышенной твердостью) и основным металлом (участок с пониженной твердостью). При этом установлены следующие значения протяженности ЗТВ: для комбинации структур Р+Р 5...7 мм; для комбинации Р+Б 4...6 мм; для комбинации Р+Б 5...8 мм. В сварных швах выполненных методом АДС, образовались крупные первичные β -зерна размером от 70 мкм до 350 мкм с пластинчатой внутризеренной структурой.

Внутризеренная структура представляла собой пересыщенный раствор α -фазы с β -стабилизирующими элементами и по типу и размерам не соответствовала структуре основного металла. Независимо от типа исходных структур сварных соединений – равноосной, бимодальной, или их комбинации, в сварных швах, для всех комбинаций исходных структур образуется пластинчатая крупнозернистая структура.

Изменение размеров структурных составляющих, а также фазовые преобразования с изменением типа структуры от двухфазной равноосной до пластинчатой крупнозернистой структуры явилось одной из основных причин изменения механических свойств. Изменение типа структуры, ее размеров, приводит к существенному изменению свойств. При увеличении размеров зерен более 50 мкм (рис. 3.5, 3.6, 3.7) имеет место снижение уровня механических свойств (прочности и пластичности) (табл. 3.2).

Для определения изменения содержания основных легирующих элементов в различных участках сварного шва и ЗТВ по отношению к основному металлу выполнили исследование рентгеноспектральным методом, по методике (см. разд.2, п. 2.3). Схема расположения точек анализа показана на рис. 3.9. Результаты рентгеноспектрального микроанализа содержания основных легирующих элементов в сварном соединении АДС представлены в табл. 3.3.

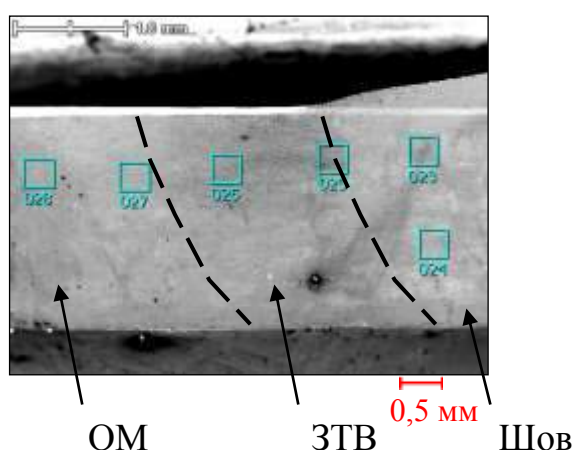


Рисунок 3.9 – Схема расположения точек определения содержания основных легирующих элементов в сварном соединении АДС.

Таблица 3.3 – Результаты рентгеноспектрального микроанализа содержания основных легирующих элементов Al и Mo в сварном соединении АДС.

Элемент	Номер точек, согласно рис. 3.9					
	023	024	025	026	027	028
Al	6,10	6,51	6,27	5,95	6,23	6,28
Mo	2,95	3,46	3,52	3,14	3,18	3,29

Результаты исследований показали, что в различных участках сварного соединения, выполненного методом АДС с присадкой из основного металла ВТ8, наблюдается разброс значений содержания основных легирующих элементов. Так, минимальное содержание Al в точке 26, расположенной в ЗТВ составляет 5,95%, максимальное содержание в сварном шве составляет 6,51%. Для Mo минимальное содержание в шве составляет 2,95%, максимальное содержание в ЗТВ составляет 3,52%. При анализе результатов исследования установлено, что содержание легирующих элементов находится в пределах технических требований на сплав ВТ8 [90].

Таким образом, на основании проведенных исследований можно сделать следующие выводы:

- структура и свойства исходного материала образцов идентичны основному материалу деталей ГТД;
- в сварных швах выполненных методом АДС, для всех комбинаций исходных структур, образовались крупные первичные β -зерна размером от 70 мкм до 350 мкм с пластинчатой внутризеренной структурой;
- в околошовной зоне и прилегающих к ней участках ЗТВ микроструктура представляет собой α' -фазу, имеющую пластинчато-игольчатое строение. Толщина пластин α -фазы в ЗТВ была несколько меньшей, что может свидетельствовать о менее продолжительном нахождении материала ЗТВ при температурах верхней части ($\alpha+\beta$) зоны в сравнении с материалом шва;
- при удалении от сварного шва максимальные температуры падали, и микроструктура возвращалась к бимодальному типу, то есть температура не

превышала температуру $\alpha+\beta\rightarrow\beta$ превращения, и остались части первичной α -фазы;

- протяженность ЗТВ:

- для комбинации Р+Р составляла 5...7мм;

- для комбинации Р+Б составляла 4...6мм;

- для комбинации Б+Б составляла 5...8мм;

- для сварных соединений выполненных АДС характерны изменения типа и размеров структурных составляющих от двухфазной равноосной до пластинчатой крупнозернистой структуры. Этот фактор, а также игольчатое строение α' -фазы определили высокую прочность и низкую пластичность участков с данной структурой и явились одной из основных причин изменения механических свойств;

- содержание основных легирующих элементов в различных зонах сварных соединений, выполненных АДС, находилось в допустимых пределах для данного сплава;

- механические свойства сварных соединений, выполненных АДС, для различных комбинаций структур составили:

- для комбинации Р+Р $\sigma_{\text{в св.}} = 986,5$ МПа;

- для комбинации Р+Б $\sigma_{\text{в св.}} = 938,4$ МПа

- для комбинации Б+Б $\sigma_{\text{в св.}} = 930,0$ МПа;

3.2 Структура и механические свойства сварных соединений, выполненных методом сварки ЭЛС

Изучение влияния сварки ЭЛС на структуру и механические свойства сварных соединений выполняли на образцах с типичными исходными структурами двух типов - Р и Б, так и в комбинациях структур Р+Р, Р+Б, Б+Б, в сравнении с ОМ.

Сварку пластин методом ЭЛС производили на установке У6879-5007, с энергоблоком ЭЛА 15, по методике (см. разд. 2, п. 2.2). Внешний вид характерных сварных соединений приведен на рис. 3.10.



а



б



в

а – Р+Р; б – Р+Б; в – Б+Б;

Рисунок 3.10 – Внешний вид характерных сварных соединений, выполненных ЭЛС, с комбинациями различных структур.

Испытания механических свойств сварных соединений при статических нагрузках проводили согласно методик (см. разд.2, п. 2.8). Исследовали влияние метода сварки ЭЛС на структуру и механические свойства (предел прочности $\sigma_{\text{в св.}}$, относительное удлинение δ св.) сварных соединений. Определение механических свойств выполняли на плоских образцах, значения прочности и пластичности, полученные при растяжении образцов, сваренных ЭЛС, приведены в табл. 3.4.

Таблица 3.4 – Механические свойства сварных соединений.

Комбинация структур	Метод сварки	Тип образца	$\sigma_{\text{в св.}}$, МПа	СКО, МПа	δ св., %
Р+Р	ЭЛС	Плоский	1080,2	46,8	8
Р+Б	ЭЛС	Плоский	1018,4	50,5	8.2
Б+Б	ЭЛС	Плоский	1020,2	48,7	8,8

Анализ результатов испытаний показал, что у образцов, полученных ЭЛС отличие в уровне прочности сварного шва от основного материала около 5%, т.е.

прочность сварных соединений близка к прочности основного металла. Относительное удлинение для ЭЛС ниже основного металла более чем на 20%. Разрушение образцов, как правило, происходило по сварному шву или ЗТВ.

Результаты исследований поверхности разрушения позволили установить, что при разрушении образцов полученных методом сварки ЭЛС имели место области хрупкого разрушения (рис. 3.11).

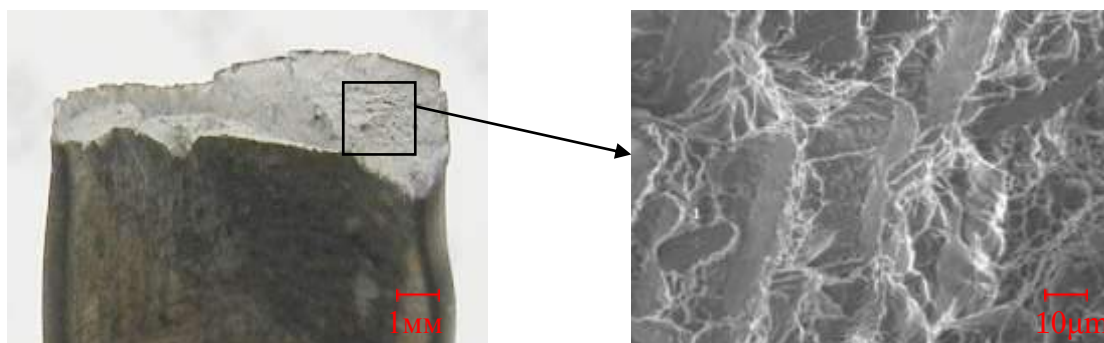


Рисунок 3.11 – Фрактограммы типичной поверхности разрушения сварных соединений, выполненных методом ЭЛС.

Исследование влияния метода сварки ЭЛС на структуру сварных соединений проводили на поперечных микро и макро шлифах. Макро и микроструктура сварного соединения для образца с комбинацией исходных структур P+P представлена на рис. 3.12.

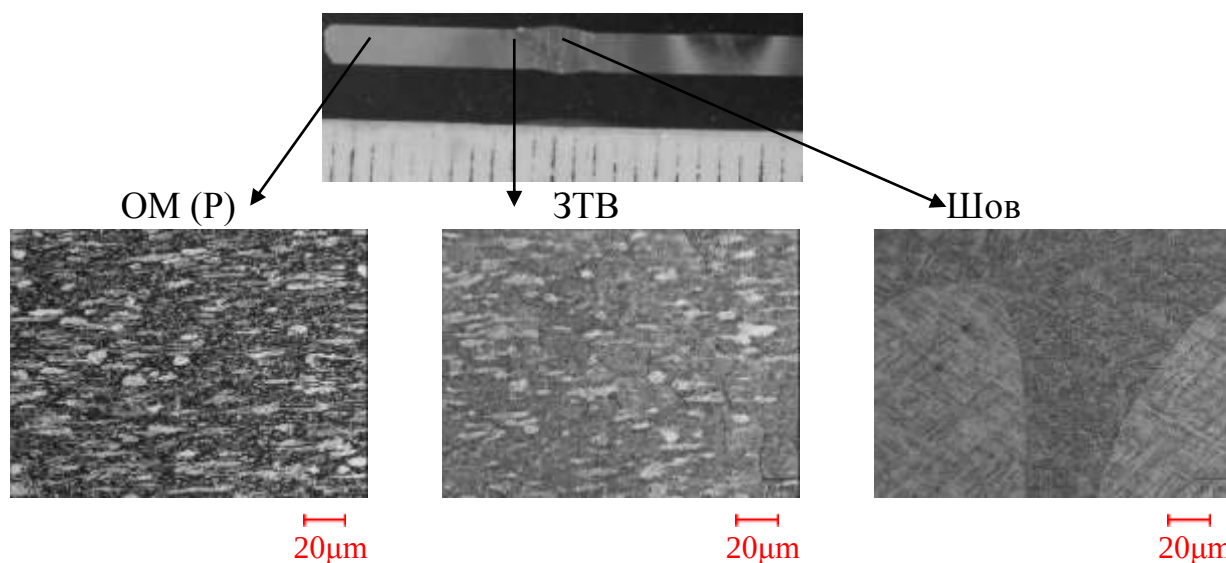


Рисунок 3.12 – Макро- и микроструктура в различных зонах сварного соединения с комбинацией структур P+P.

Макро- и микроструктура сварного соединения для образца с комбинацией исходных структур Р+Б представлена на рис. 3.13.

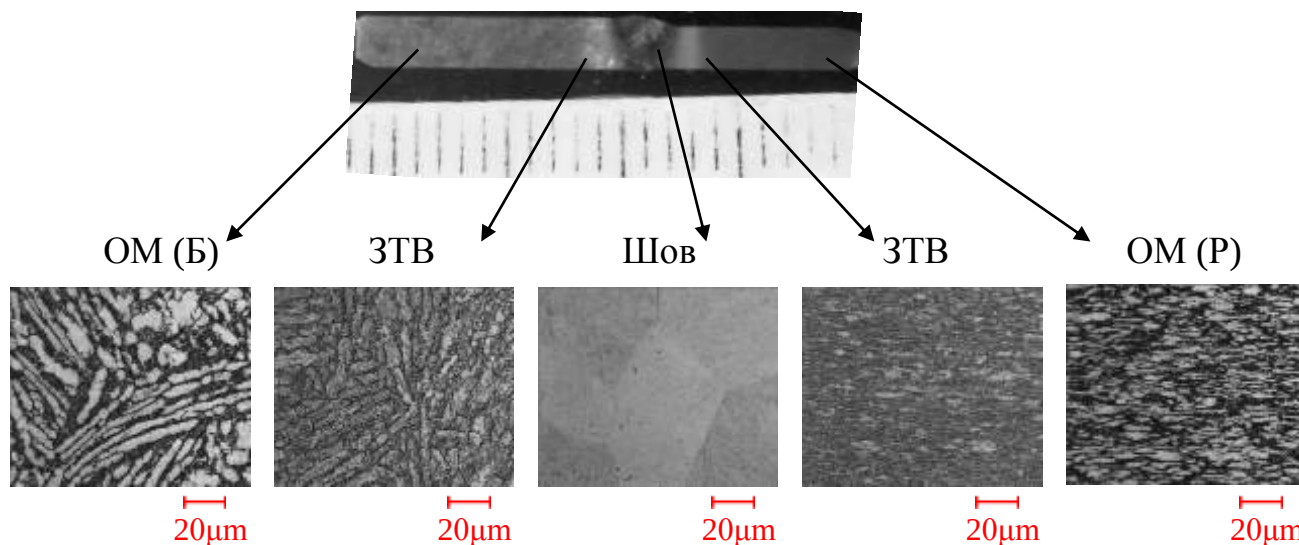


Рисунок 3.13 – Макро- и микроструктура в различных зонах сварного соединения с комбинацией структур Р+Б.

Макро- и микроструктура сварного соединения для образца с комбинацией исходных структур Б+Б представлена на рис. 3.14.

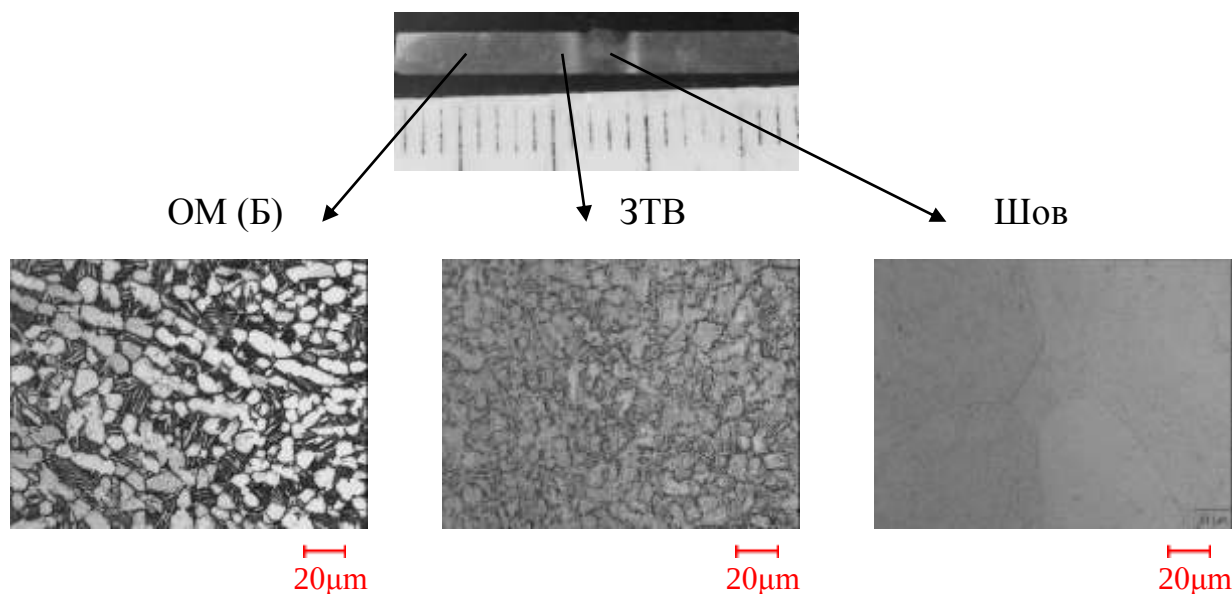


Рисунок 3.14 – Макро- и микроструктура в различных зонах сварного соединения с комбинацией структур Б+Б.

В результате исследований установлено, что в процессе сварки ЭЛС, в сварном шве и околошовной зоне произошли структурные изменения. Макроструктура исследованных сварных швов имеет характерную крупнозернистую столбчатую структуру. Металл сварного шва при нагреве до температур выше точки плавления, и после охлаждения приобретает пластинчатую структуру быстроохлажденного литого металла мартенситного типа.

При нагреве образуется высокотемпературная β -фаза, у которой β -стабилизаторов содержится значительно меньше, чем при комнатной температуре (когда растворимость легирующих элементов в β -фазе выше).

После быстрого охлаждения β -фаза переходит в мартенситную α' -фазу, обладающую повышенной прочностью и пониженной пластичностью [35, 59].

Для определения величины зоны структурных изменений в процессе сварки ЭЛС, для различных исходных структур основного металла выполнили замеры твердости от оси сварного шва (рис. 3.15).

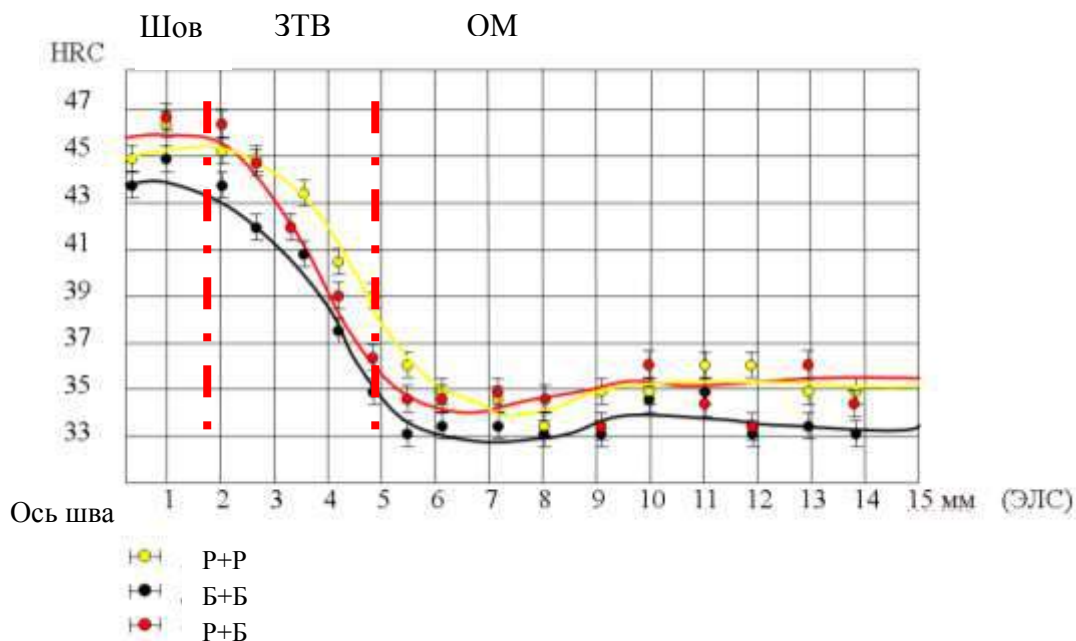


Рисунок 3.15 – Твердость сварных соединений выполненных ЭЛС.

Как следует из анализа представленных данных, в зоне сварного шва имело место повышение твердости около 20% по сравнению с основным металлом.

На основании замеров твердости определены границы зоны термического влияния (наклонная линия изменения твердости). На графике ЗТВ условно расположена между сварным швом (участок с повышенной твердостью) и основным металлом (участок с пониженной твердостью). При этом установлены следующие значения протяженности ЗТВ: для комбинации структур Р+Р 1...3,5 мм; для комбинации Р+Б 2...4 мм; для комбинации Б+Б 1...3,5 мм.

В сварных швах выполненных методом ЭЛС, также как при сварке методом АДС образовались крупные первичные β -зерна размером 70...350 мкм с пластинчатой внутризеренной структурой.

Внутризеренная структура представляла собой пересыщенный раствор α -фазы с β -стабилизирующими элементами и по типу и размерам не соответствовала структуре основного металла. Независимо от типа исходных структур сварных соединений – равноосной, бимодальной, или их комбинации типы структур, полученных в сварных швах подобны.

Изменение размеров структурных составляющих, а также фазовые преобразования с изменением типа структуры от двухфазной равноосной до пластинчатой крупнозернистой структуры явилось одной из основных причин незначительного изменения механических свойств.

Изменение типа структуры, ее размеров, приводит к существенному изменению свойств. При увеличении размеров зерен более 50 мкм (рис. 3.12, 3.13, 3.14) имеет место снижение уровня механических свойств (прочности и пластичности) (см. табл. 3.4).

Для определения изменения содержания основных легирующих элементов в различных участках сварного шва и ЗТВ по отношению к основному металлу выполнили исследование рентгеноспектральным методом, по методике (см. разд. 2, п. 2.3).

Схема расположения точек определения содержания основных легирующих элементов в сварном соединении ЭЛС показана на рис. 3.16.

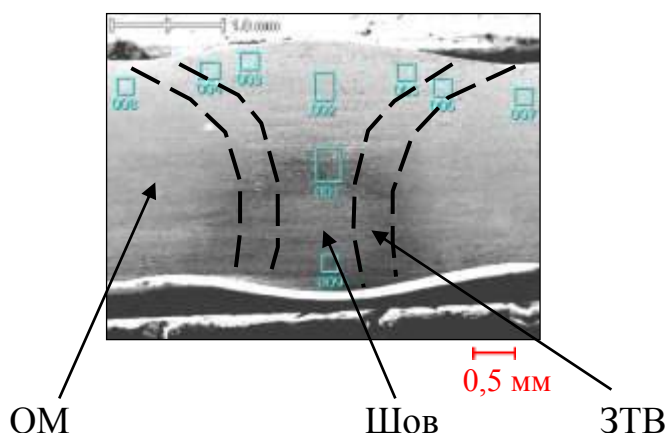


Рисунок 3.16 – Схема расположения точек определения содержания основных легирующих элементов в сварном соединении ЭЛС.

Результаты рентгеноспектрального микроанализа содержания основных легирующих элементов в сварном соединении ЭЛС представлены в табл. 3.5.

Таблица 3.5 – Результаты рентгеноспектрального микроанализа содержания основных легирующих элементов Al и Mo в сварном соединении ЭЛС.

Элемент	Номер точек, согласно рис. 3.16								
	001	002	003	004	005	006	007	008	009
Al	5,80	5,87	6,09	6,31	6,05	5,98	6,39	6,16	5,93
Mo	3,18	2,86	3,6	3,18	3,50	3,27	3,06	3,42	3,11

Результаты исследований показали, что в различных участках сварного соединения, выполненного методом ЭЛС, наблюдается разброс значений содержания основных легирующих элементов. Так, минимальное содержание Al в точке 001 (см. рис. 3.16), расположенной в шве составляет 5,80%, максимальное содержание в ЗТВ составляет 6,39%. Для Mo, минимальное содержание в точке, расположенной в шве составляет 2,86%, максимальное содержание в ЗТВ составляет 3,50%. При анализе результатов исследования установлено, что содержание легирующих элементов находится в пределах технических требований на сплав ВТ8 [90].

На основании проведенных исследований установлены следующие результаты:

- структура и свойства исходного материала образцов идентичны основному материалу деталей ГТД;

- в сварных швах выполненных методом ЭЛС, образовались крупные первичные β -зерна размером от 70 мкм до 350 мкм с пластинчатой внутризеренной структурой;

- в околошовной зоне и прилегающих к ней участках ЗТВ микроструктура представляет собой α' -фазу, имеющую пластинчато-игольчатое строение. Толщина пластин α -фазы в зоне термического влияния была несколько меньшей, что может свидетельствовать о менее продолжительном нахождении материала этой зоны при температурах верхней части ($\alpha+\beta$) зоны в сравнении с материалом шва;

- при удалении от сварного шва максимальные температуры падали, и микроструктура возвращалась к бимодальному типу, то есть тут температура не превышала температуру $\alpha+\beta \rightarrow \beta$ превращения, и остались части первичной α -фазы;

- протяженность ЗТВ:

 - для комбинации Р+Р составляла 1...3,5мм;

 - для комбинации Р+Б составляла 2...4,0мм;

 - для комбинации Б+Б составляла 1...3,5мм;

- для сварных соединений ЭЛС материала ВТ8 характерны изменения типа и размеров структурных составляющих от двухфазной равноосной до пластинчатой крупнозернистой структуры. Этот фактор, а также пластинчатое строение α' -фазы определили высокую прочность и низкую пластичность участков с данной структурой и явились одной из основных причин изменения механических свойств;

- механические свойства сварных соединений выполненных ЭЛС для различных комбинаций структур составили:

 - для комбинации Р+Р $\sigma_{\text{в св.}} = 1080,2 \text{ МПа}$;

для комбинации Р+Б $\sigma_{\text{в св.}} = 1018,4$ МПа;

для комбинации Б+Б $\sigma_{\text{в св.}} = 1020,2$ МПа;

- содержание основных легирующих элементов в различных зонах сварных соединений, выполненных ЭЛС, находилось в допустимых пределах для данного сплава.

3.3 Структура и механические свойства сварных соединений, выполненных методом трения

Исследование влияния режимов сварки трением на структуру и механические свойства сварных соединений выполняли на образцах с регламентированными исходными структурами двух типов – Р и Б, так и в комбинациях Р+Р, Р+Б, и Б+Б, в сравнении с ОМ.

Отработку режимов сварки трением проводили на машинах МСТ-2 и МФ362 на образцах из сплава ВТ8 $\varnothing 10$ мм по методике (см. разд.2, п. 2.2). Основными параметрами процесса сварки трением являются давление при нагреве $P_{\text{н}}$, время нагрева $t_{\text{н}}$ или величина осадки Δl , частота вращения n , а так же давление проковки $P_{\text{пр}}$ и время проковки $t_{\text{пр}}$.

Частота вращения и давление нагрева определяют мощность тепловыделения и скорость осадки при нагреве. Частота вращения n , давление нагрева $P_{\text{н}}$ и время нагрева $t_{\text{н}}$ так же определяют общее количество энергии, вложенной в изделие на протяжении процесса сварки. Эти параметры в комплексе с давлением проковки $P_{\text{пр}}$, и временем проковки $t_{\text{пр}}$ определяют качество сварного соединения.

По паспортным данным машины, частота вращения n свариваемых образцов $n = \text{const} = 23,83 \text{ с}^{-1}$. Машина обеспечивает циклограмму сварки при которой $P_{\text{пр}} = P_{\text{н}}$

Таким образом, при разработке режимов сварки трением сплава ВТ8 были исследованы следующие основные параметры: давление при нагреве $P_{\text{н}}$ и время нагрева $t_{\text{н}}$.

Основным критерием образования качественного сварного соединения принималась: условие обеспечения прочности сварного соединения $\sigma_{\text{в св.}} \geq \sigma_{\text{в ОМ}}$ (разрыв образца по основному металлу) при минимальной величине осадки.

Внешний вид характерных сварных соединений приведен на рис. 3.17.



а – оптимальный режим $P_{\text{н}} = 15,28$ МПа, $t_{\text{н}} = 2,2$ с;

б – повышенный режим $P_{\text{н}} = 15,28$ МПа, $t_{\text{н}} = 4,5$ с;

Рисунок 3.17 – Внешний вид характерных сварных соединений, сваренных СТ на нормальных и повышенных режимах.

Диапазон исследуемых параметров находился в следующих пределах: время нагрева $t_{\text{н}}$ 1,8...7 с; давление при нагреве: 9,55...26,75 МПа. Анализ полученных результатов показал, что при сварке трением сплава ВТ8 $\varnothing$ 10 мм оптимальным давлением нагрева является $P_{\text{н}} = 15,28$ МПа, при этом время сварки должно составлять не менее 2,2 с. Уменьшение времени сварки при данном давлении не обеспечивает надежного образования сварного соединения. Увеличение времени сварки при данном давлении приводит к увеличению осадки при нагреве при сохранении уровня прочности.

При сварке с давлением нагрева 26,75 МПа и времени сварки 1с прочность сварного соединения ниже основного металла, увеличение времени сварки до 2 с обеспечивает увеличение прочности до уровня, полученного на оптимальных режимах, однако величина осадки в данном случае возрастает. Сварка с давлением нагрева 9,55 МПа и временем нагрева 5 с $\sigma_{\text{в св.}} \leq \sigma_{\text{в ОМ}}$. При сварке на том же режиме давления нагрева при времени сварки 5,5 с $\sigma_{\text{в св.}} \geq \sigma_{\text{в ОМ}}$, но при этом величина суммарной осадки образцов составляет 24 мм, против 7 мм при сварке на оптимальных режимах.

Таким образом, оптимальными параметрами сварки трением сплава ВТ8 $\varnothing 10$ мм являются [103]:

- время нагрева 2,2 с;
- давление при нагреве 15,28 МПа;
- частота вращения 23,83 с⁻¹.

Временное сопротивление растяжению соединения, выполненного сваркой трением на оптимальных режимах $\sigma_{\text{в св.}} \geq \sigma_{\text{в ОМ}}$, суммарная осадка 7 мм. Образование соединения выполненного сваркой трением титановых сплавов происходит хоть и в твердой фазе, однако при достаточно высоких температурах. Известно, что титан обладает высокой химической активностью по отношению к газам, находящимся в атмосфере ([O], [N], [H]) при температурах более 350°C.

Для проверки влияния газонасыщения металла шва выполнили исследование образцов полученных сваркой трением на оптимальных режимах в среде аргона. В результате анализа излома соединений выполненных сваркой трением на воздухе и в аргоне после испытаний на растяжение, установлен идентичный характер излома всех образцов. Разрушение сварных соединений происходило по основному металлу, а не по шву.

Испытания механических свойств при статических нагрузках (предел прочности $\sigma_{\text{в св.}}$, относительное удлинение $\delta_{\text{св.}}$) сварных соединений образцов, сваренных СТ на оптимальных режимах проводили согласно приведенных в п. 2.8 методик. Результаты испытаний механических свойств сварных соединений, выполненных методом СТ, приведены в табл. 3.6.

Таблица 3.6 – Механические свойства сварных соединений.

Комбинация структур	Метод сварки	Тип образца	$\sigma_{\text{в св.}}$, МПа	СКО, МПа	$\delta_{\text{св.}}$, %
Р+Р	СТ	Цилиндр.	1162,0	23,5	8
Р+Б	СТ	Цилиндр.	1120,6	28,2	7,5
Б+Б	СТ	Цилиндр.	1070,0	26,5	8,2

Анализ результатов испытаний показал, что прочность образцов, полученных

СТ находится на уровне прочности основного металла. Относительное удлинение для СТ ниже основного металла более чем на 20 %. Разрушение образцов, как правило, происходило по основному металлу.

Результаты исследований поверхности разрушения позволили установить, что характер разрушения образцов полученных СТ более вязкий, с характерной ямочной структурой излома (рис. 3.18). В то время как при разрушении образцов полученных сваркой плавлением (АДС и ЭЛС) имели место области хрупкого разрушения (см. рис. 3.4, 3.11).

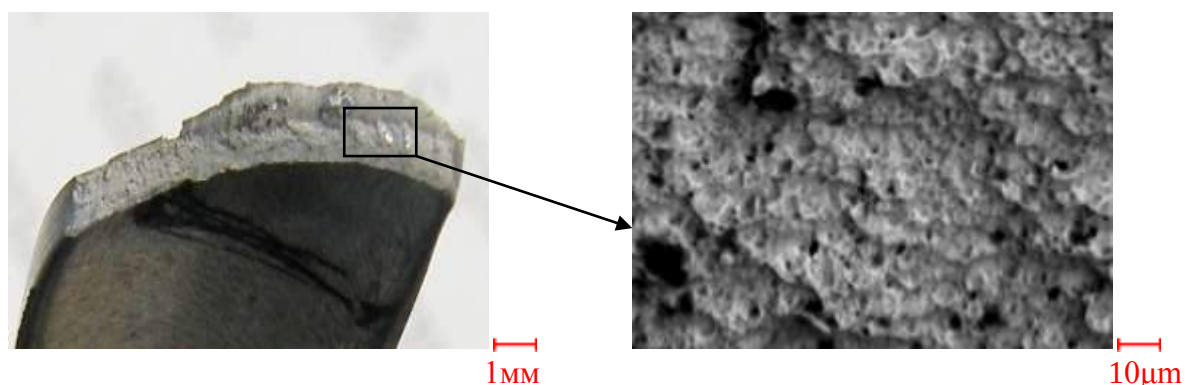


Рисунок 3.18 – Фрактограммы типичной поверхности изломов сварных соединений с комбинацией структур Р+Р, выполненных методом СТ.

Исследование влияния метода СТ на структуру сварных соединений проводили на поперечных микро и макро шлифах. Макро- и микроструктура сварного соединения с комбинацией структур Р+Р приведена на рис. 3.19.

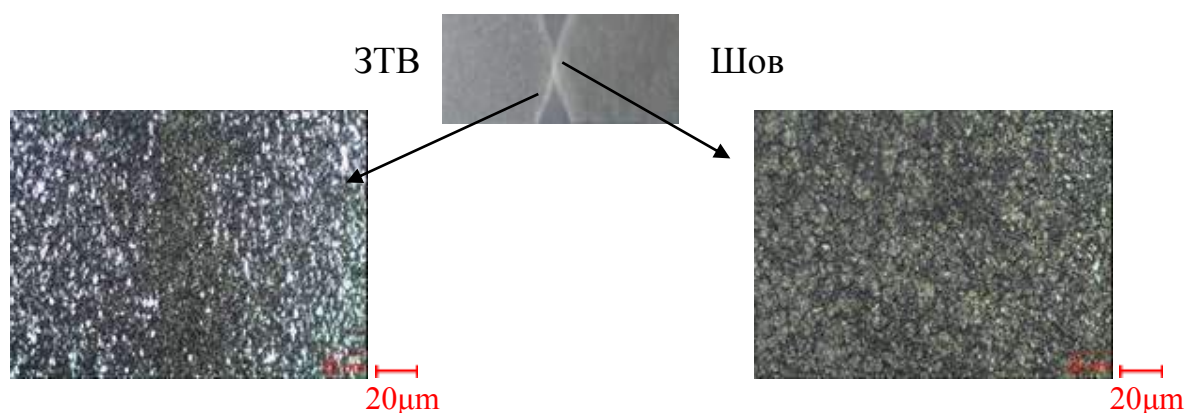


Рисунок 3.19 – Макро- и микроструктура в различных зонах сварного соединения с комбинацией структур Р+Р.

Макро- и микроструктура сварного соединения с комбинацией исходных структур Р+Б представлена на рис. 3.20.

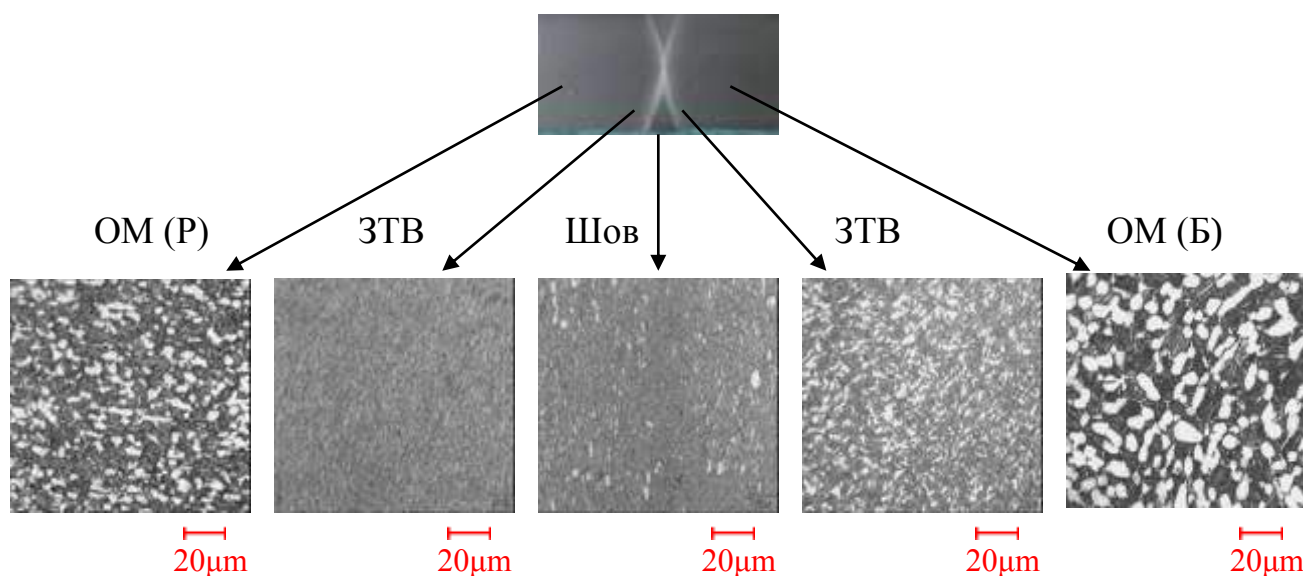


Рисунок 3.20 – Макро- и микроструктура в различных зонах сварного соединения с комбинацией структур Р+Б.

Макро- и микроструктура сварного соединения с комбинацией исходных структур Б+Б представлена на рис. 3.21.

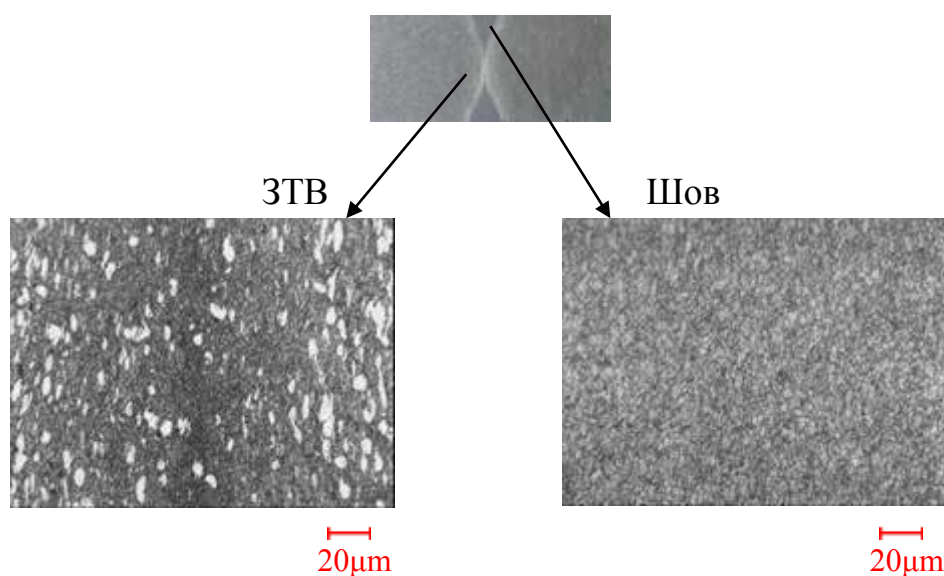


Рисунок 3.21 – Макро- и микроструктура в различных зонах сварного соединения с комбинацией структур Б+Б.

Для определения величины зоны структурных изменений в процессе сварки трением, для различных исходных структур основного металла выполнили замеры твердости от оси сварного шва (рис. 3.22).

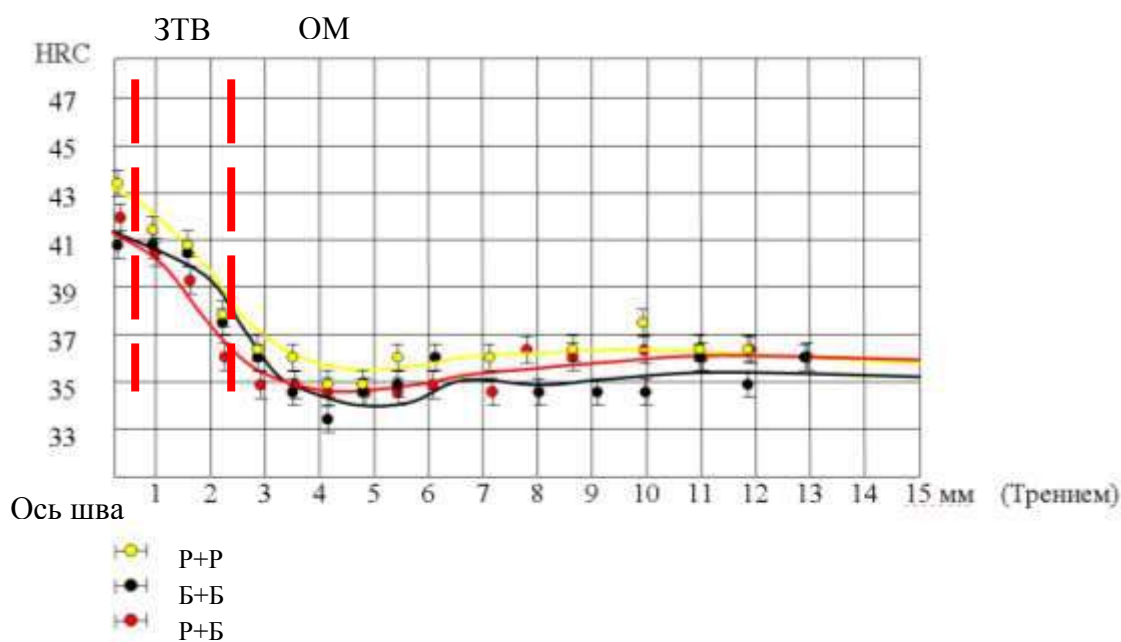


Рисунок 3.22 - Результаты замера твердости на образцах выполненных СТ.

Как следует из анализа представленных данных, в зоне сварного шва СТ имело место повышение твердости около 15 %, по сравнению с основным металлом, что меньше чем при сварке плавлением. Это указывает на образование закалочных структур, а именно α' -фазы в объеме бывших β -зерен. Диапазон изменения твердости сварных соединений, выполненных сваркой трением, для различных исходных структур находится в пределах 6%. Однако это значительно меньше чем при сварке плавлением.

Для определения изменения содержания основных легирующих элементов в различных участках сварного шва и ЗТВ по отношению к основному металлу выполнили исследование рентгеноспектральным методом, по методике (см. разд.2, п. 2.3). Схема расположения точек определения содержания основных легирующих элементов в сварном соединении СТ показана на рис. 3.23.

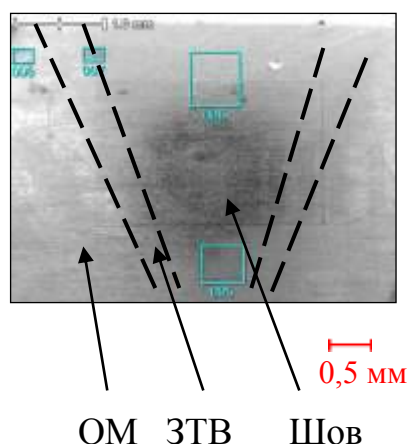


Рисунок 3.23 – Схема расположения точек определения содержания основных легирующих элементов в сварном соединении СТ.

Результаты рентгеноспектрального микроанализа содержания основных легирующих элементов в сварном соединении СТ представлены в табл. 3.7.

Таблица 3.7 – Результаты рентгеноспектрального микроанализа содержания основных легирующих элементов Al и Mo в сварном соединении СТ.

Элемент	Номер точек, согласно рис. 3.23			
	005	006	007	008
Al	5,92	6,05	6,27	6,12
Mo	3,08	2,96	2,87	3,34

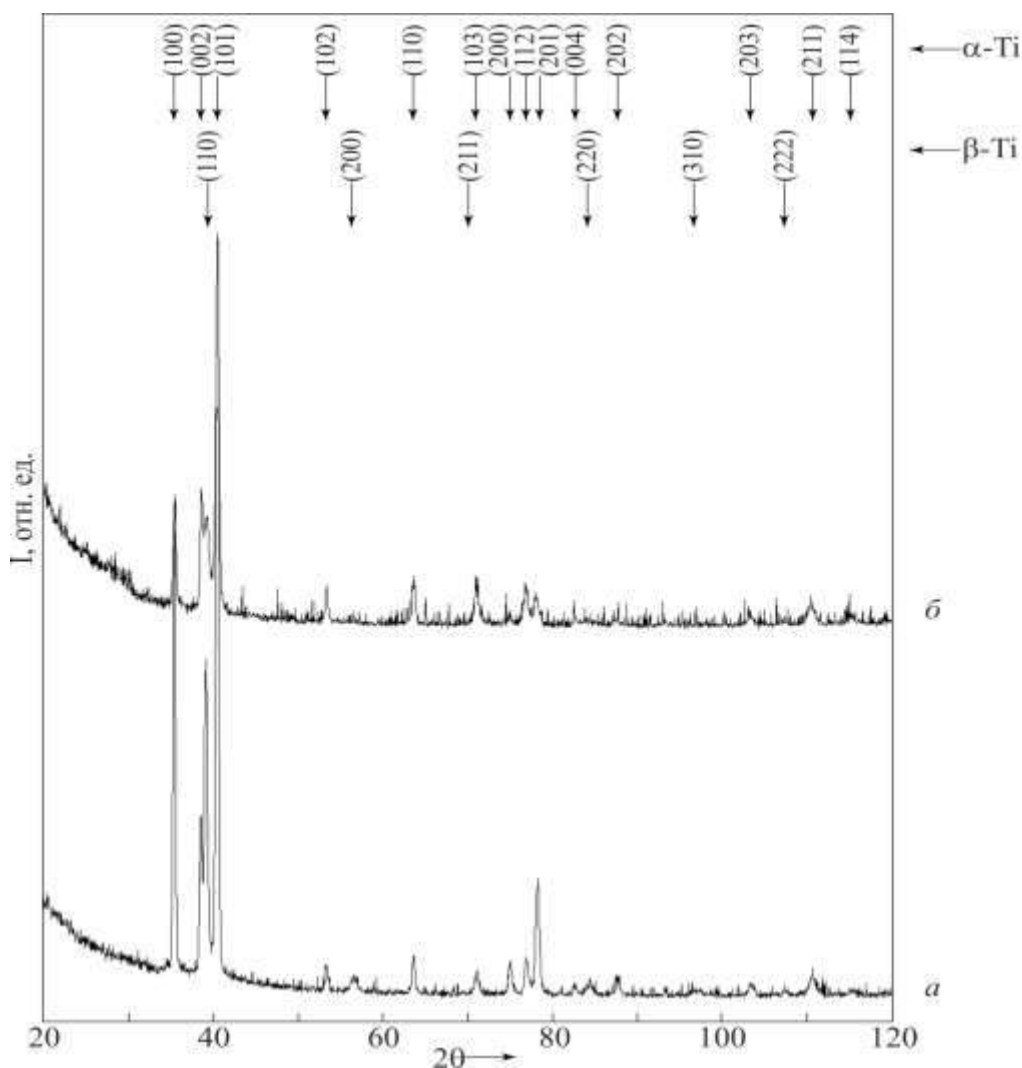
Результаты исследований показали, что в различных участках сварного соединения, выполненного методом СТ, наблюдается разброс значений содержания основных легирующих элементов. Так, минимальное содержание Al в точке, расположенной в шве составляет 5,92%, максимальное содержание в ЗТВ составляет 6,27%. Для Mo, минимальное содержание в точке, расположенной в ЗТВ составляет 2,87%, максимальное содержание в ОМ составляет 3,34%. При анализе результатов исследования установлено, что содержание легирующих элементов находится в пределах технических требований на сплав ВТ8 [90].

Важным аспектом СТ является формирование структуры сварного шва, она существенно отличается от микроструктуры сварных соединений, выполненных методами сварки АДС и ЭЛС. По предварительной оценке, сделанной из металлографического анализа можно предположить, что тип структуры в сварном шве остается равноосным, что соответствует структуре ОМ. Однако необходимо проведение дополнительных исследований для подтверждения типа структуры и оценки ее фазового состояния.

Для определения фазового состава сварных соединений выполнили рентгеноструктурные исследования. Исследования проводили на сварных образцах по методике (см. разд. 2, п. 2.6). Согласно данным рентгеновского фазового анализа (рис. 3.24 а) фрагмент ОМ образца из сплава ВТ-8 имел двухфазную структуру. На дифрактограммах отмечались отражения от ОЦК решетки β -фазы и от ГПУ решетки α -фазы. Однозначно судить о присутствии α' -фазы затруднительно в связи с практическим совпадением отражений от решеток α - и α' -фаз. Прецизионные измерения параметров ГПУ решетки α -фазы показали следующие результаты: $a = 0,029223$ нм; $c = 0,47447$ нм.

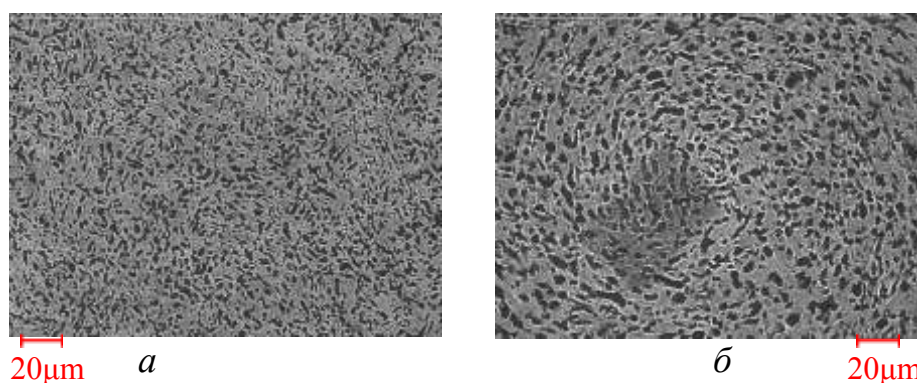
Для уточнения и дополнения данных рентгеновского анализа проводились металлографические исследования. Установлено, что в исходном состоянии перед сваркой, макроструктура ОМ прутков имела матовый фон травимости, величина макрозерна соответствовала 2-му баллу 10-балльной шкалы макроструктур, при норме не более 3-го балла по ОСТ 1 90006-86. Микроструктура прутков состоит из $\alpha + \beta$ - фаз равноосной формы, соответствовала 2-му типу 9-типной шкалы микроструктур №2 по ОСТ 1 90006-86, при норме не более 4-го типа.

При анализе структур, полученных на оптическом микроскопе (рис. 3.25 а) установлено, что структура ОМ прутков двухфазная. Форма α и β фаз равноосная. Соотношение между количествами фаз, определенное методом секущих, показало, что количество β -фазы составило 60% и 40 % α -фазы.



а – от ОМ прутков из сплава ВТ-8; б – от сварного соединения прутков СТ;

Рисунок 3.24 – Дифрактограммы, полученные в Co-K_α -излучении.

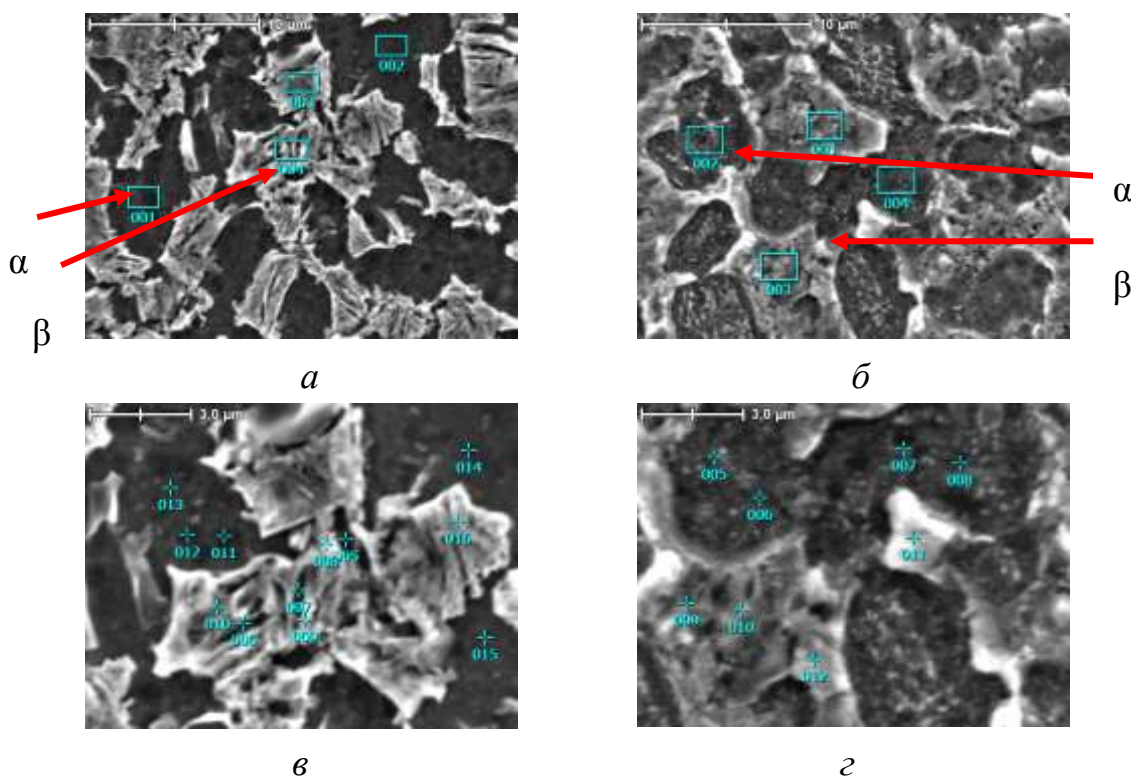


а – ОМ в исходном состоянии; б – сварной шов СТ;

Рисунок 3.25 - Микроструктура сварного соединения сплава ВТ-8.

При исследовании на растровом электронном микроскопе участков ОМ установлено (рис. 3.26), что участки α -фазы сосуществовали наряду с β -фазой.

Обнаружены два морфологических типа – отдельно участки α -фазы и участки дисперсной смеси ($\alpha+\beta$)-фаз.



а, в – участок ОМ в исходном состоянии; б, г – участок сварного шва СТ;

Рисунок 3.26 – Микроструктура участков сварного соединения, выполненного СТ из сплава ВТ-8.

Необходимо отметить, что структурные составляющие первичных β -зерен ($\alpha+\beta$)-фаз имели не равноосную, а пластинчатую форму. При этом внутризеренные пластины β -фазы (рис. 3.26), согласно данным локального спектрального микроанализа (табл. 3.8–3.11), имели разный химический состав в периферийных и внутренних областях: периферийные области были обогащены алюминием и практически не содержали молибден, а внутренние характеризовались довольно значительным количеством молибдена и пониженным содержанием алюминия. Это дало возможность предположить, что травящиеся серым цветом участки, содержащие β -стабилизатор (Mo) в количестве около 5 %, а также их пластинчатая форма представляют собой пересыщенный твердый раствор молибдена в ГПУ решетке, то есть α' -мартенситную фазу, а светлые участки, обогащенные алюминием – первичную α -фазу (рис. 3.26).

Таблица 3.8 – Примерный химсостав ОМ по результатам анализа.

№ точки, согласно рис. 3.26 а	Содержание элементов в α и β фазах, %			
	Al	Si	Ti	Mo
001	6,11	0,30	93,56	-
002	5,81	0,36	93,83	-
003	2,94	0,32	90,76	5,98
004	2,67	0,30	92,11	4,92

Таблица 3.9 – Примерный химсостав сварного шва по результатам анализа.

№ точки, согласно рис. 3.26 б	Содержание элементов в β -зернах, %			
	Al	Si	Ti	Mo
001	3,75	0,28	89,93	6,04
002	6,01	0,36	93,63	-
003	3,55	0,30	90,72	5,43
004	5,85	0,39	93,76	-

Таблица 3.10 – Примерный химсостав ОМ по результатам анализа.

№ точки, согласно рис. 3.26 в	Содержание элемента в α и β фазах, %			
	Al	Si	Ti	Mo
005	5,94	0,20	93,86	-
006	6,41	0,38	93,21	-
007	5,86	0,22	93,92	-
008	3,71	0,36	90,46	5,47
009	3,13	0,37	90,02	6,48
010	3,39	0,29	90,93	5,39
012	6,1	0,40	93,50	-
016	3,7	0,32	90,14	5,84

Таблица 3.11 – Примерный химсостав сварного шва по результатам анализа.

№ точки, согласно рис. 3.26 г	Содержание элемента в β -зернах, %			
	Al	Si	Ti	Mo
005	6,05	0,24	93,71	-
006	5,88	0,34	93,78	-
007	5,91	0,21	93,88	-
008	6,16	0,38	93,46	-
009	2,67	0,31	91,15	5,87
010	3,42	0,40	90,03	6,15
011	3,39	0,34	89,94	6,33
012	2,63	0,29	91,42	5,66

Известно [89], что особенностью двухфазных титановых сплавов типа ВТ-8 является сильная зависимость структуры от температурно-скоростных условий деформации. Кроме того, по характерной структуре после закалки можно судить о температуре нагрева [13], на этом основан метод пробных закалок, согласно которому определяют температуру полиморфного превращения. Поскольку размеры решеток структурных составляющих после ротационной сварки трением изменились слабо, то можно предположить, что в нашем случае закалка осуществлялась из двухфазной ($\alpha+\beta$) области, то есть сварка осуществлялась при температуре, не превышающей температуру полиморфного превращения (см. рис. 1.2). Рентгеновский фазовый анализ позволил получить интегральную картину фазового состава, то есть можно судить о фазовом составе зоны сварного шва в объеме материала глубиной около 20...25 мкм. Рентгенографически были установлены две особенности: во-первых, наблюдалось существенное перераспределение интенсивностей между отражениями от решеток α - и β -фаз (см. рис. 3.24), что указывало на значительную текстурованность структуры сварного шва СТ, это подтверждалось металлографически (см. рис. 3.25 б), где четко видно ротационную ориентировку как самих зерен, так и изменение их формы; - во вторых, увеличились параметры решетки α -фазы ($a = 0,29233$ нм, $c = 0,47471$ нм), поскольку атомные радиусы основных легирующих элементов – алюминия и молибдена – меньше, чем у титана, то увеличение параметров решетки α -фазы можно связать с возникновением значительных микронапряжений в решетке.

Подобное изменение формы зерен и их распределения наблюдалось в [68] при линейной сварке трением титановых сплавов.

Исследование зоны сварки при увеличениях электронного микроскопа выявили ряд морфологических изменений. Внутри темных областей отдельных частиц α' -фазы обнаружены ультрадисперсные (размером меньше микрона) светлотравящиеся частицы α -фазы (см. рис. 3.26 б, г), которые, по-видимому, представляли собой частицы α' -мартенсита, формированию которого могли способствовать как пластическая деформация материала в зоне сварки, так и

высокие скорости охлаждения сварного шва после окончания процесса сварки, что согласуется с [68]. Пластинчатая форма смеси $(\alpha+\beta)$ -фаз сменилась на дисперсную – глобулярную, отмечалось некоторое увеличение α -фазы.

Таким образом, на процесс формирования структуры в зоне сварного шва оказывали одновременное влияние два фактора: пластическая деформация при температуре, близкой к температуре $(\alpha \rightarrow \beta)$ -перехода, и высокие скорости охлаждения. Эти факторы сыграли разную роль в структурообразовании: деформационные процессы, возможно, приводили к возникновению мелких рекристаллизационных зерен α -фазы в матрице β -фазы и диспергизации (дроблению) структуры $(\alpha+\beta)$ -смеси, а высокие скорости охлаждения шва приводили к формированию дисперсных кристаллов α' -мартенсита, механические свойства сварного шва превысили свойства исходного материала – прутка [110]. Это связано с уменьшением размеров зерен сварного шва, сохранением структуры равноосного типа и образованием α' -фазы.

На основании проведенных исследований установлены следующие результаты:

- структура и свойства исходного материала образцов идентичны ОМ, применяемому для изготовления деталей ГТД;
- в сварных швах выполненных методом сварки трением, происходит образование мелкодисперсной структуры с размером зерен от 20 мкм до 70 мкм;
- в околошовной зоне и прилегающих к ней участках ЗТВ микроструктура представляет собой α' -фазу, имеющую пластинчато-игольчатое строение. Толщина пластин α -фазы в зоне термического влияния была несколько меньшей, что может свидетельствовать о менее продолжительном нахождении материала этой зоны при температурах верхней части $(\alpha+\beta)$ зоны в сравнении с материалом шва;
- при удалении от сварного шва максимальные температуры падали, и микроструктура возвращалась к бимодальному типу, то есть тут температура не превышала температуру $\alpha+\beta \rightarrow \beta$ превращения, и остались части первичной α -фазы.

- данные анализа кривых твердости позволяют сделать выводы о протяженности ЗТВ, которая вне зависимости от комбинации исходных структур составляет до 2 мм;

- для сварных соединений выполненных СТ материала ВТ8 характерны минимальные изменения типа и размеров структурных составляющих.

- механические свойства сварных соединений, выполненных СТ для различных комбинаций структур составили:

для комбинации Р+Р $\sigma_{\text{в св.}} = 1162,0$ МПа;

для комбинации Р+Б $\sigma_{\text{в св.}} = 1120,6$ МПа

для комбинации Б+Б $\sigma_{\text{в св.}} = 1070$, МПа.

- содержание основных легирующих элементов в различных зонах сварных соединений, выполненных СТ находилось в допустимых пределах для данного сплава, а различие в содержании Al укладывалось в 6%, а Мо в 15%;

- превышение механических свойств сварного шва СТ свойств исходного ОМ связано с уменьшением размеров зерен сварного шва, сохранением структуры равноосного типа и образованием α' -фазы;

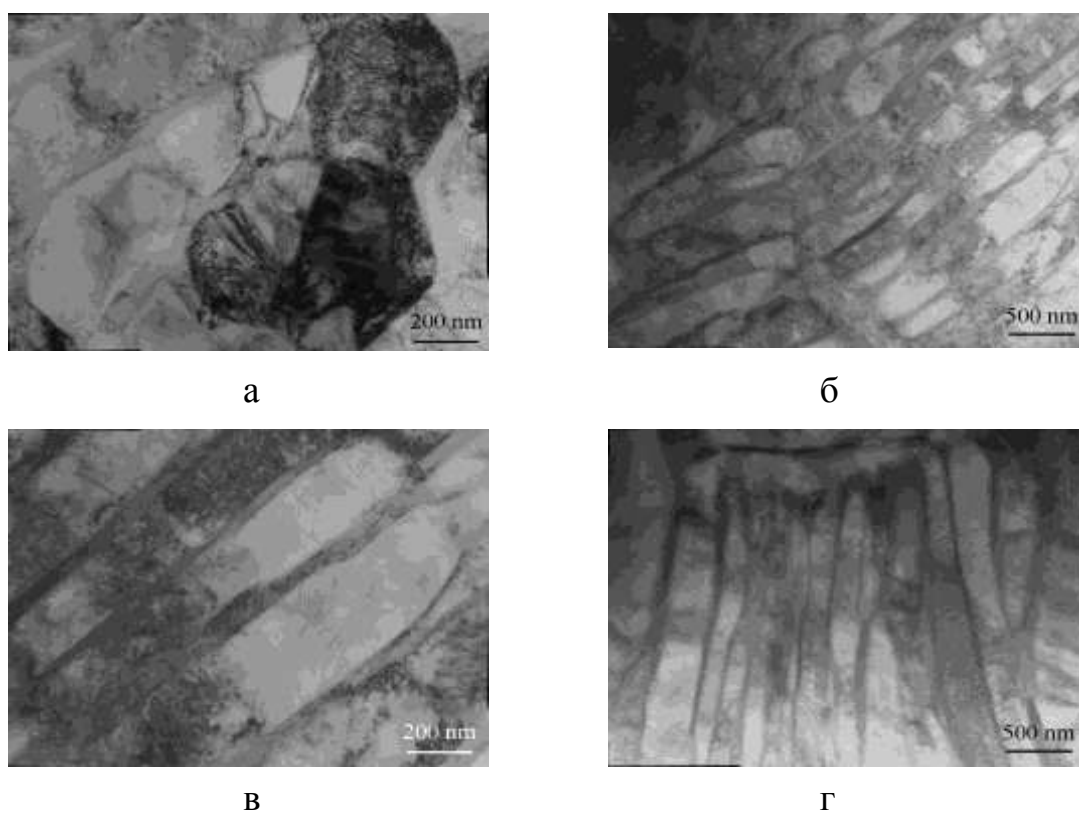
- по результатам исследований структур и механических свойств, можно сделать вывод, что метод СТ является перспективным методом сварки для сложнолегированных 2-х фазных титановых сплавов;

- дополнительно, более детально исследовать другие свойства сварных соединений, которые необходимы для конструкционных материалов авиационного назначения.

3.4 Исследование структурных изменений методом просвечивающей электронной микроскопии

Исходная структура основного материала (рис. 3.27) принадлежит к структурам бимодального типа, где присутствуют глобулы первичной α -фазы и

зерна превращенной β -фазы с пластинчатым внутризерненным строением. Такие микроструктуры формируются путем отжига при температурах верхней части двухфазной ($\alpha+\beta$) области с дальнейшим медленным охлаждением (на воздухе и т.п.). Наблюдались как глобулярные части первичной α -фазы, так и колонии пластин вторичной α -фазы. Толщина пластин составляла 200...500 нм, что вместе с формированием ими колоний и их отсутствием в довольно узких прослойках между частицами первичной α -фазы свидетельствует о сравнительно невысокой скорости охлаждения.



а – глобулярная; б-г – пластинчатая α -фаза с прослойками β -фазы;

Рисунок 3.27 – Исходная микроструктура ОМ.

Дополнительно, для установления закономерностей формирования микроструктуры сплава ВТ8 при АДС в зоне сварного шва, проводили исследования методами электронной микроскопии на просвет (рис. 3.28).

Для проведения исследований из массивных сварных образцов в зоне шва и основного материала алмазным кругом вырезали пластины толщиной 0,5 мм,

которые последовательно полировались до толщины 0,2...0,25 мм, затем образцы подвергались травлению с помощью электролита до образования отверстия. Исследования выполняли на просвечивающем микроскопе 2000FX производства компании JEOL в режиме светового поля.

В зоне сварного шва микроструктура также принадлежала к типу полностью β -превращенной, причем несколько меньшая толщина пластин α -фазы и большая протяженность свидетельствует о высокой скорости охлаждения после сварки.

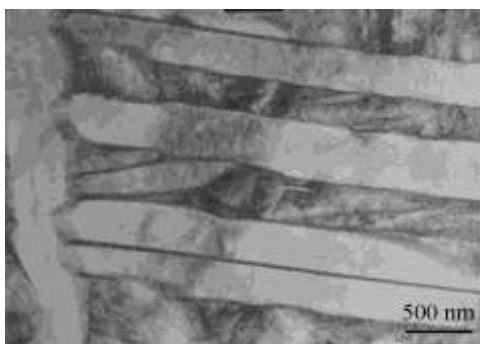


Рисунок 3.28 – Микроструктура сварного шва АДС.

Для установления закономерностей формирования микроструктуры сплава ВТ8 при ЭЛС, в зоне сварного шва проводили исследования методами электронной микроскопии на просвет (рис. 3.29).

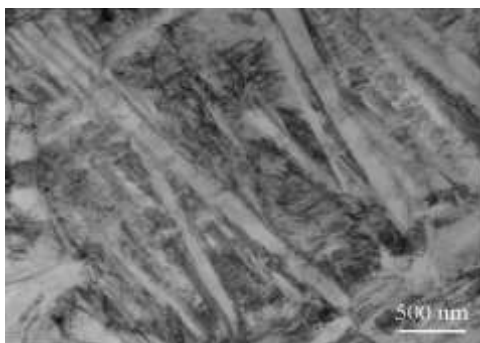


Рисунок 3.29 - Микроструктура сварного шва ЭЛС.

После электронно-лучевой сварки микроструктура шва с равноосной структурой также принадлежала к типу полностью β -превращенной, при этом несколько меньшая толщина пластин α -фазы свидетельствует о более высокой скорости охлаждения после сварки, чем при сварке АДС.

Для установления закономерностей формирования микроструктуры сплава ВТ8 при СТ, в зоне сварного шва проводили исследования методами электронной микроскопии на просвет (рис. 3.30).

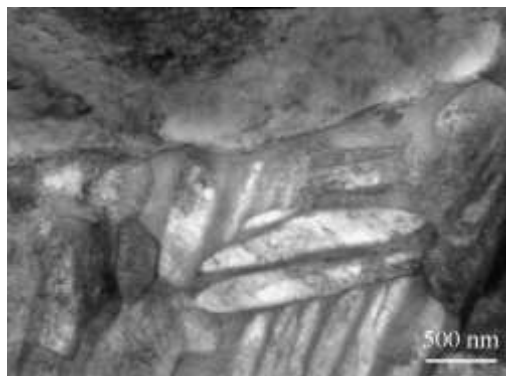


Рисунок 3.30 - Микроструктура сварного шва СТ.

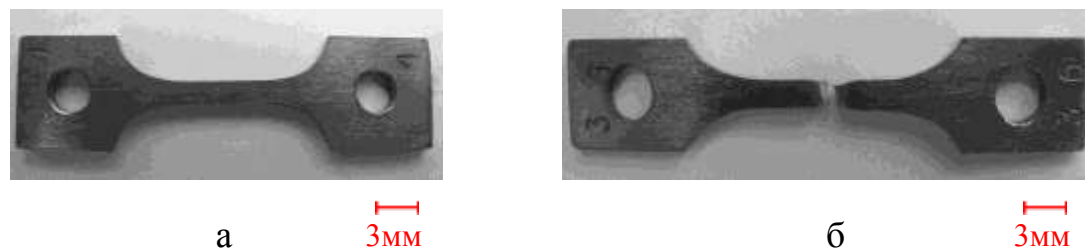
В структуре имели место фрагменты глобулизированной формы, характерные ОМ, вытянутые пластины α - и β -фаз отсутствовали. Установлено, что при сварке трением в сварном шве получена структура наиболее близкая к основному металлу.

Таким образом, результаты исследований с применением просвечивающей микроскопии подтвердили ранее сделанные выводы о сохранении при СТ в сварном шве структуры равноосного типа, присущей ОМ. Именно сохранение типа структуры при сварке трением обеспечивает комплекс механических свойств сварных соединений.

3.5 Исследование жаропрочности сварных соединений, выполненных различными методами сварки

Важной характеристикой является жаропрочность, поэтому проводили исследования влияния различных методов сварки на жаропрочность сварных соединений. После 100 часов выдержки определяли относительное удлинение как

разрушенных, так и неразрушенных образцов, а также расположение зоны разрушения относительно середины образца (по умолчанию - относительно середины сварного шва). Фиксировали внешний вид образцов после испытаний (рис. 3.31), результаты (табл. 3.12), а так же вид поверхности разрушения в случае разрушения образцов. Полученные результаты представлены в графическом виде (рис. 3.32 - 3.34).



а – до разрушения; б – после разрушения;

Рисунок 3.31 – Внешний вид типичных образцов до и после испытаний.

При АДС наибольшую длительную прочность 930 МПа имеют образцы, сваренные из пластин со структурой бимодального типа, а наименьшую 805 МПа - из пластин с различной структурой (равноосного+бимодального типов).

Таблица 3.12 - Результаты испытаний на длительную прочность сварных образцов из титанового сплава ВТ8.

Комбинация исходных структур и метод сварки		σ_{100}^{350} , МПа
Р+Р	АДС	855
	ЭЛС	865
	СТ	825
Р+Б	АДС	805
	ЭЛС	785
	СТ	785
Б+Б	АДС	930
	ЭЛС	795
	СТ	825

Длительная прочность сварных соединений с равноосной структурой составляет 855 МПа. Следует отметить, что все образцы разрушались или в течение 5...20 с после приложения нагрузки, или не разрушались совсем на протяжении 100 часов под нагрузкой, при этом разница в нагрузке составляла 10...15 МПа.

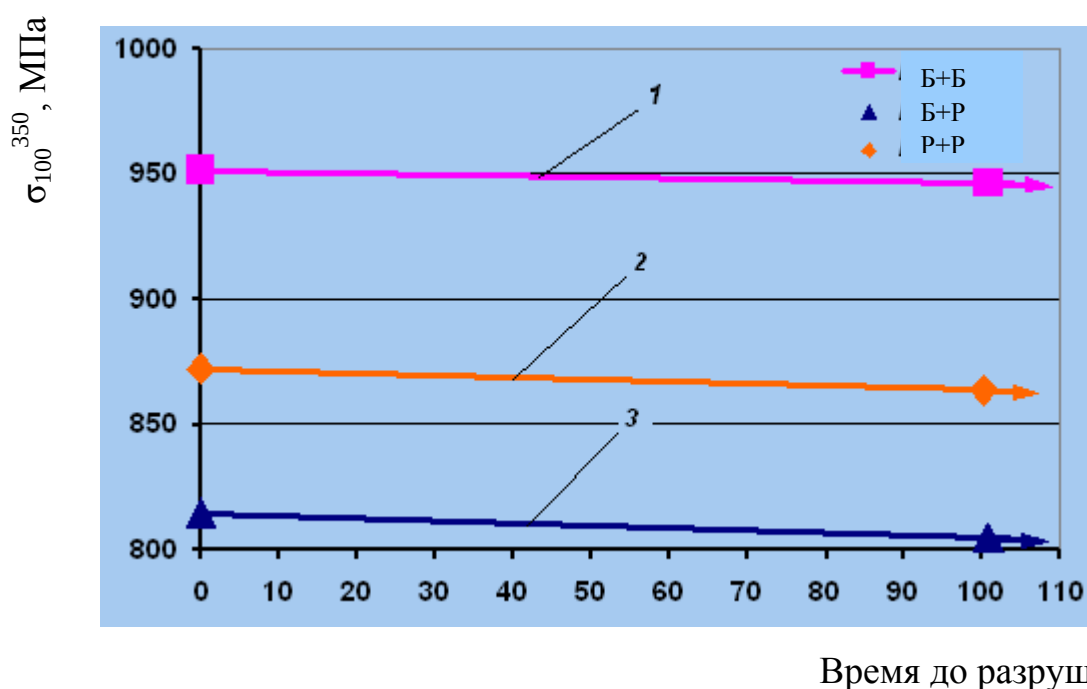


Рисунок 3.32 – Влияние комбинации исходных структур образцов сварных соединений из титанового сплава ВТ8, выполненных АДС на длительную прочность.

Обращает внимание существенная разница в внешнем виде изломов образцов сварных соединений с различной структурой. Для варианта Б+Б характерный излом практически без образования шейки, что, при сравнимых с вариантом Р+Р значениях относительного удлинения, может свидетельствовать о более равномерном характере деформации рабочей зоны (сварного шва) образца. Для образцов с Р+Р структурой, наоборот, характерно образование ярко выраженной шейки – локализация деформации. Эти же образцы имеют наибольшие значения относительного удлинения после разрушения.

Если для образцов сварных соединений сплава ВТ8 с одинаковой (Б+Б, Р+Р) структурой характерна существенная разница в значениях относительного удлинения после разрушения ($\delta = 9...12\%$) и после 100 часов выдержки под нагрузкой без разрушения ($\delta = 2...3\%$), то для образцов с разной (Р+Б) структурой такая разница минимальная, а относительное удлинение в обоих случаях колеблется в пределах $2...3\%$. Излом образцов АДС, Р+Б хрупкий, без образования шейки, при этом относительное удлинение разрушенных образцов меньше чем у тех, которые выстояли 100 часов под нагрузкой.

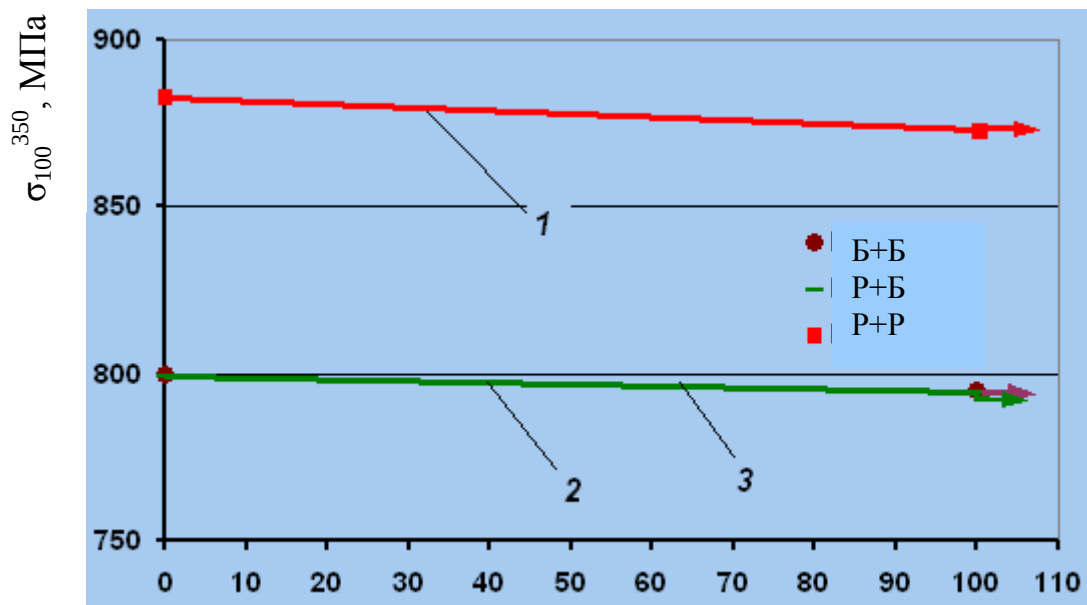
Наблюдается и отличие в расположении зоны излома образцов относительно их середины (ЗШ). Для образцов АДС, Б+Б эта величина составляет около $1,5...2$ мм, а для образцов АДС, Р+Р – $3,3...3,5$ мм, то есть смещается в сторону зоны термического влияния.

Для метода ЭЛС наибольшую длительную прочность имеют сварные соединения сплава ВТ8 с структурой равноосного типа Р+Р – 865 МПа (рис. 3.33). Сварные соединения с бимодальной Б+Б и смешанной Р+Б структурами имеют одинаковые значения длительной прочности – 795 МПа.

Образование деформационной шейки после разрушения характерно для всех структурных состояний (вариантов) сварных соединений ЭЛС, а вид изломов всех образцов подобный (с образованием более, или менее выраженной шейки). Относительное удлинение ЭЛС сварных соединений с одинаковой структурой практически одинаковое – для ЭЛС, Р+Р незначительно (на $0,5...1\%$) больше после разрушения и незначительно меньше после 100 часов выдержки без разрушения.

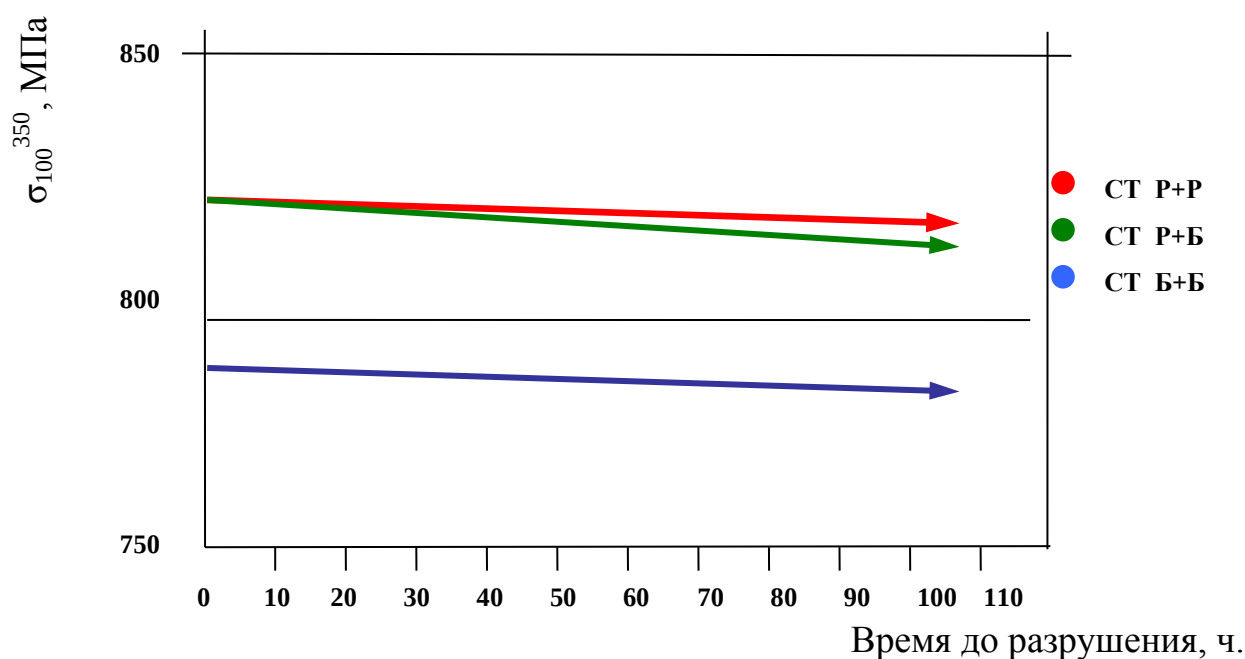
Как и в случае АДС структура сварных соединений влияет на расположение зоны излома ЭЛС сварных соединений относительно сварного шва (середины образца). Для всех структурных состояний разных частей сварного соединения зона излома находится на расстоянии $3...4$ мм от середины образца (сварного шва). Наблюдается тенденция к увеличению этого расстояния в ряду ЭЛС: $Р+Р \rightarrow Б+Б \rightarrow Р+Б$.

В случае СТ (рис. 3.34) длительная прочность и характеристики пластичности сварных соединений титанового сплава ВТ8 практически не отличаются от таких полученных для ЭЛС (см. рис. 3.33).



Время до разрушения, ч.

Рисунок 3.33 – Влияние комбинации исходных структур образцов сварных соединений из титанового сплава ВТ8, выполненных ЭЛС на длительную прочность.



Время до разрушения, ч.

Рисунок 3.34 – Влияние комбинации исходных структур образцов сварных соединений из титанового сплава ВТ8, выполненных СТ на длительную прочность.

В связи с малым количеством образцов (по два образца на каждый вариант структурного состояния) определение длительной прочности для вариантов СТ Б+Б и СТ Р+Р не проводилось. В первом случае образцы не разрушились за 100 часов выдержки, то есть $\sigma_{100}^{350} > 825$ МПа, а в другом случае оба образца разрушились за короткое время (секунды) после приложения нагрузки $\sigma_{100}^{350} < 835$ МПа. Только для варианта СТ Р+Б можно утверждать, что длительная прочность сварных соединений составляет $805 > \sigma_{100}^{350} > 785$ МПа.

Анализ полученных результатов позволяет сделать вывод, что на длительную прочность сварных соединений титанового сплава ВТ8 существенно влияет способ сварки. АДС обеспечивает наибольшие значения длительной прочности сварных соединений титанового сплава ВТ8, в сравнении с ЭЛС и СТ.

При условии соединения пластин с структурой бимодального типа, АДС обеспечивает более высокие (на 150 МПа) показатели длительной прочности чем ЭЛС и СТ. При этом деформация, при относительном удлинении ($\delta = 3\%$ без разрыва и 10% после разрушения), распределяется более равномерно по длине рабочей части образца (без образования шейки).

При условии соединения пластин с структурой равноосного типа «Р+Р» влияние способа сварки на длительную прочность нивелируется. Однако относительное удлинение образцов, как разрушенных, так и не разрушенных после АДС несколько выше. При условии соединения пластин с различной структурой (равноосного и бимодального типов) «Р+Б» длительная прочность АДС образцов несколько выше (10...15 МПа), чем ЭЛС образцов и образцов СТ.

На основании проведенных исследований установлено, что на длительную прочность сварных соединений титанового сплава ВТ8 существенно влияют способ сварки, исходная структура свариваемого материала, и комбинация этих двух факторов.

При условии соединения пластин с структурой бимодального типа «Б+Б», АДС обеспечивает более высокие (на 150 МПа) показатели длительной прочности чем ЭЛС. При этом деформация, при относительном удлинении ($\delta = 3\%$ без разрыва и 10% после разрушения), распределяется более равномерно по длине рабочей части образца (без образования шейки). При условии соединения пластин с структурой равноосного типа Р+Р влияние способа сварки на длительную прочность нивелируется. Однако относительное удлинение образцов, как разрушенных, так и не разрушенных после АДС несколько выше. При условии соединения пластин с различной структурой (равноосного и дискового типов) Р+Б длительная прочность образцов, сваренных АДС несколько выше (10...15 МПа), чем образцов, сваренных ЭЛС.

На основании проведенных исследований установлено, что с увеличением количества объемной доли пластинчатой составляющей в микроструктуре двухфазного титанового сплава ВТ8 наблюдается увеличение жаропрочности, а чем меньше размер структурных составляющих, тем меньше жаропрочность.

Возможно сделать общий вывод, что АДС обеспечивает незначительно более высокие значения длительной прочности сварных соединений титанового сплава ВТ8, в сравнении с ЭЛС и СТ, независимо от типа исходной структуры ОМ (бимодальной или равноосной) или их комбинации. Однако для ОМ этот показатель составляет минимум 775 МПа (см. табл. 3.1). Следовательно уровень длительной прочности при ЭЛС и СТ соответствует ОМ, поэтому повышать его выше ОМ нецелесообразно.

3.6 Определение предела выносливости сварных соединений

Роторные детали ГТД в процессе эксплуатации испытывают циклические нагрузки, поэтому уровень усталостной прочности сварных образцов из сплава

BT8, выполненных АДС, ЭЛС и СТ является важным показателем для прогнозирования работоспособности деталей ГТД.

Так как предел выносливости регламентируется в качестве одного из квалификационных испытаний для роторных деталей типа лопаток, для материала которых рекомендуется равноосная структура, соответственно, для исследований влияния методов сварки на предел выносливости были выбраны образцы с исходной равноосной структурой.

В данном исследовании определяли предел выносливости сварных соединений из материала BT8, выполненных АДС, ЭЛС и СТ по методике (см. разд. 2, п. 2.2). Определение предела выносливости сварных соединений выполняли на 2 типах образцов из материала BT8, при этом для методов сварки плавлением изготавливали плоские образцы, а для метода сварки трением цилиндрические (табл. 3.13). Определение предела выносливости выполняли по методике (см. разд. 2, п. 2.8).

Таблица 3.13 – Предел выносливости цельных образцов и образцов, изготовленных с применением различных методов сварки, на базе 2×10^7 циклов по ГОСТ 25.502-79.

Вид сварки	$\sigma_{-1\text{св.}}$, МПа	$\sigma_{-1\text{св.}}/\sigma_{-1\text{ОМ}}$	$\sigma_{-1\text{св.}}/\sigma_{\text{в ОМ}}$,
АДС	553,21	0,704	0,5
ЭЛС	578,35	0,736	0,52
СТ	725,94	0,925	0,65
ОМ	784,8	1	0,7

Из анализа данных представленных в таб. 3.13 следует, что сварные соединения, полученные методами сварки плавлением, имели уровень предела выносливости в среднем на 20% ниже, чем сварные соединения, полученные СТ. Эту закономерность можно объяснить изменением структуры в сварном шве (см. разд. 3, в п. 3.3). Закономерности влияния структуры на механизмы

разрушения при циклических нагрузках схожи с механизмами при статических нагрузках.

В сварных швах, полученных методами сварки плавлением, имела место пластинчатая крупнозернистая структура, с размером зерен до 350 мкм, а в сварных швах, полученных методом СТ происходит образование мелкодисперсной структуры с размером зерен 20...70 мкм.

Размер пластин внутризеренной структуры в сварных швах, а также имеющая место оторочка по границам первичных β -зерен являлись инициаторами образования трещин. Различие в размере структурных составляющих сварных швов является следствием влияния термического цикла различных методов сварки.

В целом, уровень предела выносливости сварных соединений выполненных методами сварки плавлением был ниже ОМ, более чем на 30 %. Причиной такого существенного снижения предела выносливости являлись структурные изменения описанные выше. Наряду с изменением структурных составляющих произошли изменения типа структуры, что для сварных образцов привело к изменению механизма разрушения по сравнению с ОМ. В то же время, сварные соединения СТ имели тот же тип структуры, что и обеспечило повышение предела выносливости.

Таким образом, на основании результатов исследований установлено, что наибольшее значение предела выносливости получено на образцах сваренных СТ, что составляло $>0,9 \sigma_{-1}$ ОМ, наименьшее значение предела выносливости получено на образцах сваренных методом АДС, что составляло $\sim 0,7 \sigma_{-1}$ ОМ (см. табл. 3.13).

С учетом результатов испытаний механических свойств, минимальных структурных изменений и минимальных размеров ЗТВ, результаты испытаний предела выносливости позволяют говорить о перспективности применения ротационной сварки трением для получения ответственных сварных соединений роторных деталей из жаропрочных титановых сплавов, которые имеют проблемную свариваемость методами сварки плавлением.

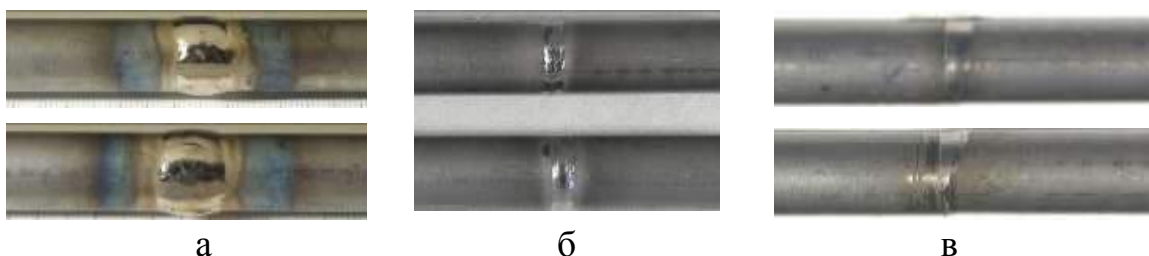
3.7 Исследование структуры и свойств оболочковых сварных соединений, выполненных различными методами сварки

В связи с тем, что значительное количество деталей авиационных ГТД имеет тонкостенную (оболочковую) конструкцию [17], это существенно влияет на свойства сварных соединений. Для определения влияния формы и размеров сварного соединения на структуру и механические свойства, выполнили исследования оболочковых образцов (рис. 3.35). Размеры заготовок выбраны исходя из характерных деталей ГТД [100].



Рисунок 3.35 – Внешний вид типичного оболочкового образца.

Исследовали сварные соединения, полученные различными методами сварки по методике (см. разд. 2, п. 2.2). Внешний вид типичных сварных образцов приведен на рис. 3.36.



а – АДС; б – ЭЛС; в – СТ;

Рисунок 3.36 – Внешний вид сварных образцов.

Испытания механических свойств сварных соединений оболочковых образцов при статических нагрузках (табл. 3.14) проводили согласно методике (см. разд. 2, п. 2.8).

Таблица 3.14 – Механические свойства сварных оболочковых образцов.

Вид сварки	Механические свойства	
	$\sigma_{\text{в св.}} / \text{СКО, МПа}$	$\delta \text{ св., \%}$
АДС	979,9/ 53,5	9
ЭЛС	1020,3/ 47,8	9
Трением	1151,2/ 26,1	8

Анализ результатов испытаний механических свойств образцов показал снижение свойств образцов изготовленных сваркой плавлением до 20%, по сравнению с образцами полученными СТ. Так же для образцов выполненных сваркой плавлением больше величина разброса свойств (СКО) на ~50% выше, чем для СТ. Это говорит о нестабильности структуры при сварке плавлением.

Разрушение образцов выполненных СТ происходило преимущественно по основному металлу. Разрушение образцов выполненных сваркой плавлением, как правило, происходило по сварному шву или ЗТВ (рис. 3.37).



а – АДС; б – ЭЛС; в – СТ;

Рисунок 3.37 – Внешний вид оболочковых образцов после механических испытаний при статических нагрузках.

Результаты исследований поверхности разрушения позволили установить, что характер разрушения образцов полученных сваркой трением вязкий, с ямочной структурой. В то время как при разрушении образцов полученных сваркой плавлением имели место области хрупкого разрушения.

Исследования структур сварных соединений выполняли на поперечных шлифах (рис. 3.38-3.40).

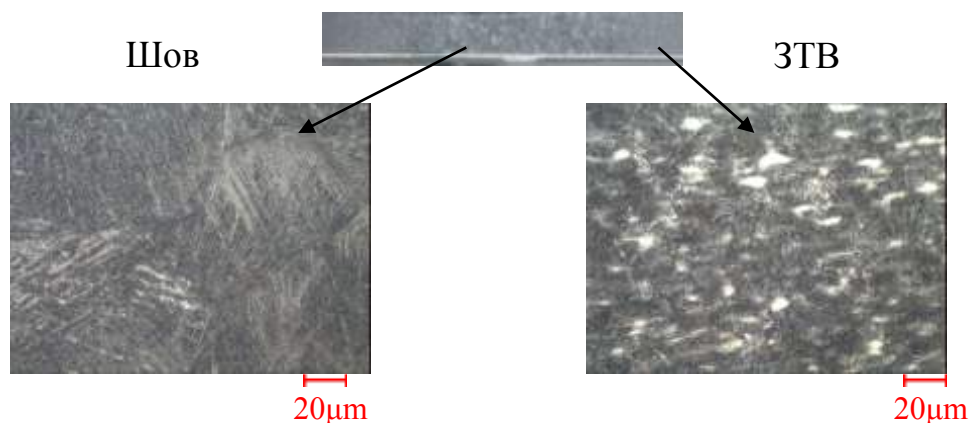


Рисунок 3.38 - Микроструктура в различных зонах оболочкового сварного соединения, выполненного АДС.

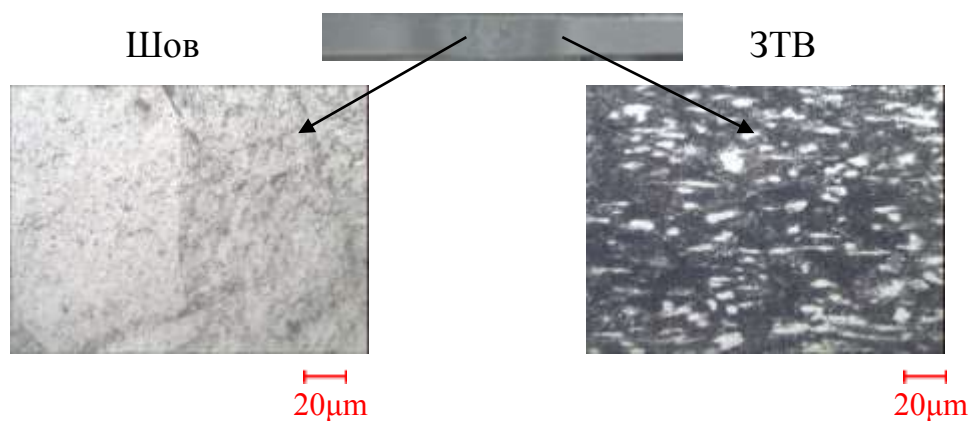


Рисунок 3.39 - Микроструктура в различных зонах оболочкового сварного соединения, выполненного ЭЛС.

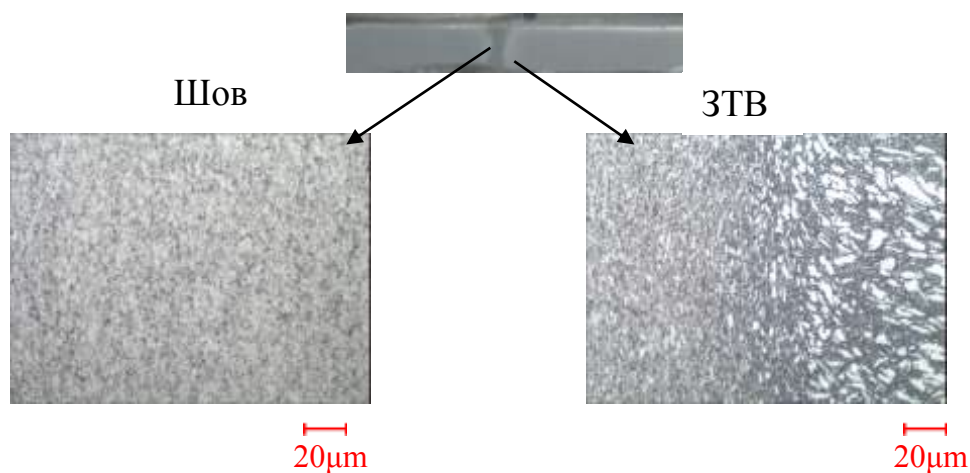


Рисунок 3.40 - Микроструктура в различных зонах оболочкового сварного соединения, выполненного СТ.

В процессе исследований установлено: тип и размеры структурных составляющих при СТ не изменяются, размеры ЗТВ минимальные.

Структура сварного шва представляла собой глобулизированные выделения α -фазы в матрице пересыщенного твердого раствора α' -фазы (см. рис. 3.40). На это указывает отсутствие пластинчатых прослоек β - и α -вторичной фаз, характерных для основного металла.

Образование соединения выполненного СТ происходило в твердой фазе. В результате этого, зоны термического влияния, свойственной соединениям, полученным сваркой плавлением, практически нет. Кроме того, пластичный перегретый металл выдавливался в виде грата. Процесс сварки шел диффузионным путем, а осадка привела к образованию незначительной деформации зерен в сварном шве, выраженной в эллипсовидной форме первичной α -фазы. Повышение прочности в сравнении с основным металлом, как было показано ранее, является следствием образования пересыщенного раствора α' -фазы, который образуется при быстром охлаждении β -фазы, нагретой в процессе сварки выше температуры полиморфного перехода.

Для определения размеров ЗТВ, проводили исследование распределения твердости в различных зонах полученных сварных соединений оболочкового типа (рис. 3.41).

Как следует из анализа представленных данных, твердость в зоне сварных швов выполненных сваркой плавлением, находилась в диапазоне от 33 до 45 HRC, что примерно на 30 % больше, чем у основного металла. Это почти в 2 раза выше, чем изменение твердости при сварке трением. Это можно объяснить тем, что при сварке плавлением в сварном шве α' -фаза образуется не только в первичных β -зернах как при СТ, но в результате переплава во всех вновь сформированных структурных составляющих.

Меньший диапазон изменения значений твердости позволяет говорить о значительно меньшем изменении механических свойств титановых сплавов при СТ, в сравнении со сваркой плавлением.

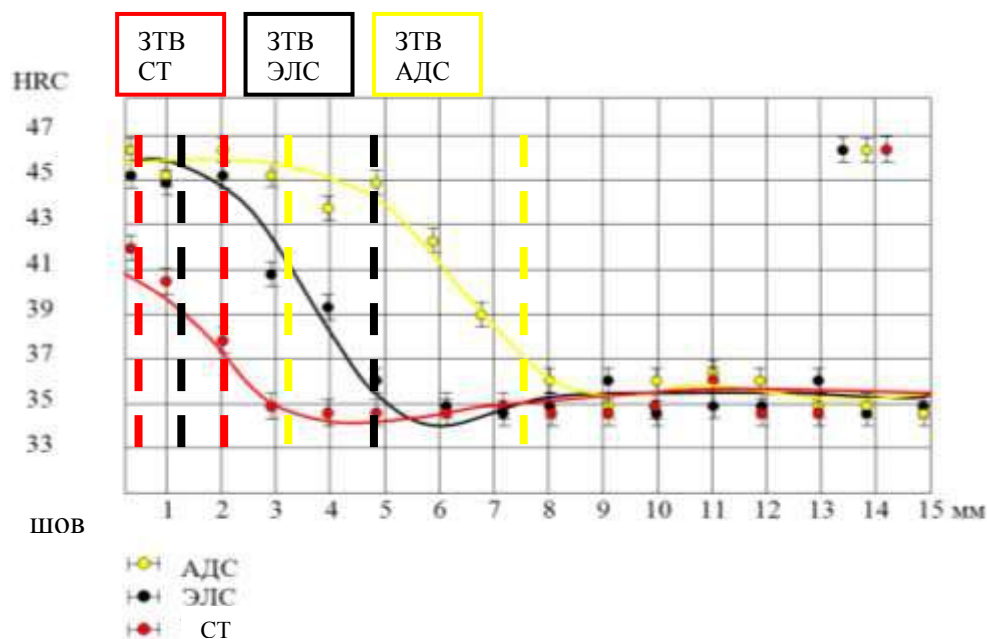


Рисунок 3.41 – Распределение твердости в оболочковых сварных соединениях, выполненных различными методами сварки.

По результатам замеров, ЗТВ образцов, сваренных АДС, в среднем составляет 5...7 мм от центра шва. Для образцов, полученных ЭЛС, протяженность ЗТВ находится в диапазоне 1...4 мм. В то же время, при СТ ЗТВ практически отсутствует.

Из анализа мест разрушений образцов, замеров твердости и величины ЗТВ сварных соединений, можно сделать вывод, что минимизация величины ЗТВ обуславливает как повышение среднего значения прочности, так и уменьшение разброса значений прочности, что в целом позволит обеспечить стабильность свойств сварных соединений для особо ответственных конструкций.

Таким образом, сварные соединения, полученные методом ротационной сварки трением, имели структуру зоны сплавления, близкую к ОМ, практически отсутствовала ЗТВ, что в конечном итоге позволило получить свойства сварных

соединений на уровне (отличие не более 10 %) от ОМ титанового сплава ВТ8. Это позволяет говорить о перспективности применения ротационной сварки трением для получения сварных соединений жаропрочных титановых сплавов, которые имеют проблемную свариваемость методами сварки плавлением.

На основании проведенных исследований установлено:

- при СТ оболочковых сварных соединений обеспечиваются механические свойства сварных соединений на уровне ОМ;
- при СТ образцов сплошного сечения и тонкостенных (оболочковых) образцов получены идентичные результаты по механическим свойствам и структурам в зоне сварки;
- по сравнению со сваркой плавлением, при СТ получены минимальные структурные изменения в зоне сварки;
- Для оценки возможности применения СТ для изготовления роторных деталей необходимо проведение натурных или модельных испытаний.

3.8 Выводы

1. Исследовано влияние методов сварки плавлением и СТ на процессы структурообразования сварных соединений из титанового сплава ВТ8 с различными комбинациями структур равноосного и бимодального типов.

Установлено, что воздействие термического цикла сварки плавлением приводит к значительным изменениям структуры в сварном шве и ЗТВ, с образованием в шве столбчатой крупнозернистой структуры с размерами первичных β -зерен 70...350 мкм с пластинчатой внутризеренной структурой.

Независимо от типа исходных структур основного материала образцов – равноосной, бимодальной, или их комбинаций, в сварных швах были получены идентичные типы структуры.

2. Дисперсность микроструктуры материала сварного шва увеличивалась в следующей последовательности: АДС → ЭЛС → СТ.

3. Исследовано влияние сварки плавлением и сварки трением на механические свойства сварных соединений из титанового сплава ВТ8 с различной исходной структурой.

Наибольший уровень механических свойств сварных соединений получен для соединений, выполненных сваркой трением, и в среднем превышает механические свойства сварных соединений, выполненных методами сварки плавлением до 20%.

4. Исследовано влияние методов сварки и исходных структур на длительную прочность сварных соединений. Установлено, что на длительную прочность сварных соединений титанового сплава ВТ8 существенно влияет способ сварки, исходная структура ОМ и комбинация этих двух факторов. При этом, наиболее высокие значения длительной прочности сварных соединений титанового сплава ВТ8 по сравнению с ЭЛС и СТ, независимо от типа исходной структуры обеспечивает АДС.

5. Исследовано влияние методов сварки и исходного типа структур на протяженность ЗТВ. При этом установлено, что наибольшая протяженность ЗТВ получена для АДС, и составляет 7 мм, для ЭЛС, протяженность ЗТВ составляет 4 мм, а для СТ величина ЗТВ составляет до 2 мм.

6. Исследовано влияние методов сварки на предел выносливости сварных соединений сплава ВТ8. Установлено, что на предел выносливости сварных соединений титанового сплава ВТ8 существенно влияет способ сварки.

Так наибольший предел выносливости сварных соединений получен для варианта СТ, который превышает значения предела выносливости для вариантов АДС и ЭЛС на 25 и 20%.

7. Исследованиями содержания основных легирующих элементов в различных зонах сварных соединений, выполненных различными методами сварки установлено, что содержание основных легирующих элементов находится в допустимых пределах для данного сплава ВТ8.

РАЗДЕЛ 4

РАСЧЕТНЫЕ МОДЕЛИ ОПЫТНЫХ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ДЕТАЛЕЙ ГТД ИЗ СПЛАВА ВТ8

Анализ полученных в предыдущем разделе результатов исследований показал возможность существенного повышения уровня механических свойств сварных соединений за счет применения сварки трением. Однако при эксплуатации деталей авиационных ГТД в различных зонах могут иметь место разные по характеру и по величине напряжения [19]. Следовательно необходимо обеспечить в зоне расположения сварных швов на детали механические свойства не ниже действующих напряжений. При этом необходимо учитывать геометрические особенности детали.

Детали ГТД роторного назначения из жаропрочных титановых сплавов, которые рассматриваются в настоящей работе, испытывают сложную форму нагружения, включающую статические и динамические нагрузки. Следовательно, для определения возможности выполнения сварки при ремонте или изготовлении конкретной сложнагруженной детали, в первую очередь, необходимо определить характер и величину возникающих в нем напряжений. Достижение определенного, достаточного уровня свойств в зоне сварки можно реализовать с помощью формирования требуемой структуры в зоне сварного шва за счет применения определенного метода сварки [102].

Таким образом, обеспечение работоспособности детали требует оценки методов сварки при эксплуатационных нагрузках. Критериями оценки возможности применения различных методов сварки и наплавки для

изготовления и ремонта деталей ГТД могут быть результаты моделирования. Применяемые на сегодняшний день при проектировании и расчетах на прочность модели базируются на методе конечных элементов и используют специальные программные продукты [99]. Сложная форма деталей, приводящая к взаимному влиянию различных видов деформации, с наличием большого числа концентраторов напряжений, требует применения при расчетах на прочность численных методов [100]. Однако, применение методов сварки подразумевает изменение механических свойств и структуры материала. Влияние структурных факторов в расчетах практически не учитывается. В тоже время структура является одним из определяющих факторов в формировании механических свойств материала. Поэтому на базе применяемых для расчетов деталей ГТД программных продуктов, необходимо применять новые методики оценки влияния изменения механических свойств, с учетом изменения структуры.

4.1 Построение твердотельной модели барабана компрессора изделия ТВ3-117 из сплава ВТ8

Для решения обозначенных проблем применен метод, в основе которого используется оценка изменения коэффициентов запаса прочности. Суть данного подхода заключается в сравнении величины напряжений, возникающих в результате действия внешних нагрузок в детали из исходного материала, и напряжений в зоне сварного шва на детали, значения которых получены экспериментальным путем. В работе [101], показана возможность перерасчета главных напряжений на основании экспериментальных данных предела прочности и предела выносливости. Величины экспериментальных значений указанных свойств, в нашем случае, равны соответствующим свойствам сварных соединений титанового сплава ВТ8, полученные методами ЭЛС и СТ. Сравнивая величины расчетных напряжений с экспериментальными значениями, можно

определить коэффициенты запаса прочности. В зонах, где коэффициенты запаса прочности меньше допустимых значений, не могут располагаться сварные швы, при допустимых значениях коэффициентов возможно выполнение соответствующего метода сварки.

Для решения этой задачи были выбраны характерные детали роторной части ГТД из жаропрочного титанового сплава BT8. Исследовали распределение полей напряжений в барабане компрессора и центробежном моноколесе.

Барабан компрессора является наиболее рациональным объектом исследований, т.к. на него имеются технические условия изготовления с применением стандартных методов сварки. Для проверки адекватности используемого метода проводили исследования на конкретном элементе барабана компрессора [98]. Барабан компрессора представляет собой сложнагруженную деталь, которая в процессе работы воспринимает статические, динамические и тепловые виды нагрузок. Для того чтобы оценить изменение свойств в различных зонах анализировали напряженно-деформированное состояние (НДС) детали в нормальных рабочих режимах, и на том же режиме, но с измененными параметрами материалов в местах соединения дисков. Барабаны компрессора ТВ3-117 из сплава BT8 работают при умеренной температуре. Это дает возможность не учитывать явления ползучести и потерю несущей способности [102].

Сложное нагружение и сложная геометрия детали требуют использования численных методов при расчетах на прочность. Применение программного пакета ANSYS позволяет провести многосторонний анализ НДС деталей, при этом задаются такие физические свойства, как модуль упругости, коэффициент Пуассона, он не учитывает структуру материала.

Зная свойства материалов в местах соединения сваркой и имея картину НДС детали, можно судить об изменении коэффициента запаса прочности. Свойства материала в ЗТВ и зоне расположения сварного шва получены экспериментальным путем при анализе сварных образцов титанового сплава BT8, полученным при ЭЛС, СТ (см. разд.3).

Сравнивая расчетные значения напряжений с экспериментальными, можно определить коэффициенты запаса прочности. Зоны, где коэффициент запаса прочности, с применением определенного вида сварки, не соответствует минимальным требуемым нормам, не могут быть сварены данным методом.

Учитывая преимущества метода сварки трением, при возможности его применения можно получить не только существенное увеличение механических свойств деталей, что увеличит уровень их надежности, но удешевление процесса изготовления, наряду с его упрощением.

Барабан компрессора во время работы подвергается следующим воздействиям:

- центробежные силы;
- силы тяжести;
- гироскопические моменты;
- термические напряжения;

Для того чтобы оценить изменение свойств в различных зонах анализировали напряженно-деформированное состояние детали на рабочих режимах, со штатными и с измененными параметрами материалов в местах соединения дисков.

Для оценки возможных зон расположения сварных швов выполненных сваркой трением по сравнению со сваркой плавлением по величине переменных напряжений необходимо было решить следующие задачи:

1. Определить НДС барабана при рабочих нагрузках.
2. Определить запас прочности для различных методов сварки по переменным напряжениям.
3. Определение возможные зоны расположения сварных швов.

Анализ результатов оценки НДС барабана компрессора позволит определить потенциальные зоны возможного начала разрушения и принять конструктивные меры по повышению их прочности; определить запас прочности на рабочем режиме с учетом зон сварки; сравнить запас прочности на рабочем режиме для различных видов сварки.

Для определения НДС использовали метод конечных элементов и конечно-элементный пакет ANSYS. Так как деталь осесимметрична, для построения модели используется 2д чертеж. При построении сетки использовались элементы PLANE82 (рис. 4.1). Они применяются для осесимметричных моделей и имеют 8 узлов.

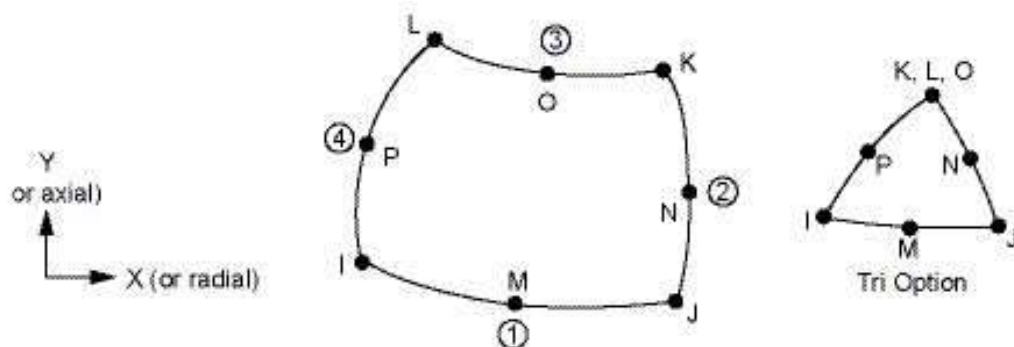


Рисунок 4.1 – Геометрия конечных элементов.

Внешний вид модели барабана представлен на рис. 4.2.

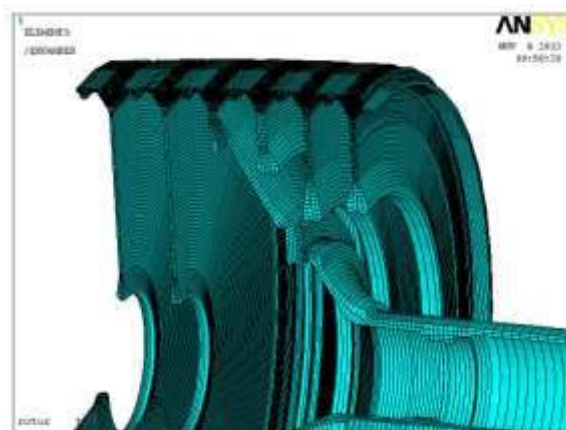


Рисунок 4.2 – Внешний вид модели барабана.

Схема разбивки зоны сварки представлена на рис. 4.3. Разными цветами обозначены зоны, свойства которых будут изменяться при сварке.

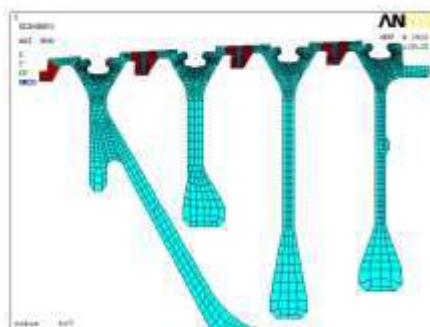


Рисунок 4.3 – Схема разбивки зоны сварки для варианта ЭЛС.

Сетка конечных элементов выполнена плотнее в замковой части, так как именно там расположены концентраторы напряжений (рис. 4.4).

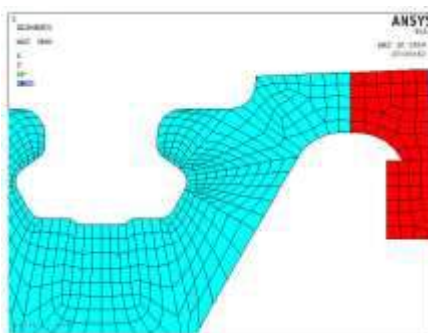


Рисунок 4.4 – Схема разбивки на конечные элементы в замковой части.

Схема разбивки на конечные элементы стандартной геометрии сварного соединения ЭЛС представлена на рис. 4.5. В случае применения других методов сварки, зоны расположения сварных швов будут иметь другую геометрию и, соответственно, другую схему разбивки на конечные элементы.

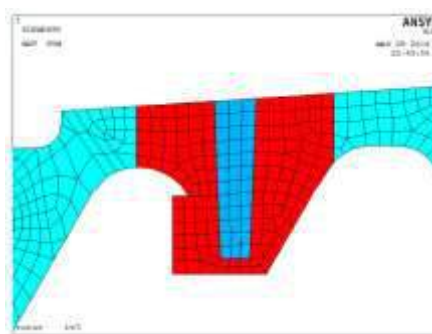


Рисунок 4.5 – Схема разбивки на конечные элементы стандартной геометрии сварного соединения ЭЛС.

Синим цветом, условно выделена зона расположения сварного шва ЭЛС, красным цветом вокруг сварного шва – ЗТВ, голубым цветом – ОМ детали. При этом в сварном соединении, выполненном методом ЭЛС, предусмотрено наличие

подкладки в нижней части. Подкладка применяется для облегчения сборки и формирования сварного шва.

4.2 Определение области расположения сварных соединений для исследуемых методов сварки при изготовлении и ремонте барабана компрессора изделия ТВЗ-117

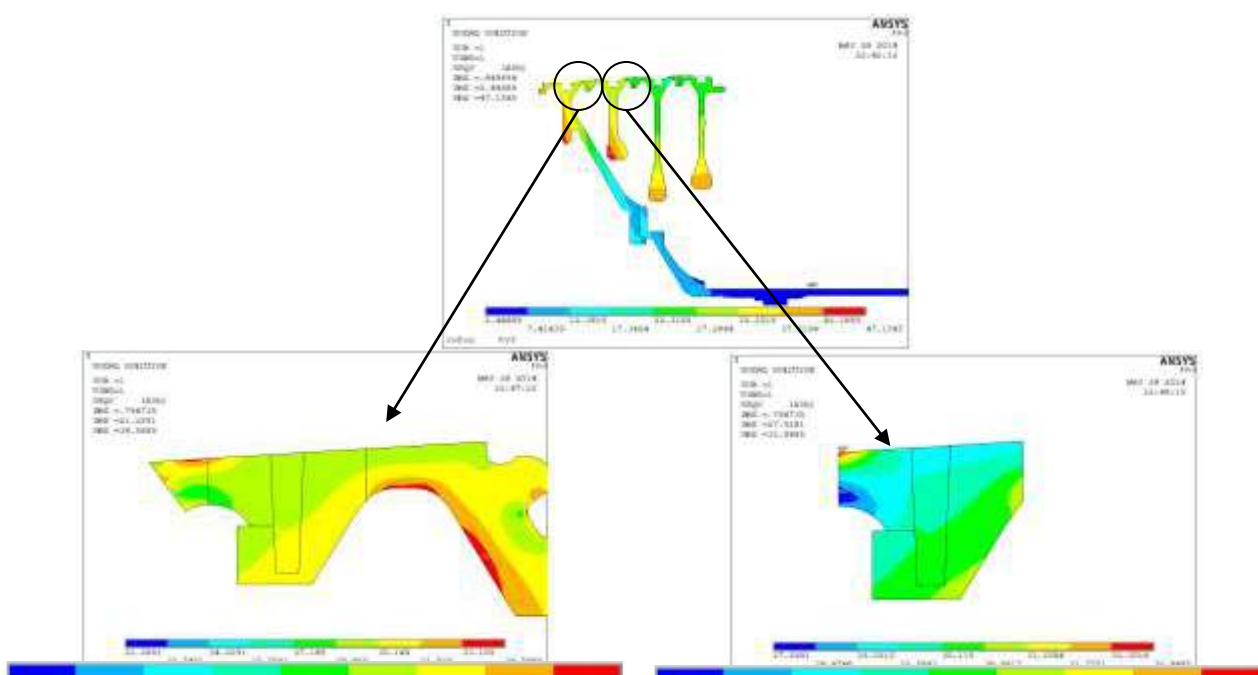
Для описания поведения основного материала барабана использовали следующие свойства материала:

Модуль упругости: $E=1,1 \cdot 10^{11}$ Па

Коэффициент Пуассона: $\mu=0,3$

Плотность: $\rho=4480$ кг/м³

Анализ НДС барабана выполняли для нагрузок, соответствующих взлетному режиму работу двигателя. Угловая скорость вращения ротора на взлетном режиме составляла 2093 рад/с, что соответствует $n=23726$ об/мин. При расчете учитывались нагрузки от центробежных сил масс ротора, воздействия лопаток и температурного поля. В результате вычислений были получены значения эквивалентных напряжений (рис. 4.6).



21,2	22,7	24,2	25,7	27,2	28,5	30,1	31,6	33,1	27,9	28,4	29,0	29,5	30,1	30,6	31,2	31,7	32,2
------	------	------	------	------	------	------	------	------	------	------	------	------	------	------	------	------	------

Рисунок 4.6 – Значения эквивалентных напряжений в зоне сварных швов.

Материал в зоне шва, ввиду воздействия высокой температуры, изменяет структуру, изменяя при этом свои механические свойства.

Согласно экспериментально полученных данных (см. табл. 3.4), предел прочности материала ВТ8 в зоне сварного шва при использовании ЭЛС составляет $\sigma_B = 1033,4$ МПа.

По результатам расчетов получено распределение коэффициентов запаса прочности для варианта сварки ЭЛС (рис. 4.7).

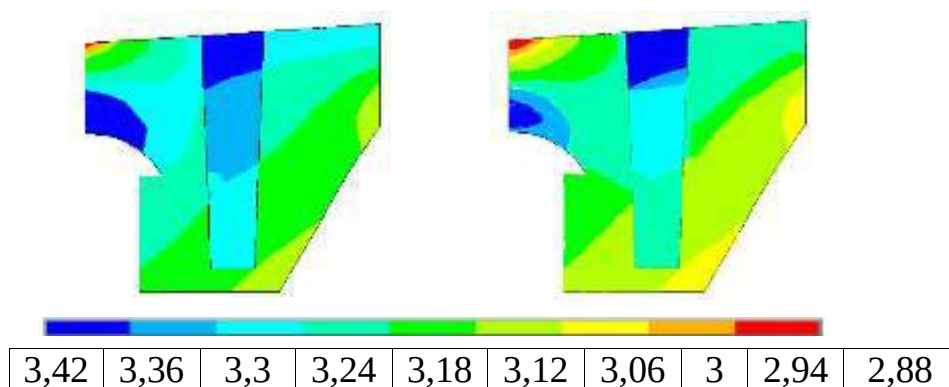


Рисунок 4.7 – Распределение коэффициентов запаса прочности для ЭЛС.

Можно увидеть понижение коэффициента запаса прочности в зоне термического влияния и в зоне шва. В данном случае коэффициент запаса прочности находится в пределах норм, принятых в авиационном производстве [100], но не превышает его.

При использовании метода СТ получаем другую конфигурацию мест расположения сварных соединений (рис. 4.8).

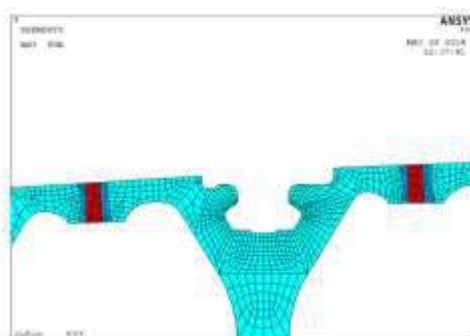


Рисунок 4.8 – Конфигурация сварных соединений СТ.

В данном случае нет необходимости изготавливать подкладку для сборки, соответственно получаем меньшие размеры сварного шва и ЗТВ. Одно из главных преимуществ метода СТ – минимальные изменения структуры материала в сварном шве и ЗТВ. Предел прочности сварного шва при СТ составлял $\sigma_b = 1158,5$ МПа (см. табл. 3.6). В результате вычислений были получены значения эквивалентных напряжений (рис. 4.9).

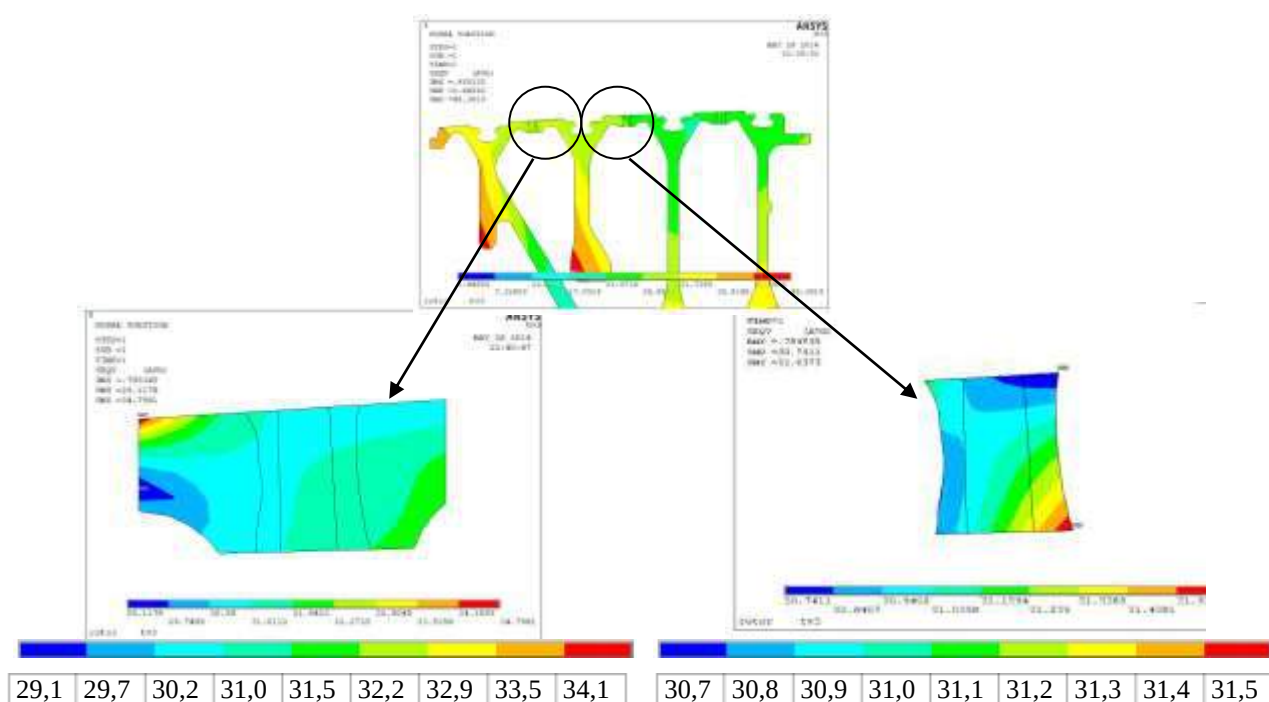


Рисунок 4.9 – Значения эквивалентных напряжений в зоне сварных швов.

По результатам расчетов получено распределение коэффициентов запаса прочности для варианта сварки СТ (рис. 4.10).

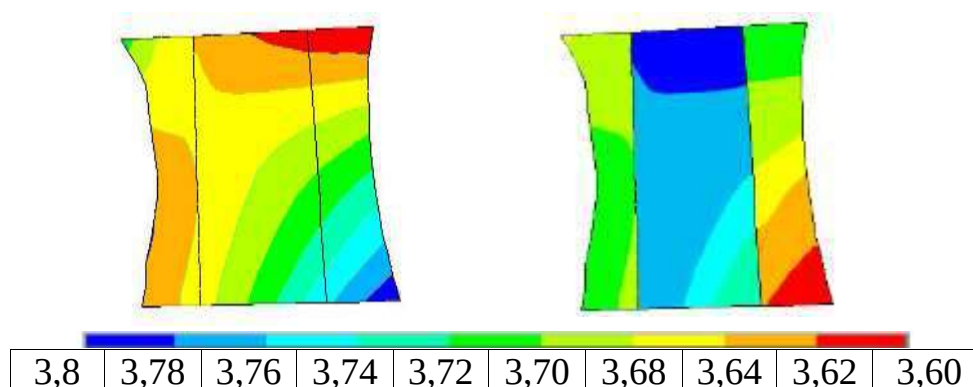


Рисунок 4.10 – Поля распределения коэффициентов запаса прочности для метода сварки СТ.

Таким образом, применение метода СТ на данных деталях могло бы обеспечить большую надежность авиационных ГТД, упрощение технологии изготовления роторов. За счет уменьшения массы (даже незначительного), уменьшается нагрузка как на сами диски и места их соединения, так и на валы, шестерни, подшипники и другие высоконагруженные детали. Также при снижении массы роторных деталей увеличивается приемистость.

Все эти изменения в итоге приведут к повышению надежности авиационных двигателей.

4.3 Выводы

1. Предложен метод по выбору оптимального метода сварки, обеспечивающий получение требуемой структуры материала и уровня свойств в месте расположения сварного шва. Применение основных положений позволит определить наиболее оптимальный метод сварки в каждом конкретном случае.

2. Построена твердотельная модель барабана компрессора изд. ТВ3-117. Проведен анализ напряженно-деформированного состояния детали на рабочих режимах для различных методов сварки. Построены поля распределения эквивалентных напряжений для различных методов сварки.

3. Приведена методика определения зон расположения сварных швов при изготовлении и ремонте деталей, основанная на определении коэффициента запаса прочности. Построены поля распределения коэффициентов запаса прочности. Показано, что применение СТ позволяет увеличить коэффициент запаса прочности в зоне сварных швов до 10%.

4. Показано, что применение метода СТ при изготовлении или ремонте детали «барабан» изделия ТВЗ-117, за счет повышения свойств сварных соединений, позволит увеличить ресурс детали или уменьшить поперечное сечение зоны сварки и, соответственно, массу детали до 10 %.

РАЗДЕЛ 5

ПРОМЫШЛЕННАЯ РЕАЛИЗАЦИЯ РЕЗУЛЬТАТОВ ИССЛЕДОВАНИЙ НА ПРИМЕРЕ ВОССТАНОВЛЕНИЯ МОНОКОЛЕСА ЦЕНТРОБЕЖНОГО КОМПРЕССОРА ИЗДЕЛИЯ АИ-450 МС

Проведенные в работе исследования показывают возможность повышения свойств сварных соединений из двухфазных титановых сплавов. При этом определяя расчетными методами напряжения в конкретных местах ответственных роторных деталей, появляется возможность применения соответствующих методов сварки при изготовлении и ремонте ответственных роторных деталей.

Для подтверждения полученных результатов работы были выбраны в качестве объекта моноколеса ЦБК изделия АИ-450 МС. Данные детали использовались как для построения математических моделей, так и для определения зон возможного ремонта.

Реализация предложенных подходов проводилась на моноколесах, имеющих эксплуатационные повреждения. Сварка, термообработка, мехобработка производилась в условиях АО «Мотор Сич».

5.1 Построение математической модели моноколеса центробежного компрессора изделия АИ-450 МС

Исследования выполняли с моделью современного моноколеса центробежного компрессора (рис. 5.1) (далее ЦБК), которые в настоящее время находят все большее применение в авиадвигателестроении.

Главный недостаток в эксплуатации подобных деталей – низкая ремонтопригодность, т.к. вся деталь представляет собой монолит. В основном, в ремонте нуждаются поврежденные лопатки. Но так как в данный момент подходящей технологии для осуществления подобных работ нет, во внимание взята другая проблема – шлицы.



Рисунок 5.1 – Модель моноколеса центробежного компрессора.

На данной детали шлицы торцевые, через них передается вращательный момент на ЦБК. Т.к. мощность, циркулирующая между турбиной компрессора и компрессором в современных двигателях находится в диапазоне 500...1000 л.с., шлицы постоянно работают в условиях высокой нагрузки. Разрушения могут происходить ввиду усталостных явлений в металле, из-за недостаточного уровня длительной прочности, или же ввиду дефектов, полученных при изготовлении.

Задача – определить наиболее подходящий метод восстановления детали. Для этого предлагалось отрезать поврежденную часть детали, при помощи сварки наращивать новый металл, который, после дальнейшей обработки, примет изначальную конфигурацию готового изделия. Однако различные виды сварки по-разному влияют на ОМ детали. Так, применяющийся метод ЭЛС имеет ряд недостатков, которых лишена СТ.

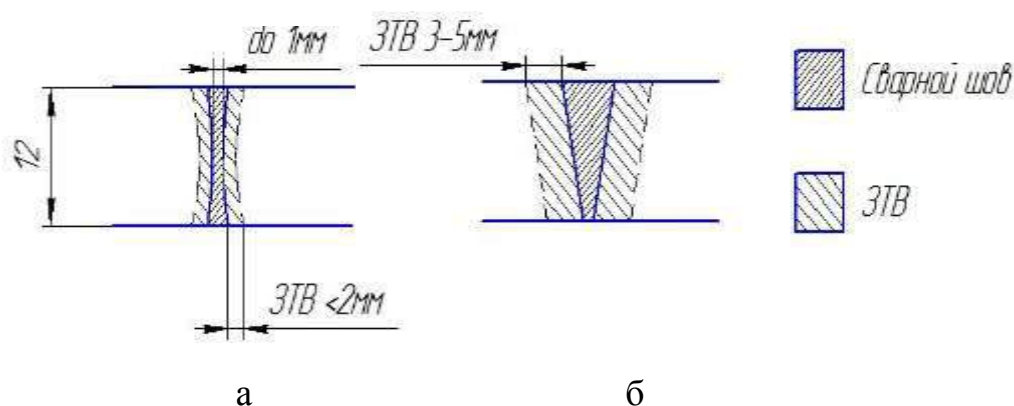
Все расчеты проводили при помощи программного пакета ANSYS 14.5. Данный программный пакет позволяет производить анализ напряженно-

деформированного состояния детали с учетом действующих нагрузок, температурного поля детали. Исходя из конфигурации компрессора, в котором работает данное моноколесо, к нему были приложены следующие нагрузки:

- 1) давление газов;
- 2) температурное поле;
- 3) нагрузка от центробежной силы.

Также учитывали расположение опор, где созданы ограничения перемещений. Для ускорения расчетов в модели были упрощены шлицы, со стороны которых был приложен крутящий момент.

На основании ранее проведенных исследований поперечных сечений шлифов реальных сварных соединений (см. разд. 3), были созданы схематические модели конфигурации сварных швов и ЗТВ для методов сварки ЭЛС и СТ. Учитывая различные конфигурации сварных швов и ЗТВ, генерировались различные сетки конечных элементов. Линия среза была выбрана на расстоянии 0,5 мм от фаски на внутренней поверхности ЦБК. На основании работ проведенных в разделе 3, были определены геометрические размеры сварных швов ЭЛС и СТ и протяженность ЗТВ. Исходя из геометрической конфигурации сварного шва и ЗТВ, были созданы разные объемы, в которые были заложены разные механические свойства элементов (рис. 5.2).



а – геометрия шва и ЗТВ для СТ; б – геометрия шва и ЗТВ для ЭЛС;

Рисунок 5.2 – Конфигурация сварных швов и ЗТВ.

Для разбивки модели на конечные элементы был создан профиль сварных швов ЭЛС и СТ на твердотельной модели в программном пакете ANSYS. Генерация сетки конечных элементов происходила с учетом особенностей геометрии и размеров детали. Использование вручную выставленного размера линии на элементах позволило создать регулярную сетку КЭ. Регулярная сетка КЭ для сварного шва, полученного методом ЭЛС представлена на рис. 5.3.

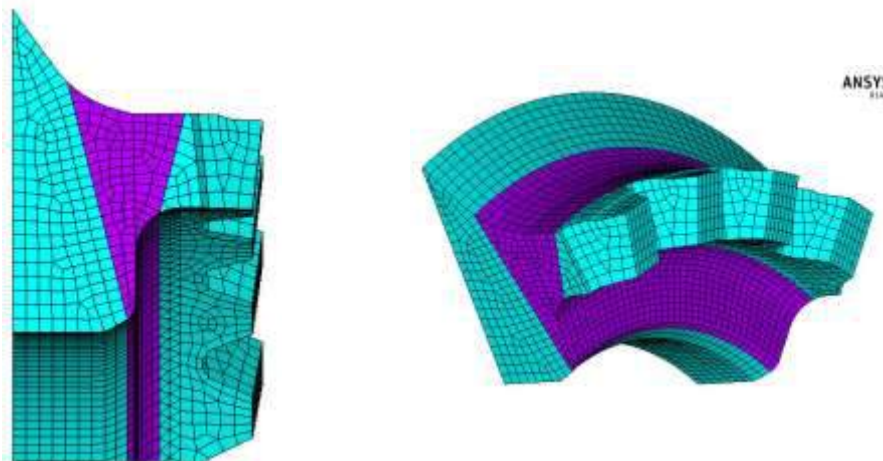


Рисунок 5.3 – Регулярная сетка КЭ для сварного шва ЭЛС.

Генерация сетки конечных элементов детали и профиль сварного шва построены также для сварного шва, полученного методом СТ (рис. 5.4).

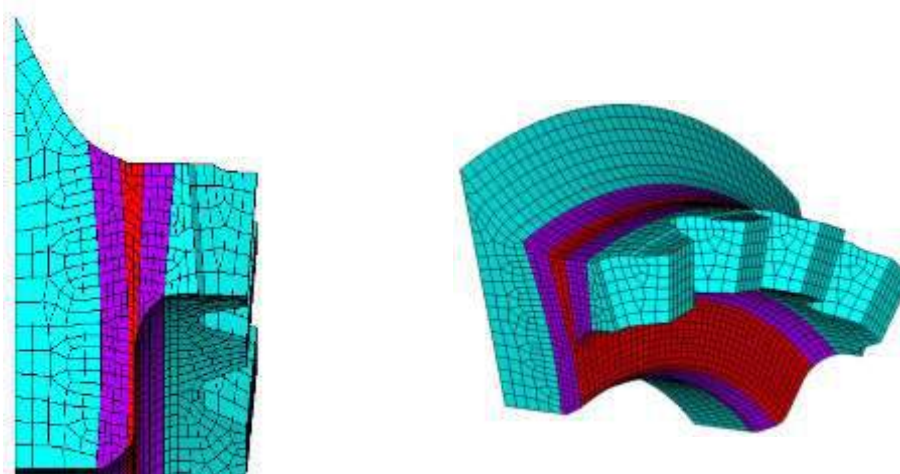


Рисунок 5.4 – Регулярная сетка КЭ для сварного шва СТ.

5.2 Расчет напряженно-деформированного состояния и определение расчётным путём зон возможного ремонта моноколеса центробежного компрессора изделия АИ-450 МС

В расчетах были приняты следующие значения:

- частота вращения ротора - 51200 об/мин;
- мощность турбокомпрессора - 778 л.с.;
- масса колеса - 3,1 кг.

После проведения расчетов были получены картины НДС моноколеса ЦБК изделия АИ-450 МС (рис. 5.5).

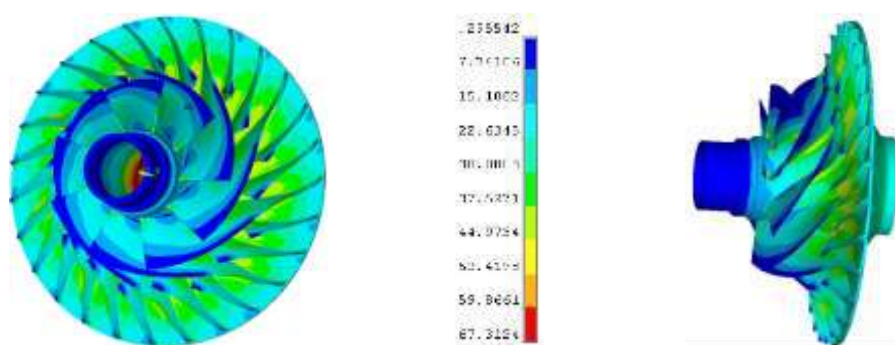
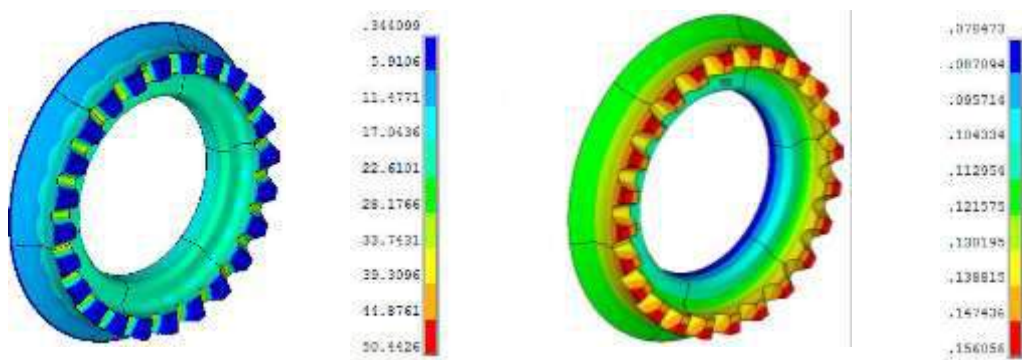


Рисунок 5.5 – НДС моноколеса ЦБК изделия АИ-450 МС.

Получив НДС, была получена возможность уточнить расчет в зоне предполагаемого ремонта. Для этого нагрузки из модели целого моноколеса были перенесены на вырезанный сектор со шлицами. (рис. 5.6).

На данный сектор были перенесены перемещения с моноколеса, также были пересчитаны давления на каждый зуб, которые равняются 7,75 МПа. Температурное поле было также перенесено из главной модели. Результаты расчетов эквивалентных напряжений и радиальных перемещений сектора показаны на рис. 5.6.



а – эквивалентные напряжения; б – радиальные перемещения;

Рисунок 5.6 – Расчетная модель сектора со шлицами.

Также для проведения вычислений необходимо задавать циклосимметрию. Таким образом, из имеющихся на детали 24 шлицов, в данный сектор были выделены 4. Это значительно уменьшило количество КЭ, тем самым во много раз сократив время расчета (рис. 5.7).

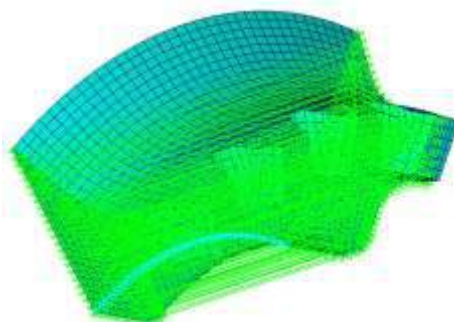


Рисунок 5.7 - Циклосимметрия на секторе детали.

Установив необходимые для расчета свойства материалов и выполнив расчет программы, получили картину НДС шлицов ЦБК (рис. 5.8).

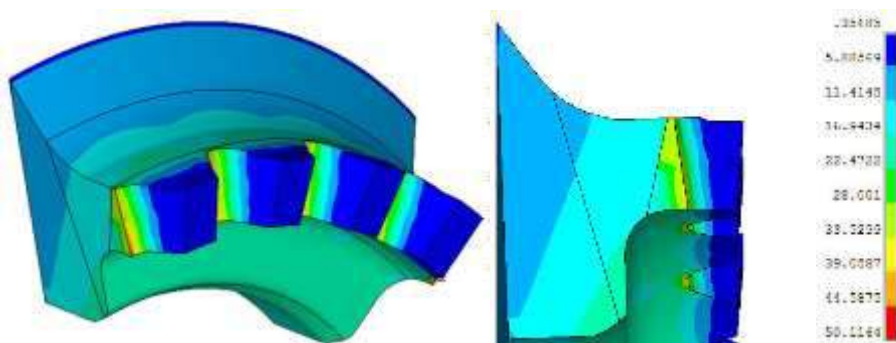


Рисунок 5.8 – Эквивалентные напряжения в шлицевой части детали.

Имея данные значения напряжений и распределение их по объему детали, выполнили расчет коэффициентов запаса прочности.

В расчете были приняты следующие значения:

- предел прочности основного материала детали $\sigma_B = 1122$ МПа;
- предел прочности в зоне шва при ЭЛС $\sigma_B = 976,2$ МПа;
- предел прочности в зоне шва при СТ $\sigma_B = 1145,4$ МПа.

В результате расчетов построено распределение запасов прочности в детали для метода ЭЛС (рис. 5.9).

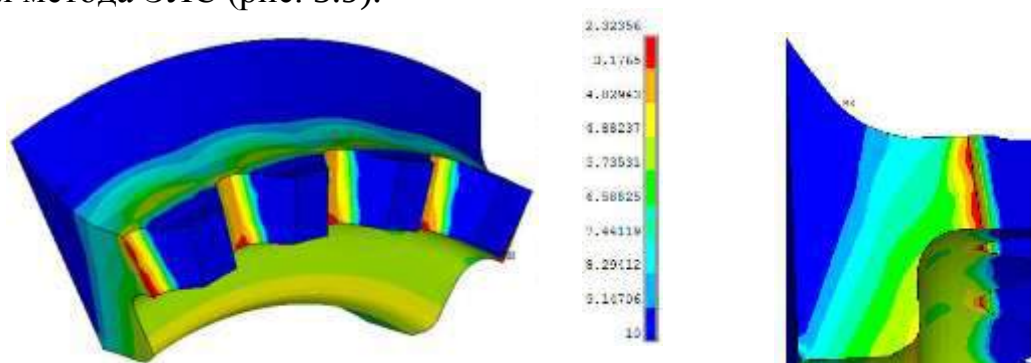


Рисунок 5.9 - Распределение запасов прочности для ЭЛС.

Минимальное значение коэффициента запаса прочности 2,32 объясняется тем, что ЗТВ распространяется вплоть до вершин зубьев. Впадины между шлицами в свое время являются концентратором напряжений. Таким образом, при использовании ЭЛС для восстановления данной детали заведомо понижается коэффициент запаса (по пределу прочности) на 12...15% от исходного. Учитывая, что деталь с исходными свойствами материала не отрабатывала свой ресурс и получала повреждения, которые вызвали необходимость проведения ремонтных работ, метод ЭЛС является менее перспективным для применения чем СТ.

Все подготовительные операции для СТ производятся по аналогии с предыдущим расчетом. Различаются лишь профили сварного шва (см. рис. 5.2). Так как при СТ свойства материала в зоне шва и в ЗТВ практически не отличаются, в дальнейшем они были объединены в один объем.

Все вычисления производились аналогично предыдущему методу, при этом построены следующие поля коэффициентов запаса прочности (рис. 5.10).

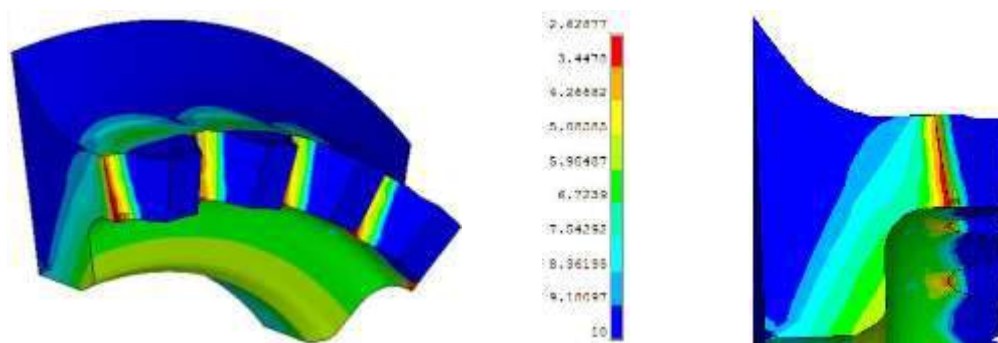


Рисунок 5.10 – Поля распределения коэффициентов запаса прочности для варианта СТ.

Использование метода СТ, по сравнению с ЭЛС, приводит к другому распределению напряжений, а более высокий уровень механических свойств материала, узкая ЗТВ позволяют повысить запас прочности в зоне концентратора напряжений (впадина зуба) до значения 2,63.

Таким образом, построена модель, на которой проведены прочностные расчеты. Принимая во внимание изменение механических свойств и структуры материала в зоне сварных швов и ЗТВ, были смоделированы поля распределения коэффициентов запасов прочности по пределу прочности материалов. Из-за широкой ЗТВ при ЭЛС, снижение механических свойств наблюдается также в зоне впадин и тел зубьев шлицов. В итоге, самая нагруженная часть детали попадает в «плохую» зону.

Применяя СТ, можно обеспечить узкую ЗТВ, а также повышение механических свойств материала в зоне шва. Учитывая повышенный уровень свойств, при СТ, расчет полей распределения напряжений дает показатель коэффициента запаса прочности во впадинах зубьев практически такой же, как при применении только ОМ в модели (новая деталь до ремонта).

Таким образом, сравнивая результаты расчетов НДС и коэффициентов запасов прочности при использовании двух разных методов сварки для восстановления детали, приходим к выводу, что СТ в большей мере обеспечивает необходимые прочностные показатели детали, что может сыграть определяющую роль в принятии решения по поводу ввода отремонтированной детали обратно в эксплуатацию.

5.3 Технология ремонта моноколеса центробежного компрессора изделия АИ-450 МС

Представленные в работе результаты позволяют говорить о увеличении работоспособности сварных конструкций из жаропрочного 2-х фазного титанового сплава ВТ8, путем применения метода СТ, по сравнению с ранее применяемыми методами сварки плавлением.

В качестве объекта отработки технологии было выбрано центробежное моноколесо ЦБК изделия АИ 450. В настоящее время, одной из основных деталей, которая лимитирует назначенный ресурс работы вспомогательного авиационного двигателя АИ-450МС, является моноколесо ЦБК. Ресурс моноколес должен составлять не менее 2000 часов. Для обеспечения требуемых механических и эксплуатационных свойств, моноколеса ЦБК изготавливают из жаропрочных титановых сплавов одного класса (ВТ8, ВТ9, ВТ25У и др.) методом высокоскоростного фрезерования.

Условия эксплуатации ЦБК сопряжены с различными по характеру и интенсивностью напряжениями. При этом в наиболее нагруженных местах, в процессе работы колеса ЦБК напряжения могут достигать предела прочности основного материала. В процессе эксплуатации колеса ЦБК могут получать повреждения лопаток в различных местах, а также повреждения шлицевого соединения - зубьев Хирта (рис. 5.11). В зоне шлицевого соединения зубья Хирта испытывают значительные контактные напряжения, что способствует фреттинг-износу, и при длительной наработке может привести к усталостному разрушению.



Внешний вид шлицевого
соединения колеса ЦБК

Износ и смятие
зубьев

Контактный
износ зубьев

Разрушение
зуба

Рисунок 5.11 – Внешний вид характерных повреждений шлицевого соединения.

Детали с поврежденными поверхностями зубьев необходимо восстанавливать, так как при эксплуатации колес с поврежденными зубьями повышается нагрузка на рядом расположенные целые зубья, что в конечном итоге приведет к ускоренному износу вплоть до разрушения зубьев и выходу из строя дорогостоящей детали.

Учитывая характер повреждений зубьев восстановление целесообразно производить методами сварки. Наиболее распространенным методом восстановления является наплавка АДС. Известно, что у метода сварки АДС наряду с достоинствами имеются и недостатки – низкая концентрация энергии в процессе сварки приводит к образованию широкого сварного шва и значительному разогреву ЗТВ. При этом воздействие термического цикла сварки приводит к образованию в сварном шве нерегламентированных структур. Как правило, это приводит к снижению прочности сварных соединений, а также может способствовать хрупкому разрушению. Изменение структуры имеет место и в ЗТВ (рис. 5.12), размеры которой соизмеримы с размерами сварного шва. После проведения расчетов определено наиболее нагруженное место – внутренний радиус зуба Хирта (см. п. 5.2). Соответственно, при наплавке зубьев методом АДС, сварной шов и ЗТВ попадают в зону действия максимальных напряжений и повышенных рабочих нагрузок - по внутреннему радиусу зуба.





Рисунок 5.12 – Макро- и микрошлифы наплавки АДС.

Таким образом, восстановление повреждений методом наплавки АДС приведет к уменьшению прочности в зоне ремонта, что недопустимо, так как при этом снижается ресурс детали. Данные выводы подтверждает практика восстановления реальных повреждений колес ЦБК.

Очевидно, что ограничивающим фактором является снижение прочностных свойств в зоне наплавки, которое напрямую связано с изменением структуры материала (см. разд. 3). Соответственно для повышения свойств до уровня основного металла необходимо применять методы сварки, которые оказывают меньшее воздействие на основной материал. Из методов сварки плавлением выбран метод ЭЛС и перспективный метод сварки в твердой фазе – СТ.

Учитывая особенности геометрии моноколеса ЦБК и малое расстояние от вертикальной стенки до зубьев, предложено комплексное решение проблемы - ремонт путем замены поврежденного фрагмента. Линия обрезки фрагмента была выбрана по внутренней упорной поверхности колеса.

Более перспективно использовать СТ, что обеспечит минимальные структурные изменения, прочностные свойства сварного соединения на уровне ОМ (см. разд. 3), и на ~10% выше коэффициент запаса прочности, по сравнению с ЭЛС (см. п. 5.2). Однако в связи с тем, что в настоящий момент отсутствует специализированное оборудование и оснастка для СТ деталей такой конфигурации и габаритов, для реализации ремонта выбран метод ЭЛС. На основании проведенных работ, была разработана технология ремонта моноколеса ЦБК (рис. 5.13).





Рисунок 5.13 – Последовательность ремонта моноколеса ЦБК.

Технология ремонта включала следующие основные этапы:

- 1) Обрезка поврежденного фрагмента со шлицами;
- 2) Подготовка привариваемой вставки из аналогичного материала, проточка под соответствующие присоединительные размеры;
- 3) Сборка производилась путем стыковки по посадочным поверхностям колеса и вставки, с обеспечением требуемых параметров соединения (зазоры, перепад кромок, биения, и т.д.);
- 4) Сварка деталей выполнялась по режимам, указанным в разд. 2;
- 5) Термообработка после сварки: 1 ступень – электронно-лучевой отжиг; 2 ступень – низкотемпературный отжиг в печи;
- 6) Мехобработка и нарезка новых шлицов на приваренном фрагменте.

Таким образом, принципиально показана возможность выполнения ремонта деталей роторной части компрессора, изготовленных из двухфазного титанового сплава BT8, путем отрезки поврежденного фрагмента и приварки нового. При этом применение метода СТ, по сравнению с ЭЛС, обеспечит повышение прочностных свойств сварных соединений до уровня ОМ и коэффициента запаса прочности на ~10%, что позволит расширить номенклатуру ремонтируемых деталей. По разработанной технологии выполнено восстановление роторных деталей ГТД - моноколеса центробежного и барабана компрессора, ожидаемый экономический эффект составляет 223656,25 грн. (приложение А).

5.4 Выводы

1. Построена расчетная модель моноколеса ЦБК изделия АИ-450МС. Рассчитаны поля распределения напряжений. Установлено, что наиболее нагруженной зоной являются впадины зубьев.

2. По результатам исследований распределения напряжений, анализа геометрии детали, а также опробования восстановления методом наплавки АДС показано, что наиболее оптимальным вариантом ремонта является удаление фрагмента с поврежденными зубьями и приварка нового.

3. По результатам расчетов установлено, что применение метода СТ, за счет минимальных изменений структуры, прочностных свойств сварного соединения на уровне ОМ, меньших размеров ЗТВ, по сравнению с ЭЛС, обеспечивает повышение коэффициента запаса прочности на ~10%.

4. Разработана технология восстановления роторных деталей ГТД методом приварки вставки. По разработанной технологии выполнено восстановление роторных деталей ГТД - моноколеса центробежного и барабана компрессора, ожидаемый экономический эффект составляет 223656,25 грн. (см. приложение А).

ВЫВОДЫ

1. Проанализирован отечественный и мировой опыт применения различных методов сварки для изготовления и восстановления ответственных деталей авиационных двигателей из двухфазных титановых сплавов. При сварке этих сплавов существует проблема обеспечения требуемых механических свойств сварных соединений. Которая связана со структурными изменениями в сварном шве вследствие термического воздействия. Показано, что решение этой задачи лежит в плоскости применения твердофазных методов сварки. Актуальной задачей является проведение исследований в направлении повышения механических свойств путем формирования необходимой структуры в сварных соединениях.

2. На основании исследований структурообразования сварных соединений с комбинациями разных исходных структур, выполненных методами сварки плавлением установлено, что в сварных швах формируется нерегламентированная, крупнозернистая пластинчатая структура, при этом размер первичной β -фазы составляет $\sim 170...320$ мкм. При этом размеры зоны термического влияния для аргонодуговой сварки составляет $5...7$ мм, для электроннолучевой сварки – $2...4$ мм.

3. На основании результатов исследований микроструктур, рентгеноспектрального анализа, растровой и просвечивающей микроскопии сварных соединений, полученных методом сварки трением установлено, что

сварка трением выполняется в твердой фазе, в интервале температур α - β превращения, что позволяет сохранить исходный тип структуры. При этом не изменяется внутризеренная структура, а все изменения происходят в рамках β -зерна. Повышение микротвердости происходило в результате образования закалочной структуры с α' -фазой, с изменением параметров решетки (с $a = 0,29223$ нм и $c = 0,47447$ нм до сварки на $a = 0,29233$ нм и $c = 0,47471$ нм после сварки). Для всех типов исходных структур, в сварных швах формируется равноосный тип структуры, при этом размер структурных составляющих до 10 раз меньше чем при сварке плавлением и равен 20...40 мкм, а размер зоны термического влияния составляет до 3 мм.

4. Исследованиями механических свойств и характера разрушения сварных соединений установлено, что структурные изменения при сварке плавлением приводят к снижению механических свойств, при этом, прочность полученных сварных соединений составляет не более 85% по отношению к прочности основного металла. Отсутствие структурных изменений при сварке трением приводит к сохранению уровня механических свойств, при этом, прочность полученных сварных соединений составляет более 95% по отношению к основному металлу. Исследованиями характера разрушения установлено, что механизмы разрушения для разных видов сварки имели различные характеры, что связано с типом и размерами сформированной микроструктуры в сварном шве. При сварке плавлением разрушение происходило по смешанному механизму квазивязкого разрушения с наличием крупных ямок вязкого разрушения, размер которых подобный размерам β -зерен сварного шва. При сварке трением поверхность разрушения имела вязкий ямочный характер, подобный поверхности разрушения основного металла с равновесной структурой.

5. Проведенными исследованиями жаропрочности установлено, что уровень жаропрочности σ_{100}^{350} для всех методов сварки находился в диапазоне 785...930 МПа, а для основного металла составляла 775 МПа. Таким образом, жаропрочность всех сварных соединений находилась на уровне основного металла, что соответствует техническим условиям.

6. Проведены исследования предела выносливости сварных образцов, выполненных разными методами сварки. Установлено, что наибольший предел выносливости получен на образцах выполненных методом сварки трением: $\sigma_{-1}=725,94$ МПа, наименьший на образцах выполненных методом АДС: $\sigma_{-1}= 553,21$ МПа, предел выносливости для электронно-лучевой сварки: $\sigma_{-1}= 578,35$ МПа. Это, как и при статических испытаниях, связано с характером структурных изменений в сварных соединениях при подобных механизмах разрушения.

7. Для уточнения влияния масштабного фактора и формы сварных соединений на структуру и механические свойства проведены исследования образцов с оболочковой конструкцией, которые применяются в производственных условиях. При этом установлено, что механические свойства находятся на уровне, аналогично цельным образцам.

8. На разработанных моделях деталей проведен сравнительный анализ распределения коэффициентов запаса прочности. На основе расчетов и экспериментальных исследований напряженного состояния деталей ГТД определены зоны расположения сварных швов на барабане компрессора оболочковой формы двигателя ТВ3-117 и колеса центробежного компрессора двигателя АИ-450. Установлено, что применение сварки трением дает возможность уменьшить размеры и массу сварных швов на 10%, а также увеличить зоны возможного ремонта деталей на 30% по сравнению с ранее применяемыми методами.

9. Разработана технологическая схема изготовления и ремонта деталей ГТД с использованием сварки трением позволяет сформировать требуемый тип структуры сварного шва и механические свойства сварных соединений. Внедрены технологические процессы восстановления роторных деталей методом приварки вставки и методом сварки. Ожидаемый экономический эффект от внедрения составил 223656,56 грн.

СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННОЙ ЛИТЕРАТУРЫ

1. Хорев А.И. Теория и практика создания современных комплексно легированных титановых сплавов для авиакосмической и ракетной техники / А.И. Хорев // Жаропрочные сплавы. - 2008 .- №2. - С. 337-351.
2. Аношкин Н.Ф. Титан в условиях конверсии / Н.Ф. Аношкин // Металловедение и обработка титановых и жаропрочных сплавов: сб. научн. тр. – М.: Металлургия, 1991. – С. 6 -16.
3. Ишунькина А.Н. Состояние и перспективы производства в ВИСе полуфабрикатов высокопрочных титановых сплавов для авиации, химии и энергетики / А.Н. Ишунькина, Е.С. Лебедева, В.Л. Родионов // Технология легких сплавов. – 1997. – №2. – С. 7-11.
4. Shilin R. Materials for aerospace technique. Aviation Materials on the border of XX and XXI centuries. VIAM. – 1994. – v. 2. – P. 49 - 63.
5. Авиационно-космические материалы и технологии./ [Богуслаев В.А., Качан. А.Я., Калинина Н.Е. и др.]; под ред. В.А. Богуслаева. – Запорожье.: ОАО «Мотор Сич», 2009. – 383 с.
6. Состояние проблемы и перспективы создания жаропрочных титановых сплавов для деталей компрессора / В.Г.Анташев, О.С. Кашапов, Т.В. Павлова, [и др.] // Ti – 2007 в СНГ: сб. науч. тр. / Межгосударственная ассоциация Титан, Нац. Академия наук Укр., Запорожский титано – магниевый комбинат.– Киев, 2007. – С. 22 - 24.

7. Mr S. Beech, Welding in the Aero Industry. (Joint with the Welding Institute) [электронный ресурс] / Mr S. Beech // - 2006. - №24. - Режим доступа к журн.: <http://www.indobook.org>

8. Применение титана в народном хозяйстве /[Глазунов С.Г., Важенин С.Ф., Зюков-Батырев Г.Д., Ратнер Я.Л.]- Киев: Техніка, 1975. - 200с.

9. Анташев В.Г. Жаропрочные титановые сплавы / В.Г. Анташев, Н.А. Ночовная, Т.В. Павлова [и др.] // Все материалы. Энциклопедический справочник – 2007. - №3. - Режим доступа к журн.: <http://www.viam.ru/public>

10. Полькин И.С. Применение титана в различных отраслях промышленности / И.С. Полькин // Ti-2006 в СНГ: Междунар. конф., Россия, Суздаль, 21-24 мая 2006 г.: Сборник трудов. – К.: Наукова думка. – С. 26 - 31.

11. Горынин И.В. Титан – ключ к океанской глубине / И.В. Горынин, С.С. Ушков, В.И. Михайлов // Ti–2007 в СНГ: сб. научн. тр. / Межгосударственная ассоциация титан. Ялта, 2007. – С. 13 - 21.

12. Рыбин В.В. Роль титановых сплавов на новом этапе развития атомной энергетики / В.В. Рыбин, С.С. Ушков, О.А. Кожевников // Ti – 2008 в СНГ: сб. научн. тр. / Межгосударственная ассоциация титан. Санкт-Петербург, 2008. – С. 11 - 24.

13. Технологическое обеспечение эксплуатационных характеристик деталей ГТД: Лопатки компрессора и вентилятора / [Богуслаев В.А., Муравченко Ф.М., Жеманюк П.Д. и др.]. - Запорожье: ОАО «Мотор Сич», 2003. – 396 с.

14. Баулин А.В. Металловедение и технология ресурсных титановых деталей летательных аппаратов / А.В. Баулин // Ti – 2008 в СНГ: сб. научн. тр. / Межгосударственная ассоциация титан. Санкт-Петербург, 2008. – С. 209-219.

15. Полькин И.С. Перспективные направления науки о титане / И.С. Полькин // Ti – 2008 в СНГ: сб. научн. тр. / Межгосударственная ассоциация титан. Санкт-Петербург, 2008. – С. 33-39.

16. Современные тенденции повышения свойств жаропрочных титановых сплавов для дисков и лопаток КВД / В.Г. Анташев, Н.А. Ночовная, Т.В. Павлова [и др.] // Титан. – 2006. – № 1. – С.40 - 42.

17. Иноземцев А.А. Газотурбинные двигатели. Основы конструирования авиационных двигателей и энергетических установок: в 3 т. / А.А. Иноземцев, М.А. Нихамкин, В.Л. Сандрацкий. - М.: Машиностроение, 2007. – Т2: Компрессоры. Камеры сгорания . - 2007. - 396 с.

18. Titanium'2003 Science and Technology: Prog. 10th World Conf. on Titanium, Saint-Petersburg, Russia, 13-18 July 2003. – Hamburg, Germany. – V.1-5. – 3425 p. – P. 42 – 51.

19. Колачев Б.А. Титановые сплавы в конструкциях и производстве авиадвигателей и авиационно-космической техники / Б.А. Колачев, Ю.С. Елисеев, А.Г. Братухин. – М.: Изд-во МАИ, 2001. – 416 с.

20. ГОСТ 19807-91 Титан и сплавы титановые деформируемые. Марки - [Введён 1992-07-01]. - Межгосударственный стандарт, 1992. – 3с.

21. Горынин И.В. Титан в машиностроении / И.В. Горынин, Б.Б. Чечулин; - Москва: Машиностроение, 1990. - 400 с.

22. Белов А.Ф. Строение и свойства авиационных материалов / А.Ф. Белов, Г.П. Бенедиктова // - М.: Металлургия, 1989. – 368 с.

23. Металлография титановых сплавов. / [Е.А. Борисова, Г.А. Бочвар, М.Я. Брун и др.] - М.: Металлургия, 1980. - 464 с.

24. Хорев А.И. Легирование и термическая обработка ($\alpha+\beta$)-титановых сплавов высокой и сверхвысокой прочности / А.И. Хорев // Технология машиностроения. -2009. - № 12. – С. 5-12.

25. Влияние алюминия на стабильность β -фазы в β -титановых сплавах / В.Н. Моисеев, А.И. Антипов // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1995. - №6.– С. 30-35.

26. Crossley F.A. Elevated temperature mechanical properties of transage 175 alloys (Ti-2.3Al-13V-7Sn-2Zr) // SAMPE Quart – 1985. – V.17. – №3. - Covina Calif. – P. 5-12.

27. Ильин А.А. Титановые сплавы. Состав, структура, свойства. Справочник / А.А.Ильин, Б.А. Колачев, И.С. Полькин – М.: ВИЛС – МАТИ, 2009. – 520с.
28. Корнилов И.И. Физико-химические основы жаропрочности сплавов / И.И. Корнилов. - Изд-во: АН СССР, 1961.
29. Титановые сплавы в машиностроении / Б.Б. Чечулин, С.С. Ушков, И.Н. Разуваева [и др.]. – Л.: Машиностроение, 1977. – 248 с.
30. Металлография титановых сплавов. / [Е.А. Борисова, Г.А. Бочвар, М.Я. Брун и др.] - М.: Metallurgy, 1980. - 464 с.
31. The alloying of titanium by oxygen in the process of chamber electro-slag remelting / A.D. Ryabtsev, O.A. Troyansky, S.M. Ratiev [and other] // Proceeding of the 2011 International Symposium on Liquid Metal Processing and Casting «LMPC 2011». Nancy, France, September 18-21. - 2011. – P. 39-42.
32. Хорев А.И. Комплексное легирование и микролегирование титановых сплавов / А.И. Хорев // Сварочное производство. – 2009. - № 6. – С. 21-30.
33. Корнилов И.И. Перспективы развития исследований жаропрочных титановых сплавов / И.И. Корнилов // Metallurgy of titanium. Proceedings of the fifth conference on metallurgy, metal science and application of titanium and its alloys under the ed. I.I. Kornilov. - Nauka, 1964. - С. 7-13.
34. Хорев А.И. Теория и практика создания современных комплексно легированных титановых сплавов для авиакосмической и ракетной техники / А.И. Хорев // Ti – 2009 в СНГ: сб. научн. тр. / Межгосударственная ассоциация титан. Одесса, К.: 2009. – С. 288-301.
35. Шоршоров М.Х. Metal science of welding of steel and titanium alloys / М. Шоршоров – М.: Nauka, 1965. – 336 с.
36. Солонина О.П. Жаропрочные титановые сплавы / О.П. Солонина, С.Г. Глазунов // - М.: Metallurgy, 1976. – 448 с.
37. Лопатки штампованные из титановых сплавов. Технические требования: ОСТ 1 90002:1986. – [Срок введения с 1986-10-01]. – М.: ВИАМ 1986. – 21с. – (Отраслевой стандарт).

38. Ануров Ю.М. Обеспечение конструкционной надежности авиационных ГТД семейства «НК» путем защиты от раскрутки ротора и непробиваемости корпусов / Ю.М. Ануров, Д.Г. Федорченко // Восточно-Европейский журнал передовых технологий. – 2010.- №3/2 (45). – С. 8-11.

39. Муравченко Ф.М. Обеспечение динамической прочности деталей авиационных ГТД при прогнозировании больших ресурсов / Ф.М. Муравченко, А.В. Шереметьев // Вестник двигателестроения. – 2002. - № 1. – С. 32-36.

40. Николаев Г.А. Сварка в машиностроении. Справочник: в 4 т. / Г.А. Николаев – М.: Машиностроение, 1978. – Т2: - 1978. - 464 с.

41. Welding Studies on a Near-alpha Titanium Alloy / S. Meshram, T. Mohandas// Defence Science Journal. – 2011. – №6. – P. 590 – 596.

42. Crossley F.A. Effects of Prosses and heat treatment variables on the mechanical properties of transge 134 alloys (Ti-2.5Al-12V-2Sn-6Zr) // 17th nat. SAMPE Techn. Conf. – 1985. – V.17. – Covina Calif. – 1985. – P. 190-199.

43. Bania P.J/ Ti-1100 (Ti-1100, a High strength high temperature alloy) // Allow dig/ - 1993. – №2. – P. 5–6.

44. Recent Titanium Development and Applications in the Aerospace Industry / Boyer R.R., Slattery K.T., Chellman D.J. [and other] // Proceedings of the 11-th World Conference on Titanium (JIMIC5) Held at Kyoto International Conference Center. Kyoto, Japan, 3-7 June 2007. V.2 P. 1255-1262.

45. Lee S Smith. Welding Titanium, a designers and users handbook / Lee S Smith. // TWI World Centre for Materials Joining Technology, 1999. - Режим доступа к журн.: <http://www.elsevier.com>

46. Смыслова М.К., Технологические особенности эксплуатационных свойств титановых лопаток паровых турбин / М.К. Смыслова, А.Н. Исанбердин // Уфа: УГАТУ. - №1(14). - С.103-109.

47. G. Schubert Electron Beam Welding-Process, Applications, and Equipment / G. Schubert // PTR-Precision Technologies, 1998. - Режим доступа к журн.: <http://www.ptreb.com>

48. P. E. Denney Laser Beam Welding of Titanium Welding / Denney P. E. // Research Supplement. - No 8 (1989) – P. 342-346.
49. ГОСТ 29273-92 Свариваемость. Определение [Текст] - [Введён в 1993-01-01]. - Межгосударственный стандарт, 1992. – 3с.
50. Ночовная Н.А. Тенденции развития и современное состояние исследований в области титановых сплавов / Н.А. Ночовная, В.Г. Анташев // Все материалы. Энциклопедический справочник – 2009. – №1. С. 41 – 46.
51. Ющенко К.А. Анализ современных представлений о свариваемости / К.А. Ющенко, В.В. Ермоленко // Автоматическая сварка. – 2005. - № 1. – С. 9-13.
52. Heat input and temperature distribution in friction stir welding. / Tang W., Guo X., McClure J. [and other] // Journal of materials processing & manufacturing science – 2008. - №7(2). – P. 163-172.
53. Акулов А. И. Технология и оборудование сварки плавлением / А.И. Акулов. - М.: Машиностроение, 1977. - 432с.
54. Сварка высокопрочных титановых сплавов/ [С.М. Гуревич, Ф.Р. Куликов, В.Н. Замков и др.] - М.: Машиностроение, 1975. -150 с.
55. Третьяков Ф.Е. Сварка плавлением титана и его сплавов / Ф.Е. Третьяков. – М. Машиностроение, 1968. – 142 с.
56. Влияние термической обработки на структуру и свойства крупногабаритных полуфабрикатов из сплава ВТЗ-1 / Н.Е. Калинина, И.А.Маркова, Т.И. Ивченко [и др.] // Metallurgical and mining industry – 2011. – № 5 (270). – С. 52–54.
57. Гуревич С.М. Metallurgy and technology of welding of titanium and its alloys / Гуревич С.М., Замков В.Н., Блащук В.Е. - Киев: Наук. думка, 1986. – 240 с.
58. Патон Б.Е. Технология электронно-лучевой сварки. / Б.Е. Патон. – К.: Наукова думка, 1987. – 256 с. – С. 120 – 130.
59. Шоршоров М.Х. Сварка титана и его сплавов / М.Х. Шоршоров, Г.В. Назаров. – М.: Машгиз, 1959. – 136 с. – С. 88 – 94.

60. Titanium' 2003: science and Technology: Proc. 10th World Conf. on titanium, 13–18 jul. 2003, Hamburg, Germany / edited by G. Luetjering, J. Albrecht – Weinheim: DGM: Wiley-VCH. – 2004. – Vol. 1–5 – 342 p. – P. 121 – 125.

61. Titanium '95: science and technology: proceedings of the eighth world conference on titanium, 22-26 Oct., 1995, Birmingham, UK / edited by P.A. Blenkinsop, W.J. Evans and H.M. Flower – London : Institute of Materials, 1996. – v. 3 – 25 cm. – P. 110 – 118.

62. Н.А. Погребной Ремонт лопаток паровых турбин после эрозионного износа /Н.А. Погребной, В.Ф. Зозуля, А.М. Бугаев // Технология и организация производства. – 1976. – № 11. – С. 55–57.

63. Сварные соединения титановых сплавов / [В. Н. Моисеев, Ф. Р. Куликов, Ю.Г. Кириллов и др.] – М.: Металлургия, 1978. – 248 с.

64. Фролов К. В. Материалы в машиностроении. В 3 ч. Ч. 3. Цветные металлы и сплавы. Композиционные металлические материалы/ К. В. Фролов. – М.: Машиностроение, - 2001. - 880 с.

65. Ханжин А.В. Разработка нестандартного сварного соединения и выбор режимов сварки при изготовлении узлов из титановых сплавов / Ханжин А.В., Федоров А.М., Сахаров И.Ю. // Вопросы материаловедения. – 2011. - №2. – С. 117 -122.

66. Акулов А. И. Технология и оборудование сварки плавлением / А. И. Акулов, В. П. Демянцевич. - М.: Машиностроение, 1977. – 320с.

67. Ильченко Г.А. Ремонт лопаток / Г.А. Ильченко, Н.Л. Макаровский, Ю.В. Полоскин // Новые процессы и надежность ГТД. – 1977. – № 3-4. - С. 18-30.

68. Mateo A. Welding repair by linear friction in titanium alloys / A. Mateo, M. Corzo, M. Andlada, J. Mendez [and other] // Materials science and technology. – 2009. № 7. - P. 905 – 913.

69. Bubmann M. An Integrated Cost-Effective Approach to Blisk Manufacturing / M. Bubmann, J. Kraus, E. Bayer // Режим доступа к журн.: <http://www.mtu.de/en/tecnnologies/engineering>

70. On microstructure and mechanical properties of linear friction welded dissimilar Ti - 6Al - 4V and Ti- 6x5 Al- 3x5 Mo - 1x5 Zr - 0x3 Si joint / T.J. Ma, B. Jhong, W. Y. Li [and other] // Science and Technology of Welding and Joining – 2012. - № 1. – P. 9-12.

71. Технологическое опережение [электронный ресурс] : Проект 218 в лицах: Линейная сварка трением / М.В. Савичев, Р.В. Никифоров, В.М. Бычков, [и др.] // 2012. - Режим доступа к журн.: <http://technopark-at.ugatu.ac.ru/>

72. Теория, технология и оборудование диффузной сварки / [В.А. Бачин, В.Ф. Квасницкий, Д. И. Котельников и др.]; под ред. В.А. Бачина - М., Машиностроение, 1991. - 352 с.

73. Диффузионная сварка титана / [Э.С. Каракозов, Л. М. Орлова, В.В. Пешков и др.] М.: Металлургия, 1977. – 272 с.

74. Механіка руйнування та міцність матеріалів / [Осташ О.П., Федірко В.М., Учанін В.М. та ін.]; під ред. О.П.Осташа, В.М.Федірка. – Львів: Сполом, 2007. – 1068 с.

75. Овчинников О.В. Матеріалознавчі основи відновлення виробів із складнолегованих титанових сплавів модифікованими субмікросталічними матеріалами: автореф. дис. на здобуття наук. ступеня доктора техн. наук: спец. 05.02.01 «Матеріалознавство» / О.В. Овчинников. - Запоріжжя, 2013. - 35 с.

76. Петрик І.А. Процеси відновлення зварюванням та паянням лопаток газотурбінних двигунів з важко зварюваних сплавів на нікелевій та титановій основі: автореф. дис. на здобуття наук. ступеня канд. техн. наук: спец. 05.03.06 «Зварювання та споріднені процеси і технології» / І. А. Петрик. – К., 2007. – 23 с.

77. Вилль В.И. Сварка металлов трением / В.И. Вилль, -Л.: Машиностроение, 1970. –176с.

78. Y. Gao Dissimilar Welding of Titanium Alloys to Steel / Y. Gao, T. Tsumura, K. Nakata // Transactions of JVRI. – 2012. - No. 2. - Режим доступа к журн.: <http://www.jvri.osaka-u.ac.jp/publication>

79. Fatigue Strength of Friction-Welded 6061 Aluminum Alloy Joints / Y. Yamamoto, H. Ochi, T. Sawai [and other] // Materials Transactions, - 2007. - Vol. 48, - No. 11. – P. 2909 – 2913.

80. Friction Stir Spot Welding: A Review on Joint Macro- and Microstructure, Property, and Process Modelling / X.W. Yang, T. Fu, W.Y. Li // Advances in Materials Science and Engineering - 2014. – June. - Режим доступа к журн.: <http://www.hindawi.com>

81. Eder Paduan Alves, J. Experimental Determination of Temperature During Rotary Friction Welding of AA1050 Aluminum with AISI 304 Stainless Steel // Aerospace Technology Management. - 2012.-Vol.4. - No 1, Jan.-Mar. P. 61-67.

82. Avinash S. Pachal Taguchi Optimszation of Process Parameters in Friction Welding of 6061 Aluminium Alloy and 304 steel International Journal of Emerging Technology and Advanced Engineering, Volume 3, Issue 4, April 2013

83. Grain Orientation and Texture Evolution in Pure Titanium Lap Joint Produced by Friction Stir Welding / H. Liu, K. Nakata, N. Yamamoto [and other] // Materials Transactions. – 2010. Vol. 51. №11. – P. 2063-2068.

84. Welding repair by linear friction in titanium alloys / Mateo A., Corzo M., Anglada M. [and other] // Materials Science and Technology. – 2009. V. 25. №7. - P. 75 – 81.

85. Microstructure and Mechanical Behaviuor of Rotary Friction Welded Titanium Alloys / M. Avinash, G. V. K. Chaitanya, D. K. Giri [and other] // Engineering and Technology – 2007. - Vol:1. - No:11. - Режим доступа к журн.: <http://www.vaset.org/publications/>

86. Контроль качества при изготовлении блисков с применением линейной сварки трением / В. М. Бычков, А.Ю. Медведев, М. П. Савичев [и др.] // Вестник УГАТУ -2012. -№7.- Режим доступа к журн.: <http://www.kyberleninka.ru>

87. Испытания соединений, полученных линейной сваркой трением, на ударный изгиб. / А.Ю. Медведев, В. М. Бычков, Е.Е. Тарасенко [и др.] // Вестник УГАТУ -2012. - №8. .- Режим доступа к журн.: <http://journal.ugatu.as.ru>

88. Скотникова М.А. Практическая электронная микроскопия в машиностроении / М.А. Скотникова, М.А. Мартынова. - Санкт-Петербург: ПИМаш, 2005. - 92 с.
89. Металлография титановых сплавов. / [Е.А. Борисова, Г.А. Бочвар, М.Я. Брун и др.]; под ред. Н.Ф. Аношкина. – М.: Металлургия, 1980. – 464 с.
90. Заготовки из титановых сплавов для изготовления лопаток. Технические условия: ОСТ 1 90006:1986. – [Срок введения с 1986-10-01]. – М.: ВИАМ 1986. – 20с. – (Отраслевой стандарт).
91. Поковки дисков и валов кованые, штампованные из титановых сплавов. Общие технические требования: ОСТ 1 90197:1989. – [Срок введения с 1989-09-01]. – М.: ВИАМ 1989. – 21с. – (Отраслевой стандарт).
92. Reinsch Wayne A. Terminology for titanium microstructure / Wayne A. Reinsch // Metal Progress. – 1982. – № 2. – P. 51 – 56.
93. Vydehi Arun Joshi. Titanium alloys: an atlas of structures and fracture features / Vydehi Arun Joshi. – London: New York: Taylor & Francis Group, 2006. – 227 p.
94. Салтыков С.А. Стереометрическая металлография / Салтыков С.Г. – М: Металлургия, 1976. – 272 с.
95. Количественный металлографический анализ двухфазных титановых сплавов. Методическая рекомендация № МР 149-36-81. – [Действует от 1981-01-20]. – М.: ВИЛС. – 20 с.
96. Дорогань К.И. Комплексный анализ металлографических структур / К.И. Дорогань, А.М. Овруцкий // Строительство, материаловедение, машиностроение.: сб. науч. трудов – Днепропетровск, 2009. – С. 64 –65.
97. Сварные соединения. Методы определения механических свойств: ГОСТ 6996-66. – [Срок введения с 1967.01.01] -М.: Стандартиформ, 2006. – 44с. – (Межгосударственный стандарт).
98. Школьник Л. М. Методика усталостных испытаний / Школьник Л.М. – М.:1978. – 304 с.

99. Анализ НДС авиационных конструкций с помощью системы ANSYS / [Гребеняков А.Г., Светличный С.П., Король В.Н., Анпилов В.Н.]. – Харьков: ХАИ, 2002. – 289 с.
100. Скубачевский Г.С. Авиационные газотурбинные двигатели. Конструкция и расчет деталей / Скубачевский Г.С. – М.:Машиностроение, 1981. – 550 с.
101. Модель выносливости лопаток центробежного колеса компрессора / Богуслаев В.А., Яценко В.К., Павленко Д.В., [и др.] // Технологические системы. – 2002. – №5. – С.52-55.
102. Серенсен С.В. Несущая способность и расчет деталей машин на прочность. Руководство и справочное пособие / С.В.Серенсен, В.П.Когаев, В.М.Шнейдерович. - М.: Машиностроение, 1975. - 488 с.
103. Влияние параметров режима сварки трением на структуру и механические свойства соединений титанового сплава BT3-1/ А.Г Селиверстов, Ю.М. Ткаченко, Р. А. Куликовский, [и др.]// Автоматическая сварка. – 2013. – № 1. – С 29 – 34.
104. Повышение работоспособности лопаток из титановых сплавов вентилятора авиадвигателя / И.А. Петрик, А.В. Овчинников, Ю.Ф. Басов [и др.] // Вестник двигателестроения. – 2006. – №4. С. 104 – 107.
105. Исследование механических свойств сварных соединений сплава BT3-1, выполненных сваркой трением / А.Г. Селиверстов, И.А.Петрик, Ю.М.Ткаченко [и др.] // Компрессорное и энергетическое машиностроение. – 2011. - №4. – С. 41 – 44.
106. Исследование структуры сварных соединений спеченных титановых сплавов / А.А. Скребцов, А.В. Овчинников, А.Е. Капустян [и др.] // Строительство, материаловедение, машиностроение: сб. науч. трудов. – Дн-вск., ПГАСА, 2012. – Вып. 64. – С. 403 – 408.
107. Селиверстов А.Г. Оптимизация технологии ремонта лопаток из титановых сплавов вентилятора авиадвигателя / А.Г. Селиверстов, И.А.Петрик,

А.В.Овчинников - Титан-2008: производство и применение: всеукр. науч.-техн. конф, 1-2 окт. 2008 г.: тезисы докл. – Запорожье, 2008. – С. 87 – 89.

108. Исследование структуры механических свойств соединений титановых сплавов, полученных методом порошковой металлургии / А.А. Скребцов, А.Г.Селиверстов, А.В.Овчинников [и др.] // Титан – 2010: производство и применение: всеукр. науч.-техн. конф., 1-2 дек. 2010 г.: тезисы докл. – Запорожье, 2010. – С. 32 – 34.

109. Селиверстов А.Г. Исследование механических свойств сварных соединений сплава ВТЗ-1, выполненных сваркой трением / А.Г. Селиверстов, И.А. Петрик, А.В. Овчинников // Титан – 2012: производство и применение: всеукр. науч.-техн. конф., 4-5 окт. 2012 г.: тезисы докл. – Запорожье, 2012. – С. 40 – 42.

110. Петрик И.А. Повышение свойств сварных соединений роторных деталей из титановых сплавов / И.А. Петрик, А.Г. Селиверстов, А.В. Овчинников // Авиационно-космическая техника и технология – 2014. – №8. – С. 25 – 29.

111. Влияние способа сварки на структуру и механические свойства сварных соединений жаропрочных титановых сплавов с различным исходным структурным состоянием / П.Д. Жеманюк, И.А. Петрик, А.В. Овчинников [и др.] // Сварочное производство. – 2015. – №4. – С. 6 – 11.

ПРИЛОЖЕНИЕ А

**АКТ внедрения научно-исследовательской работы****Комиссия в составе:**

Председателя комиссии: главного сварщика И. А. Петрика

Членов комиссии:

Зам. главного конструктора	А. В. Михайлютенко
Начальника цеха 40	Б. В. Зоря
Представителя ЗНТУ, профессора	А. В. Овчинникова
Исполнителя	А. Г. Селиверстова

Составила настоящий акт о том, что в период с 2009 по 2014 г. на АО «Мотор Сич» проводились научно-исследовательские работы: ХД 1219 «Исследование сварных соединений сплавов ВТ3-1, ВТ8, ВТ9, ВТ6 выполненных сваркой трением», ХД 2112 «Определение зон ремонта деталей ГТД из жаропрочных титановых сплавов при использовании различных методов сварки», ХД 2134 «Разработка методов ремонта сваркой роторных монодеталей ГТД из жаропрочных титановых сплавов и определение напряженно-деформированного состояния зон ремонта» (№ госрегистрации 0114U002450).

Исполнителем по данным работам является А. Г. Селиверстов.

Комиссия определила, что в ходе проведения научно-исследовательских работ реализована технология восстановления роторных деталей газотурбинных двигателей из титановых сплавов методами сварки, наплавки и приварки вставки. Разработан комплексный подход к ремонту лопаток, дисков, барабанов и моноколес авиадвигателей. В условиях производства АО «Мотор Сич» восстановлены следующие детали: методом сварки - моноколесо центробежное (КР№2300-09), методом приварки вставки - барабан компрессора (КР №400-09). Детали восстановлены и успешно эксплуатируются.

Выводы:

- Разработана и реализована методика ремонта методом сварки моноколеса центробежного КР№2300-09.

- Разработана и реализована методика ремонта барабана компрессора методом приварки вставки КР№400-09.

Ожидаемый экономический эффект от внедрения данной научно-исследовательской работы составил 155406,25 грн. при ремонте одного центробежного моноколеса, и 68250 грн. при ремонте барабана компрессора.

Общий ожидаемый экономический эффект составляет 223656,25 грн.

Председатель комиссии:



А. Петрик

Члены комиссии:



А. В. Михайлютенко



Б. В. Зорий



А. В. Овчинников



А. Г. Селиверстов