

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

На правах рукописи

УДК 669.245.018.44:620.193

ГРНТИ 55.09.33



МАХОРИН ВЛАДИМИР ВЛАДИМИРОВИЧ

**РАЗРАБОТКА СПОСОБОВ ПОВЫШЕНИЯ ЖАРОПРОЧНОСТИ И
КОРРОЗИОННОЙ СТОЙКОСТИ МОНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО
НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА МАРКИ СЛЖС5-ВИ ДЛЯ МОРСКИХ ГТД**

Специальность: 2.6.17. – Материаловедение (технические науки)

Диссертация на соискание ученой степени

кандидата технических наук

Научный руководитель:

доктор технических наук, доцент

Оленин Михаил Иванович

Санкт-Петербург 2024

Оглавление

ВВЕДЕНИЕ	5
ГЛАВА 1. СОСТОЯНИЕ ВОПРОСА.....	14
1.1 Материалы узлов газотурбинных двигателей морского назначения и условия их эксплуатации.....	15
1.2 История создания жаропрочных никелевых сплавов и методы повышения их жаропрочности	17
1.3 Пористость, влияние на эксплуатационные характеристики жаропрочных никелевых сплавов. Метод газостатического прессования	21
1.4 Метод программного нагружения. Старение дисперсионно-твердеющих сплавов под напряжением	25
1.5 Солевая коррозия жаропрочных никелевых сплавов.....	37
1.6 Методы повышения сопротивления солевой коррозии лопаток газотурбинного двигателя морского назначения.....	42
ПОСТАНОВКА ЗАДАЧИ	47
ГЛАВА 2. МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДИКИ ИССЛЕДОВАНИЯ	50
2.1 Материалы исследования	50
2.2 Изготовление образцов из монокристаллического жаропрочного никелевого сплава марки СЛЖС5-ВИ.....	50
2.3 Методы исследования.....	53
2.3.1 Измерение температурного коэффициента линейного расширения. Определение максимальных напряжений и скорости деформации в ходе проведения термомеханического нагружения сжатием.....	53
2.3.2 Измерение модуля нормальной упругости.....	54
2.3.3 Исследование механических свойств и характеристик жаропрочности....	55
2.3.4 Методика определения жаропрочности.....	55
2.3.5 Проведение коррозионных испытаний на солевую коррозию.....	59
2.3.6 Исследование пористости	66
2.3.6.1 Измерение удельного электрического сопротивления	66
2.3.6.2 Измерение плотности.....	66
2.3.6.3 Измерение методом физической сорбции	66
2.3.7 Исследование микроструктуры, локального химического состава и фрактографический анализ	67
2.3.8 Количественная оценка параметров микроструктуры	68
ВЫВОДЫ К ГЛАВЕ 2	71

ГЛАВА 3. РАЗРАБОТКА СПОСОБА ПОВЫШЕНИЯ ЖАРОПРОЧНОСТИ И ИССЛЕДОВАНИЕ ЕГО ВЛИЯНИЯ НА СЛУЖЕБНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ЖАРОПРОЧНОГО НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА МАРКИ СЛЖС5-ВИ.....	72
3.1 Разработка способа термомеханического нагружения сжатием сплава марки СЛЖС5-ВИ	72
3.2 Методика консервативной оценки напряжений и скорости деформации образца в оправке в ходе проведения термомеханического нагружения.....	75
3.3 Расчет устойчивости образца в оправке в ходе проведения термомеханического нагружения сжатием	81
3.4 Влияние термомеханического нагружения сжатием на механические свойства при растяжении сплава марки СЛЖС5-ВИ	84
3.5 Влияние термомеханического нагружения сжатием на характеристики жаропрочности сплава марки СЛЖС5-ВИ.....	85
3.6 Влияние термомеханического нагружения сжатием на микроструктуру сплава марки СЛЖС5-ВИ.....	90
3.6.1 Фрактографические исследования изломов	90
3.6.2 Исследование микропористости, неметаллических включений и карбидов.....	101
3.6.3 Исследование ликвационной неоднородности	113
3.6.4 Исследование морфологии γ' -фазы, выделяющейся в процессе старения.....	117
ВЫВОДЫ К ГЛАВЕ 3	120
ГЛАВА 4. РАЗРАБОТКА СПОСОБА ПОВЫШЕНИЯ СОПРОТИВЛЕНИЯ СОЛЕВОЙ КОРРОЗИИ И ИССЛЕДОВАНИЕ ЕГО ВЛИЯНИЯ НА СОПРОТИВЛЕНИЕ СОЛЕВОЙ КОРРОЗИИ СПЛАВА МАРКИ СЛЖС5-ВИ.....	122
4.1 Экспериментальное подтверждение целесообразности разработки способа повышения сопротивления солевой коррозии	122
4.2 Разработка способа термодиффузионного алитирования сплава марки СЛЖС5-ВИ.....	129
4.3 Исследование сопротивления солевой коррозии жаропрочных никелевых сплавов.....	131
4.3.1 Оценка скорости коррозии жаропрочных никелевых сплавов	132
4.3.2 Влияние солевой коррозии на сплав марки СЛЖС5-ВИ без алитированного слоя	136
4.3.3 Влияние солевой коррозии на сплав марки СЛЖС5-ВИ после термодиффузионному алитированию	146
ВЫВОДЫ К ГЛАВЕ 4	152

ГЛАВА 5. ПРИМЕНЕНИЕ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОГО НАГРУЖЕНИЯ СЖАТИЕМ И ТЕРМОДИФФУЗИОННОГО АЛИТИРОВАНИЯ ДЛЯ РАБОЧИХ ЛОПАТОК.....	156
5.1 Анализ возможности применения термомеханического нагружения сжатием для рабочих лопаток газотурбинных двигателей	156
5.2 Методика консервативной оценки напряжений и скорости деформации изделия в оправке в ходе проведения термомеханического нагружения сжатием	160
5.3 Способ термодиффузионного алитирования литого монокристаллического сплава марки СЛЖС5-ВИ.....	163
ВЫВОДЫ К ГЛАВЕ 5	168
ВЫВОДЫ	169
СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННОЙ ЛИТЕРАТУРЫ	172
ПРИЛОЖЕНИЕ А. Акт внедрения.....	198
ПРИЛОЖЕНИЕ Б. Акт об использовании результатов работы.....	199
ПРИЛОЖЕНИЕ В. ТИ.25221.00001-2023. Технологическая инструкция	200
ПРИЛОЖЕНИЕ Г. Патент на изобретение	203

ВВЕДЕНИЕ

Актуальность работы. В наши дни газотурбинное двигателестроение проходит этап интенсивного развития. Чтобы повысить КПД газотурбинных двигателей, в том числе морского назначения, необходимо добиться повышения температуры в горячем тракте [1]. В связи с этим важнейшей актуальной задачей является разработка новых материалов морского назначения, способных работать при высоких температурах (до 900°С) под нагрузкой в коррозионно-агрессивной среде, и технологий их изготовления. Применение материалов с улучшенными эксплуатационными характеристиками позволит повысить ресурс газотурбинного двигателя при сохранении прежнего значения температуры в горячем тракте.

Наиболее нагруженным элементом газотурбинного двигателя морского назначения является рабочая лопатка, работающая при температуре до 900°С в коррозионно-агрессивной среде сгорающего, загрязненного серой топлива, и морской атмосфере, насыщенной ионами хлора и сульфат-ионами. Рабочие лопатки газотурбинного двигателя должны обладать высокой жаропрочностью [2] и сопротивлением солевой коррозии, именно поэтому в качестве материала лопаток применяются коррозионно-стойкие жаропрочные никелевые сплавы.

Оптимизационные методы, основанные на применении регрессионных уравнений зависимости эксплуатационных характеристик жаропрочных никелевых сплавов от их химического состава [3–5], позволили разработать жаропрочные никелевые сплавы с повышенными эксплуатационными характеристиками, такими как жаропрочность и сопротивление солевой коррозии. В частности, в ПАО «ОДК-Сатурн» был предложен химический состав никелевого сплава марки СЛЖС5-ВИ с повышенным содержанием хрома (до 12,7 мас.%), основными легирующими элементами являются кобальт, вольфрам, молибден, титан, тантал, гафний и рений [5]. Для данного материала остаются актуальными вопросы повышения длительной прочности, долговечности при длительном

нагрузении, сопротивления ползучести и солевой коррозии в связи с необходимостью повышения КПД и ресурса газотурбинного двигателя.

Улучшению прочностных свойств и жаропрочности материалов способствуют такие виды механотермической обработки, как программное нагружение и старение под напряжением, обеспечивающие снижение микропористости, изменение морфологии упрочняющей фазы, дислокационной структуры и кинетики распада твердого раствора. В ряде работ показано положительное влияние программного нагружения и старения под напряжением на свойства мартенситных и мартенситно-стареющих сталей [6], а также аустенитных сталей [6, 7]. Применение данных методов для монокристаллического никелевого сплава марки СЛЖС5-ВИ ранее не осуществлялось. Таким образом, целесообразно разработать способ повышения жаропрочности монокристаллического сплава марки СЛЖС5-ВИ за счет проведения программного нагружения в процессе старения под напряжением. Применение способа, основанного на методах программного нагружения и старения под напряжением (термомеханического нагружения сжатием), положительно скажется на повышении характеристик жаропрочности металла лопаток, что в области турбостроения является весьма важной задачей современного материаловедения.

Высокое сопротивление материала рабочей лопатки солевой коррозии может быть достигнуто за счет образования поверхностного слоя, легированного алюминием, хромом, кремнием или титаном. Для сплава марки СЛЖС5-ВИ, обогащенного хромом (по сравнению с авиационными сплавами), наиболее подходящим элементом для легирования поверхностного слоя является алюминий. Применение алюминия в качестве элемента для легирования поверхности приводит к формированию гетерофазной оксидной пленки [8–10], обеспечивающей наибольшую защиту от солевой коррозии, состоящей из оксидов алюминия, хрома и их шпинелей, а также поверхностных слоев, содержащих интерметаллиды и твердый раствор алюминия в никелевой основе. Легирование поверхности данного сплава другими химическими элементами может сопровождаться следующими отрицательными явлениями: хром образует хрупкие

фазы (стабильных нитридов хрома) [11], кремний – легкоплавкие эвтектики [5], происходит снижение пластичности и значений температур фазовых превращений, а также ускорение процессов коагуляции упрочняющей γ' -фазы [12], титан – идет выделение оксидов с повышенной проницаемостью кислорода и сульфидов титана с большим значением коэффициента объема [13], приводящих к растрескиванию защитного слоя.

С учетом того, что конструкция лопаток сложной конфигурации поляя, наиболее приемлемой технологией получения защитного слоя, обладающего повышенным сопротивлением солевой коррозии, как с наружной, так и с внутренней стороны лопатки, является насыщение поверхности через газовую фазу, в частности, термодиффузионная химико-термическая обработка (термодиффузионное алитирование), что позволяет получить диффузионный слой равномерной толщины с коэффициентом линейного расширения, близким к подложке металла, при этом снижается риск развития трещин и разрушения защитного слоя.

О термодиффузионном алитировании никелевого сплава марки СЛЖС5-ВИ сведений не было обнаружено. Применение же данного способа должно привести к повышению сопротивления солевой коррозии металла лопаток, что и является значимой целью работы современных инженеров-материаловедов в области турбостроения.

Итак, необходимо разработать способ повышения сопротивления солевой коррозии для монокристаллического жаропрочного никелевого сплава марки СЛЖС5-ВИ, а также провести исследования по влиянию применения способа термодиффузионного алитирования на сопротивление солевой коррозии сплава марки СЛЖС5-ВИ.

Из анализа литературных источников можно сделать предположение, что применение методов механотермической обработки (термомеханического нагружения сжатием) и химико-термической обработки поверхностного слоя (термодиффузионного алитирования) приведет к повышению длительной прочности, долговечности при длительном нагружении, сопротивления ползучести

и солевой коррозии в среде с повышенным содержанием ионов хлора и серы жаропрочного никелевого сплава марки СЛЖС5-ВИ.

Цель работы: разработка способов повышения жаропрочности, сопротивления ползучести и сопротивления солевой коррозии при высоких температурах (до 900°C) монокристаллического жаропрочного никелевого сплава марки СЛЖС5-ВИ, применяемого в газотурбинных двигателях морского назначения.

Для достижения заявленной цели были поставлены следующие **задачи:**

1. Разработка способа термомеханического нагружения (в процессе старения при низких скоростях деформации и сжимающем напряжении) для повышения долговечности при длительном нагружении и снижения скорости ползучести монокристаллического жаропрочного никелевого сплава марки СЛЖС5-ВИ.

2. Исследование влияния термомеханического нагружения сжатием на микроструктуру, пористость и характеристики жаропрочности сплава марки СЛЖС5-ВИ.

3. Разработка способа термодиффузионного алитирования для повышения сопротивления солевой коррозии монокристаллического жаропрочного никелевого сплава марки СЛЖС5-ВИ.

4. Проведение сравнительного анализа сопротивления солевой коррозии (величины скорости коррозии и исследования поверхностных слоев) при температурах (800–900)°С в среде, насыщенной ионами хлора и сульфат-ионами, сплава марки СЛЖС5-ВИ до и после термодиффузионного алитирования со сплавами-аналогами газотурбинных двигателей морского назначения.

5. Анализ возможности применения термомеханического нагружения сжатием для рабочих лопаток газотурбинных двигателей.

6. Разработка методики консервативной оценки напряжений и скорости деформации изделия в оправке в ходе проведения термомеханического нагружения сжатием.

Объектами исследования являются:

- при разработке способа термомеханического нагружения: монокристаллический жаропрочный никелевый сплав марки СЛЖС5-ВИ;
- при разработке способа термодиффузионного алитирования: монокристаллический жаропрочный никелевый сплав марки СЛЖС5-ВИ (до и после термодиффузионного алитирования), а также сплавы-аналоги с повышенным сопротивлением солевой коррозии – поликристаллические жаропрочные никелевые сплавы марок ЧС70-ВИ, ЧС88У-ВИ, ВЖЛ2-ВИ, ЭП742-ИД, ЭП648-ВИ с металлическим покрытием ПВ-НХ16Ю6Ит и ЭП648-ВИ с металлическим покрытием (подслоем) ПВ-НХ16Ю6Ит и керамическим покрытием ЦрОИ-7, используемые для проведения сравнительного анализа сопротивления солевой коррозии данных сплавов и сплава марки СЛЖС5-ВИ после термодиффузионного алитирования.

Методы исследования. Для решения поставленных задач применялись современные методы исследования структуры и свойств материалов: оптическая и электронная микроскопия, рентгеноспектральный микроанализ, рентгеноструктурный анализ, испытания для определения механических свойств, коррозионные испытания в среде, насыщенной ионами хлора и сульфат-ионами, при высоких температурах.

Достоверность результатов, основных положений и выводов доказана большим объемом экспериментальных исследований, выполненных в обоснование основных теоретических положений, представленных в диссертации, с применением современных методов исследования характеристик материалов и обработки экспериментальных данных, проверкой технических решений в лабораторных и промышленных условиях.

На защиту выносятся следующие положения:

1. Способ повышения долговечности при длительном нагружении растяжением и снижения скорости ползучести монокристаллического жаропрочного никелевого сплава марки СЛЖС5-ВИ за счет применения метода термомеханического нагружения сжатием.

2. Влияние применения термомеханического нагружения сжатием на микропористость и характеристики жаропрочности монокристаллического жаропрочного никелевого сплава марки СЛЖС5-ВИ.

3. Способ повышения сопротивления солевой коррозии при температурах (800–900)°С жаропрочного никелевого сплава марки СЛЖС5-ВИ за счет применения метода термодиффузионного алитирования.

4. Результаты сравнительного анализа сопротивления солевой коррозии сплава марки СЛЖС5-ВИ после термодиффузионного алитирования с сопротивлением жаропрочных никелевых сплавов марок СЛЖС5-ВИ (без защитного слоя), ЧС70-ВИ, ЧС88У-ВИ, ВЖЛ2-ВИ, ЭП742-ИД, ЭП648-ВИ с металлическим покрытием (подслоем) ПВ-НХ16Ю6Ит и керамическим покрытием ЦрОИ-7.

5. Методика консервативной оценки напряжений и скорости деформации изделия в оправке в ходе проведения термомеханического нагружения сжатием.

Личный вклад автора заключается в следующем:

- постановка задач исследования;
- выдвижение основных идей, их научное обоснование и разработка программ научно-технических исследований;
- получение основных экспериментальных данных по работе, анализ, интерпретация полученных результатов;
- публикация результатов научных исследований.

Научная новизна:

1. Установлено, что термомеханическое нагружение сжатием в условиях длительного нагрева жаропрочного никелевого сплава марки СЛЖС5-ВИ приводит к увеличению сопротивления деформированию и разрушению, в частности, снижается скорость ползучести более чем в 2,5 раза, при длительном нагружении растяжением образцов увеличивается долговечность более чем в 2 раза, увеличивается пластичность (относительное удлинение после разрыва и относительное сужение после разрыва) при испытании на растяжение более чем

в 1,5 раза, увеличивается доля вязкой составляющей более чем в 2 раза в изломах образцов, подвергнутых испытанию на длительную прочность.

2. Показано, что повышение характеристик жаропрочности сплава марки СЛЖС5-ВИ, происходящее при сжимающих напряжениях и высоких температурах, обусловлено:

– снижением усадочной микропористости не менее чем в 2 раза за счет направленного протекания диффузионных процессов;

– выравниванием химического состава (снижением коэффициента дендритной ликвации для рения и вольфрама) за счет активации диффузии.

3. Выявлено, что термодиффузионное алитирование, приводящее к образованию подслоя, состоящего из интерметаллидов типа $Ni(Al, Ti)$ и $Ni_3(Al, Ti)$, а также твердого раствора, насыщенного алюминием, обеспечивает эффективную коррозионную защиту поверхности сплава марки СЛЖС5-ВИ. В частности, снижается скорость солевой коррозии (определенная по убыли массы) сплава марки СЛЖС5-ВИ при температуре $900^{\circ}C$ по сравнению со сплавом марки СЛЖС5-ВИ, не подвергнутым термодиффузионному алитированию, на 2 порядка и на 2–4 порядка по сравнению с сплавами-аналогами.

Практическая значимость работы:

1. Разработан способ термомеханического нагружения, заключающийся в нагружении сжатием вдоль кристаллографического направления $[001]$, проводимого при температурах до $900^{\circ}C$, пониженной скорости деформации (не более $10^{-4}\%/с$) и уровне напряжений, не превышающем $0,7\sigma_T(T)$. Данный способ обеспечивает повышение более чем в 2 раза долговечности при длительном нагружении растяжением и снижение более чем в 2,5 раза скорости ползучести при температуре $900^{\circ}C$ монокристаллического никелевого сплава марки СЛЖС5-ВИ по сравнению с методом термической обработки без термомеханического нагружения сжатием. Разработана и внедрена в СПбГТИ(ТУ) технологическая инструкция (№ ТИ.25221.00001-2023) «Программное нагружение изделий из монокристаллического жаропрочного никелевого сплава марки СЛЖС5-ВИ» (акт об использовании в СПбГТИ(ТУ) результатов диссертационной работы).

2. Разработан способ термодиффузионного алитирования сплава марки СЛЖС5-ВИ, обеспечивающий снижение скорости солевой коррозии сплава марки СЛЖС5-ВИ, определенной по убыли массы, на 2–4 порядка при температуре 900°C по сравнению со сплавом марки СЛЖС5-ВИ без защитного слоя и сплавами-аналогами (другими жаропрочными никелевыми сплавами газотурбинных двигателей морского назначения): ЧС70-ВИ, ЧС88У-ВИ, ВЖЛ2-ВИ, ЭП742-ИД, ЭП648-ВИ с металлическим покрытием ПВ-НХ16Ю6Ит и ЭП648-ВИ с металлическим покрытием (подслоем) ПВ-НХ16Ю6Ит и керамическим покрытием ЦрОИ-7.

3. Способ термодиффузионного алитирования сплава марки СЛЖС5-ВИ внедрен при проведении термодиффузионного алитирования опытных монокристаллических лопаток газотурбинных двигателей морского назначения из жаропрочного никелевого сплава марки СЛЖС5-ВИ на предприятии-изготовителе рабочих лопаток из данного сплава – ПАО «ОДК-Сатурн» (акт внедрения ПАО «ОДК-Сатурн»).

Апробация работы. Основные результаты работы докладывались и обсуждались: на XVII, XVIII, XIX, XX, XXI конференциях молодых ученых и специалистов «Новые материалы и технологии» (г. Санкт-Петербург, 2018 г., 2019 г., 2022 г., 2023 г., 2024 г.); научной конференции «Неделя науки СПбПУ» (г. Санкт-Петербург, 2018 г., 2019 г.); Международной научной конференции «Современные материалы и передовые производственные технологии (СМППТ-2021)» (г. Санкт-Петербург, 2021 г.); VIII Всероссийском молодежном научном форуме «Open Science 2021» (г. Гатчина, 2021 г.), научной конференции Неделя науки СПбГМТУ (г. Санкт-Петербург, 2022 г.), 22-й научно-технической конференции «Новые перспективные материалы, оборудование и технологии для их получения» (г. Москва, 2023 г.).

Публикации. По теме диссертации опубликовано 17 научных работ, из них 4 в изданиях, рекомендованных перечнем ВАК РФ, получен 1 патент РФ. В изданиях, входящих в международную базу научного цитирования WEB of SCIENCE и SCOPUS, опубликована 1 статья.

Структура и содержание работы: Диссертация состоит из введения, 5 глав, выводов по главам и основных выводов, списка литературы и приложений, содержит 203 страницы машинописного текста, включая 78 рисунков, 10 таблиц, 228 библиографических ссылок.

Автор выражает искреннюю признательность доктору технических наук, доценту Михаилу Ивановичу Оленину за помощь на всех стадиях выполнения работы.

Значительное содействие в выполнении данной диссертации оказали: д-р техн. наук, профессор Б.З. Марголин, д-р техн. наук, профессор В.И. Горынин, д-р техн. наук С.Н. Петров, д-р техн. наук С.Ю. Мушникова, канд. техн. наук М.Д. Фукс, канд. техн. наук К.А. Охапкин, канд. техн. наук Р.М. Рамазанов, С.А. Суворов, А.Г. Чекуряев.

ГЛАВА 1. СОСТОЯНИЕ ВОПРОСА

Судовая энергетическая установка, наряду с корпусом [14], является основным конструктивным элементом морского судна. Основной составляющей современной установки, в свою очередь, является газотурбинный двигатель [15]. Схема типичного газотурбинного двигателя морского назначения представлена на рисунке 1.1.

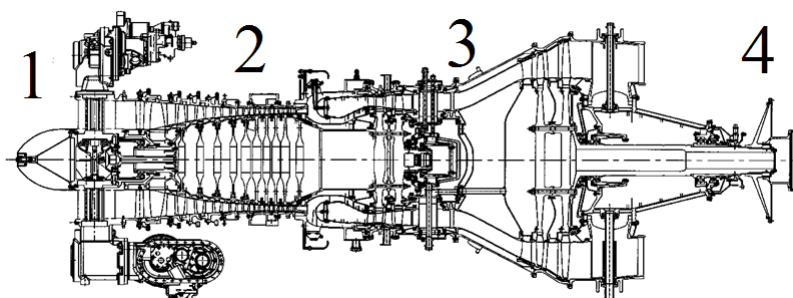


Рисунок 1.1 – Схема газотурбинного двигателя морского назначения М70ФРУ [16]

Основными частями газотурбинного двигателя морского назначения являются (слева направо): стартёр (1) (маломощный газотурбинный двигатель [17–19]), холодная секция (2) (включает в себя силовые детали, детали внутреннего набора и внешних коммуникаций, эксплуатируемые в атмосферных условиях, а также емкости и другие детали, работающие в контакте с топливом, такие как: корпуса подшипников и компрессоров, кожухи, корпус турбины низкого и высокого давления, крышка подшипника [20–22], диски и лопатки компрессора и т.д.), где осуществляется сжатие забранного воздуха компрессором; горячая секция (3) (включает в себя рабочие и сопловые (направляющие) лопатки, диски, вал, жаровую трубу, газосборник и т.д. [23]), в нее подается топливо и осуществляется сгорание воздушно-топливной смеси; выходное устройство (4) (например, редуктор).

Наиболее ответственным и нагруженным изделием газотурбинного двигателя является рабочая лопатка, изготавливаемая на сегодняшний день из жаропрочных никелевых сплавов. Для оценки возможности повышения

эксплуатационных характеристик материалов лопаток, был проведен анализ материалов, применяемых для рабочих лопаток морских газотурбинных двигателей, а также условий их эксплуатации.

1.1 Материалы узлов газотурбинных двигателей морского назначения и условия их эксплуатации

В настоящее время к жаропрочным никелевым сплавам, применяемым в газотурбинных двигателях морского назначения [24-27] в нашей стране и за рубежом относятся: ЧС70-ВИ, ЧС88У-ВИ, CMSX-11В, CMSX-11С, PWA1483, ЦНК-7, ЦНК-8М, ЖСКС-1, ЖСКС-2, In738, SC-16, In792LC [5] и другие. Типичные химические составы перечисленных сплавов представлены в таблице 1.1.

Таблица 1.1 – Химический состав жаропрочных никелевых сплавов, применяемых в качестве материалов узлов морских газотурбинных двигателей, мас. %

Марка сплава	Cr	Ti	Mo	W	Ta	Re	Al	Co	Hf	Nb	B	Zr	C
ЧС70-ВИ	14,0	4,5	1,9	5,2	-	-	3,0	10,8	-	0,2	0,015	0,05	0,09
ЧС88У-ВИ	16,0	4,6	1,9	5,3	-	-	3,0	10,8	0,3	0,2	0,08	0,05	0,06
CMSX-11В	12,5	4,2	0,5	5,6	5,0	-	3,6	7,0	0,004	0,01	0,002	0,001	0,002
CMSX-11С	14,9	4,2	0,4	4,5	5,0	-	3,4	3,0	0,004	0,01	0,002	0,001	0,002
PWA1483	12,0	4,1	1,9	3,8	5,0	-	3,6	9,0	0,007	-	0,003	0,0005	0,07
ЦНК-7	14,75	3,9	0,4	6,85	-	-	3,9	8,75	-	-	0,01	-	0,08
ЦНК-8М	12,25	4,5	-	6,7	-	-	4,1	8,75	-	-	-	-	-
ЖСКС-1	14,0	4,0	2,0	4,0	0,5	-	4,0	9,0	-	1,0	0,015	-	0,1
ЖСКС-2	13,0	4,75	2,0	4,0	2,0	1,1	4,0	9,5	-	-	-	-	0,01
In738	16,0	3,4	1,8	2,6	1,75	-	3,4	8,5	-	0,9	0,01	0,1	0,17
SC-16	16,0	3,5	3,0	-	3,5	-	3,5	-	-	-	-	-	-
In792LC	12,5	3,5	1,85	4,1	4,1	-	3,4	9,0	1,0	-	0,015	0,02	0,08

Можно отметить, что для жаропрочных никелевых сплавов морского назначения характерны повышенное содержание хрома, а также отсутствие рения в подавляющем большинстве случаев. Сплав марки СЛЖС5-ВИ, разработанный специалистами ПАО «ОДК-Сатурн» [28], отличается повышенным содержанием рения (до 4,4% мас.), который обеспечивает торможение диффузионных процессов и, как следствие, замедление деградации структуры, а также повышения температуры солидуса и температуры полного растворения γ' -фазы.

Условия эксплуатации жаропрочных никелевых сплавов для морских газотурбинных двигателей отличаются от условий эксплуатации авиационных сплавов. Жаропрочные никелевые сплавы, предназначенные преимущественно для узлов авиационных двигателей, работают в воздушной среде в течение порядка сотен часов с температурой эксплуатации до 1100°С на незагрязненном топливе (авиационный керосин), тогда как материалы газотурбинных двигателей морского назначения с одной стороны эксплуатируются при меньших температурах (до 900°С), но при этом срок непрерывной работы данных двигателей исчисляется тысячами и десятками тысяч часов, в среде с повышенным содержанием ионов хлора и кроме того, в данных двигателях используется топливо, состав которого допускает повышенное содержание серы – данные факторы приводят к высокотемпературной солевой коррозии в процессе эксплуатации. На сегодняшний день в нашей стране наблюдается некоторое отставание в области материалов морского газотурбостроения, поэтому предпринимались попытки применения авиационных сплавов, однако вышеперечисленные особенности эксплуатации привели к быстрому разрушению данных материалов [5].

Несмотря на определенные успехи в направлении повышения жаропрочности и сопротивления солевой коррозии материалов газотурбинных двигателей морского назначения, проблема преждевременного выхода из строя рабочих лопаток [29–32] остается актуальной (рисунок 1.2).

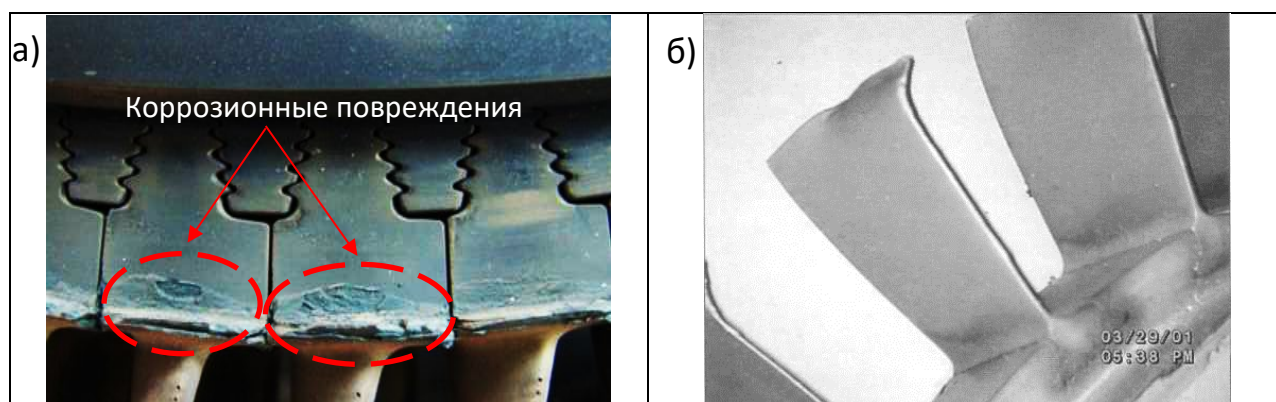


Рисунок 1.2 – Повреждения лопаток газотурбинных двигателей

а) коррозионные повреждения [33];

б) отгиб концов пера рабочей лопатки [34], связанный с ползучестью металла лопатки

Дальнейшее повышение жаропрочности и сопротивления солевой коррозии жаропрочных никелевых сплавов может быть достигнуто за счет применения способов, основанных на методах программного нагружения и старения под напряжением (термомеханического нагружения), а также химико-термической обработки поверхностного слоя (термодиффузионного алитирования), что и будет обосновано в следующих разделах.

1.2 История создания жаропрочных никелевых сплавов и методы повышения их жаропрочности

Описанные ниже история создания и дальнейшего совершенствования жаропрочных никелевых сплавов и наблюдаемые методы повышения жаропрочности относятся не только к авиационным жаропрочным никелевым сплавам, но и к сплавам морского назначения. За основу последних берутся именно авиационные материалы, что зачастую связано с тем, что основные затраты на научно-технический задел, научно-исследовательские и опытно-конструкторские работы относят на авиационные двигатели, обладающие большей серийностью, чем судовые газотурбинные двигатели, таким образом оставляя в качестве основных затрат работы на адаптацию сплава к эксплуатации в морских условиях и последующие испытания [35].

Роль жаропрочных никелевых сплавов в турбостроении трудно переоценить. Работа над созданием такого двигателя была начата еще в конце XIX века, сразу после разработки теории газового цикла турбины, однако реализовать это смогли только после появления качественно новых материалов, обладающих достаточной жаропрочностью (по сравнению с литейным чугуном, применявшимся в паровых машинах). Первый нихромовый сплав появился в США в 1905 году, и уже тогда была отмечена его жаропрочность и жаростойкость [36]. В России аналогом нихрома является сплав марки Х20Н80.

Следующим шагом в развитии жаропрочных никелевых сплавов (ЖНС) стала работа ученого из Франции, П. Шевенара, написанная в 1928 году [37]. В ней

отмечалось, что введение титана или алюминия делает нихром восприимчивым к термической обработке.

В Советском Союзе большой вклад в развитие направления ЖНС внес С.Т. Кишкин, в 1955 году сформулировавший и в дальнейшем развивший гетерофазную теорию жаропрочности, методы повышения которой основываются на следующих принципах легирования [38]:

1) Сложное легирование жаропрочных никелевых сплавов элементами, которое приводит к повышению длительной прочности, сопротивления ползучести, фазовой и структурной стабильности сплавов за счет образования γ -фазы (твердого раствора никеля, являющегося матрицей сплава) и γ' -фазы (интерметаллидов типа $Ni_3(Al, Ti)$, являющихся упрочняющей фазой) [39, 40];

2) Зернограничное упрочнение карбидами MC, а также микролегирование бором и цирконием, которое приводит к замедлению диффузии на границах зерен и снижению скорости ползучести [41];

3) Соблюдение определенного соотношения между γ (Co, Cr, Mo, Re) и γ' (Al, Ti, Ta, Hf) образующими элементами [42] с целью получения необходимого значения мисфита Δa , безразмерной величины несоответствия параметров решеток на границе γ и γ' фаз (обычно выбирается положительное, но относительно небольшое значение мисфита, для выделения крупных частиц γ' -фазы и реализации механизма огибания препятствий дислокациями по Э. Оровану, а также снижения напряжений между γ и γ' фазами [43]), определяемого в соответствии с выражением (1.1):

$$\Delta a = \frac{a_\gamma - a_{\gamma'}}{0,5(a_\gamma + a_{\gamma'})} \quad (1.1)$$

где a_γ – параметр решетки γ -твердого раствора, нм;

$a_{\gamma'}$ – параметр упрочняющей γ' -фазы, нм.

4) Устранение или минимизация выделения топологически плотноупакованных фаз (ТПУ-фаз), карбидов Me_6C , $Me_{23}C_6$ и других выделений, которые являются концентраторами напряжений и приводящих к разупрочнению сплава.

Именно С.Т. Кишкин, исследовавший Нимоник-80, обнаружил положительное влияние присутствующего в составе сплава алюминия на образование упрочняющей фазы. Ученый задолго до появления теории дислокационных механизмов ползучести говорил о положительном влиянии упрочняющей фазы на сопротивление жаропрочных сплавов ползучести. Позже уже западные специалисты смогли подтвердить с помощью электронного микроскопа наличие упрочняющей фазы [44–46]. Данное открытие привело к разработке сплавов с повышенной объемной долей γ' -фазы. В первых жаропрочных никелевых сплавах 1940-х годов доля γ' -фазы составляла 25%, тогда как к 1960–1970-м годам она возросла до 70%, к этому времени в СССР наибольшее распространение нашли сплавы марок ЭИ617 (ХН70ВМТЮ), ЭИ929 (ХН55ВМТКЮ), ЭИ437А (ХН77ТЮ), ЭИ867 (ХН62МВКЮ), ЭИ437Б (ХН77ТЮР), ЭИ598 (ХН70МВТЮБ) и др. [47].

Следующим этапом в совершенствовании сплавов стало применение направленной кристаллизации [48–52], обеспечивающей получение направленной и монокристаллической структуры и приводящей к минимизации реализации механизма ползучести за счет зернограничного проскальзывания.

Новым направлением в повышении жаропрочности являлось легирование жаропрочных никелевых сплавов. Именно благодаря введению рения были созданы сплавы второго и третьего поколений с повышенным уровнем жаропрочности [53] (первым отечественным сплавом с рением был сплав марки ЖС32-ВИ – на сегодняшний день самый распространенный сплав второго поколения, предназначенный для авиационных ГТД [54]). До настоящего времени не был до конца изучен механизм влияния Re на свойства жаропрочных никелевых сплавов. Одна из гипотез заключается в том, что рений, обладая склонностью к ликвации, присутствует в основном в γ -твердом растворе, поэтому коагуляция γ' -фазы, образовавшейся после старения, замедлена, как и другие диффузионные процессы, поэтому сплав разупрочняется не так интенсивно.

Одним из недостатков Re, присутствующего в сплавах второго и третьего поколений, является его высокая стоимость, а также образование хрупких ТПУ-фаз

(топологически плотноупакованных фаз): тетрагональная σ -фаза, орторомбическая P-фаза и ромбоэдрическая μ -фаза [55–57]. В пределах одного ТПУ-выделения можно обнаружить несколько фаз, причем различающихся содержанием тугоплавких элементов. Пластины ТПУ-фаз являются концентраторами напряжений, провоцируют зарождение и дальнейшее распространение трещин, что приводит к хрупкому разрушению и низкой пластичности. Также ТПУ-фазы связывают хром, молибден, вольфрам, рений и т.д. и обедняют γ -фазу, тем самым понижая эффективность твердорастворного упрочнения.

Введение Al и Ti, необходимых для образования упрочняющей фазы γ' ; добавление тугоплавких присадок ниобия, вольфрама, молибдена [58, 59], рения, рутения [60] для снижения скорости диффузии; микролегирование кальцием, бором, церием, цирконием для упрочнения границ зёрен и нивелирования воздействия вредных примесей – всё это приводит к повышению жаропрочности литейных сплавов.

После краткого анализа истории создания и разработки жаропрочных никелевых сплавов следует сказать несколько слов о современных тенденциях развития этого направления:

1. Применение оптимизационных методов выбора химического состава жаропрочных никелевых сплавов [3–5].

2. Использование шихты повышенной чистоты, без примесей и элементов, значительно снижающих жаропрочность (олово, свинец, висмут, сурьма, а также азот, который способствует появлению нитридов и микропористости при последующем переплаве в отливку [61]).

3. Обеспечение жаропрочности за счет образования упрочняющих фаз [38, 62]: главным образом $Ni_3(Al, Ti) - \gamma'$, а также $TiAl_3$, $Ni_3Ti - \eta$ -фаза, карбиды, бориды и т.д., а также, в меньшей степени, твердорастворного упрочнения γ -фазы.

4. Снижение ползучести за счет применения методов направленной кристаллизации и, как следствие, снижение или полное устранение границ зерен.

Таким образом, на сегодняшний день имеются следующие основные методы повышения жаропрочности никелевых сплавов:

- методы выплавки и направленной кристаллизации;
- методы легирования;
- методы рафинирования;
- методы термической обработки.

Не менее важными являются методы снижения микропористости, являющейся неизбежным дефектом отливок как из поликристаллических, так и монокристаллических жаропрочных никелевых сплавов.

1.3 Пористость, влияние на эксплуатационные характеристики жаропрочных никелевых сплавов. Метод газостатического прессования

Поры в жаропрочных никелевых сплавах различают в зависимости от механизма их образования [63]:

1. *S*-поры образуются в процессе кристаллизации, вызванные в первую очередь усадочными процессами: кристаллизация сплава, начинающаяся с кристаллизации осей дендритов первого порядка и завершающаяся кристаллизацией междендритных областей, приводит к тому, что питание междендритных областей с течением времени затрудняется и перекрывается осями дендритов второго и третьего порядка. Изолированные в объемах междендритных областей части расплава кристаллизуются с усадкой, что приводит к образованию микропор неправильной геометрической формы.

2. Газовые поры – образование данного типа пор незначительно из-за выплавки сплава и последующей направленной кристаллизации в вакууме.

3. *H*-поры образуются в процессе гомогенизационного отжига жаропрочных никелевых сплавов из-за некомпенсированности встречных диффузионных потоков (вольфрама, рения, молибдена, хрома и кобальта – из осей дендритов в межосные области, алюминия, титана и тантала – из межосных областей в оси дендритов). Данная некомпенсированность ведет к образованию и росту пор в междендритных областях, так как оттуда диффундируют более подвижные элементы.

4. *D*-поры образуются в процессе высокотемпературной ползучести на малоугловых границах блоков и имеют форму полиэдра.

5. В работе [64] выделяют в отдельную категорию поры, образующиеся в ходе химического восстановления керамического материала формы и стержня и последующего выделения газов в расплав никелевого сплава.

Микропоры, присутствующие в материале, в ходе эксплуатации растут, что приводит как к снижению эффективного сечения изделия, так и ускорению процессов ползучести [65, 66]. Микропоры приводят к снижению усталостной прочности жаропрочных никелевых сплавов за счет зарождения усталостных микротрещин [67].

С целью снижения микропористости возможно применение отжига при температурах $\sim(0,4-0,5)T_{пл}$, что, однако, приводит к снижению только приповерхностной пористости, за счет вакансионного растворения пор по механизму трубочной диффузии от поры к поверхности изделия [68]. Для материалов, полученных методами порошковой металлургии, титановых и жаропрочных никелевых сплавов применяется ГИП – газостатическое прессование (прессование под действием всестороннего сжатия газом, которое проводится под высоким давлением при комнатной или повышенной температурой) причем в работе [69] отмечено, что монокристаллические жаропрочные никелевые сплавы необходимо подвергать ГИП при высоких температурах, длительных временах выдержки и относительно невысоких значениях давления, с целью реализации диффузионного механизма залечивания пор, заключающегося в вакансионном растворении пор и диффузионном стоке образовавшихся вакансий к поверхности детали.

Механизм пластической деформации/дислокационный механизм (превращения поры в диск, схлопывания поры и диффузионного спекания берегов диска) может вызвать рекристаллизацию монокристаллического сплава с последующим падением механических характеристик [69]. Смена механизма с дислокационного на диффузионный происходит при достижении температуры, составляющей 0,5 от абсолютной температуры плавления, для чистого металла

[70]. В отличие от дислокационного механизма залечивания пор, после начальной стадии деформации практически не влияющего на размер поры с течением времени, величина объемной пластической деформации сжатия изделий, обусловленная залечиванием в ходе реализации диффузионного механизма, пропорциональна корню продолжительности выдержки под давлением [71], поэтому для достижения значительного эффекта от ГИП за счет диффузионного механизма требуется значительная продолжительность выдержки изделия под давлением.

С точки зрения термодинамики снижение пористости при сжатии связано со стремлением системы к уменьшению своего объема под действием внешнего давления [72].

В ВИАМ проведены исследования влияния высокотемпературного газостатического прессования жаропрочных никелевых сплавов на структуру и малоцикловую усталость – в отливке блока сопловых лопаток из поликристаллического интерметаллидного сплава марки ВКНА-4 (мас. %: Al – 9,0; Cr – 5,0; W – 1,8; Mo – 2,5; Co – 7,0; Zr – 1,2; C – 0,18; Ni – ост.) была обнаружена усадочная микропористость на стыках дендрита и междендритного пространства до (0,06-0,07)% об. Проведение ГИП (выдержка при температуре ($t_s - 100$)°C – 2 ч, последующая выдержка при температуре ($t_s - 50$)°C – 2 ч, рабочее давление – 170–190 МПа) привело к снижению микропористости за счет залечивания до (0,02–0,03)% об., равномерному упрочнению границ зерен выделениями карбидной фазы и повышению предела малоциклового усталости на базе 10^4 циклов при температуре испытания 850°C с 460 до 500 МПа, при действующем напряжении 500 МПа количество циклов до разрушения увеличилось в 2 раза по сравнению с материалом отливки, изготовленной по серийной технологии [67]. В работе [73] на примере монокристаллических жаропрочных никелевых сплавов ВЖМ4 и CMSX-4 отмечено, что с повышением температуры положительный эффект ГИП на сопротивление усталости снижается, и уже при температуре выше 850°C данный эффект не наблюдался, что связано с тем, что при высоких температурах деформированный материал в окрестностях пор восстанавливается

за счет аннигиляции дислокаций и при температуре 850°C окисление поверхности становится наиболее значимым фактором при зарождении трещин.

В работах [73, 74] отмечено, что ГИП поликристаллических сплавов и сплавов, полученных методом СЛС, приводит к значительному снижению скорости ползучести, тогда как для сплавов с монокристаллической структурой (на примере сплавов марок ВЖМ4 и CMSX-4) применение ГИП не дает значительных результатов в части повышения стойкости к ползучести. В то же время при исследовании влияния метода ГИП на образцы из поликристаллического никеля после первой стадии ползучести было отмечено, что для обработанных образцов время до разрушения совпадало с временем до разрушения образцов в исходном состоянии, при этом наблюдалось снижение длительности первой стадии ползучести и повышение длительности второй стадии ползучести, значение же скорости на установившемся режиме ползучести осталось неизменным [71]. В работе [75] также отмечено значительное повышение сопротивления ползучести после уменьшения пористости методом ГИП для жаропрочного никелевого сплава марки ERBO-1 (сплав с химическим составом, соответствующим сплаву марки CMSX-4).

Несмотря на перечисленные достоинства ГИП, имеются следующие недостатки данного метода:

1. Сравнительно небольшие давления прессования, не всегда позволяющие полностью устранить микропористость.
2. Большая длительность рабочего цикла и соответственно низкая производительность всего процесса.
3. Высокая сложность оборудования и повышенные требования к квалифицированным кадрам, что влечет значительные капитальные и эксплуатационные затраты.
4. Большая опасность газостатов с точки зрения запасаемой энергии, которая может достигать 200 МДж, что эквивалентно 50 кг тринитротолуола. В связи с этим установки газостатического формования размещают в бетонных бункерах или на больших площадях, ограниченных легкими стенами и крышами.

5. Газ, применяемый для газостатического формования, должен иметь высокую чистоту (содержание примесей порядка $10^{-6}\%$) и большую сжимаемость. Наиболее часто используют аргон, азот, реже гелий.

6. Риск перераспределения напряжений при наличии дефектов в обрабатываемом изделии.

В завершение, можно отметить, что проведены исследования на поликристаллическом цинке [70], по результатам которых установлено, что отжиг в условиях одностороннего сжатия приводит к более эффективному протеканию процесса залечивания, чем при всестороннем сжатии, реализуемом при ГИП. Авторы объясняют это миграцией границ зерен – вакансии, испущенные порами, аннигилируют на стоках (ступеньках зернограничных дислокаций с краевой ориентировкой), причем основное влияние на залечивание пор оказывает не скорость поступления вакансий на границы (малоугловые границы для монокристаллических сплавов [76]), а способность границ поглощать вакансии, более явно реализуемая при одностороннем сжатии [68, 70].

Одноосное сжатие при повышенных температурах с пониженной скоростью нагружения (которое также способствует реализации механизма диффузионного залечивания пор) можно реализовать путем применения способа обработки изделий, основанного на методе программного нагружения.

1.4 Метод программного нагружения. Старение дисперсионно-твердеющих сплавов под напряжением

Одним из перспективных методов повышения эксплуатационных свойств сплавов и термоулучшаемых сталей, в том числе повышения длительной прочности, сопротивления ползучести, а также пластических свойств никелевых сплавов, является разновидность механотермической обработки [77] – дислокационно-субструктурный метод (программное нагружение) [78], который используется для стабилизации структуры и свойств при диффузионно-дислокационном упрочнении за счет микродвиговой и диффузионной релаксации

пиковых микронапряжений в кристаллической решетке. Данный механизм изменения структуры реализуется при незначительной пластической деформации (действующие напряжения на уровне не более $0,7\sigma_T(T)$, где T – температура, при которой осуществляется нагружение, при этом температурный интервал ограничивается условием интенсивного диффузионного процесса перераспределения дефектов с образованием устойчивых комплексов вокруг дислокаций, полос скольжения, границ блоков и др.) и низкой скорости нагружения (не более $10^{-3}\%/с$ [78]), что позволяет применять этот метод не только для заготовок на стадии их изготовления, но и для готовых изделий.

Специалисты ННЦ ХФТИ являются пионерами в области исследования программного нагружения, ими были проведены многочисленные работы по исследованию влияния программного нагружения на структуру и свойства различных материалов [78–81]. Так, программное нагружение приводит к повышению предела текучести, увеличению сопротивления малым пластическим деформациям, много- и малоцикловой усталости, стабилизации структуры и релаксации микронапряжений.

Однако природа программного нагружения остается до конца не изученной. Наиболее полно были обобщены и развиты научные основы метода программного нагружения, исследованы различные пути его применения, а также выявлены основные механизмы, способствующие улучшению структурного состояния и физико-механических свойств материалов, подвергнутых программному нагружению в работе [82].

Ближайшим по механизму протекания программного нагружения является процесс полигонизации, в ходе которого, так же, как и при программном нагружении, образуется дислокационная сетка (устойчивость которой повышена скоплением атомов примесей у дислокационных стенок), и устраняются легкоподвижные дислокации (эффект снижения общей плотности дислокаций за счет снижения плотности подвижных дислокаций был зафиксирован при программном нагружении фтористого лития [83]).

Согласно [78, 84], в процессе программного нагружения при умеренной

скорости возрастания нагрузки и повышенных температурах, с одной стороны вскрывается большая часть спектра структурно «слабых» мест, с другой – при определенной температуре и скорости деформации происходит упрочнение этих мест за счет диффузионного потока точечных дефектов и частичного перераспределения и закрепления дислокаций [6, 78, 85, 86].

Кроме диффузионной релаксации напряжений, важным фактором снятия локальных перенапряжений являются процессы микропластической деформации [87], то есть смещения отдельных дислокаций, их перераспределения в энергетически выгодные положения. В результате такой реорганизации структуры величины напряжений в релаксационных центрах сближаются, и в объеме металла устанавливается механически более однородная структура. За счет релаксации микронапряжений снижается склонность металла к хрупкому разрушению [84].

И.А. Гиндин и И.М. Неклюдов исследовали [78] влияние программного нагружения поликристаллического алюминия на конфигурации дислокаций и плотности центров закрепления. В местах дислокационных скоплений наблюдается высокая концентрация дислокационных петель. Наличие петель у скоплений дислокаций и на границах ячеек, нерегулярности на дислокационных линиях являются причинами упрочнения этих мест при отжиге под медленно возрастающей нагрузкой. Было также выявлено перераспределение дислокаций [78] в местах их скоплений у препятствия и релаксация полей напряжений за счет переползания отдельных дислокаций в параллельные плоскости, взаимодействия с точечными дефектами и дислокациями вторичных систем скольжения.

Выявлено, что программное нагружение приводит к снижению энергии дефектов упаковки вследствие сегрегации атомов примеси на дислокацию [78], а также залечиванию микротрещин и растворению пор по механизмам Любова-Соловьева и Гегузина-Слезова [88–90]. Как утверждают авторы [78], снижение энергии дефекта упаковки металлов с ГЦК-решеткой обеспечивает термическую устойчивость упрочненного состояния монокристаллических материалов.

Растворение трещин и микропор по вышеописанным механизмам [88] за счет

превращения трещин Стрo в дислокационные петли, а также залечивание пор [89, 90] сказываются на повышении хладостойкости в ходе проведения программного нагружения. В работе [91] отмечается вклад влияния пластичности в вершине трещины при залечивании трещины, на примере кристалла кальцита, с выделением двух стадий залечивания – «быстрой» (связанной с релаксацией образца при его разгрузке) и «медленной» (залечивание за счет протекания диффузионных процессов и «стимулирование» пластичности).

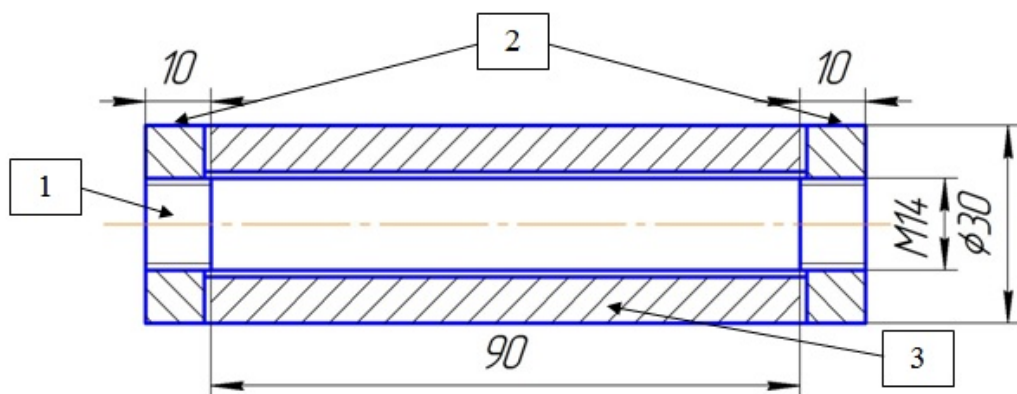
Имеются многочисленные исследования, в которых показано благоприятное влияние программного нагружения на свойства сталей, в частности мартенситных, мартенситно-старееющих [6] и аустенитных [7]. С целью повышения пластических свойств для стали мартенситного класса марок 35X, 40X, 45X было применено программное нагружение, совмещенное с отпуском. Малая пластичность стали данных марок после закаленного состояния не позволяет проводить деформационную обработку в классическом ее понимании в широких пределах, тогда как малые степени деформирования, реализуемые в процессе программного нагружения при отпуске стали, допустимы. Можно предположить, что применение данного метода актуально и для деформационной обработки в процессе старения таких сплавов, как литые жаропрочные никелевые сплавы, труднодеформируемые из-за повышенной доли упрочняющей γ' -фазы.

К недостатку метода программного нагружения можно отнести то, что в связи с существенным ограничением скорости деформации, его трудно реализовать на типовом прессовом оборудовании (не более $10^{-3}\%/с$). Сотрудниками ННЦ ХФТИ в начале исследований была предложена установка для статических испытаний и термомеханической обработки материалов в широком диапазоне температур с минимальной скоростью подвижного захвата до 0,02 мм/мин [92], однако данная установка подходит только для лабораторных исследований, характеризующихся относительно небольшим числом образцов или изделий. Простым и приемлемым способом деформирования изделий при программном нагружении в исследуемом объеме является деформирование в оправке, имеющей коэффициент линейного расширения, отличающийся от коэффициента линейного

расширения материала обрабатываемого изделия, и позволяющий осуществлять деформацию изделия с более умеренной скоростью, не превышающей $10^{-3}\%/с$ [93, 94]. Чтобы получить необходимый уровень деформации обрабатываемая деталь фиксируется в оправке и подвергается совместно с деформирующей ее оправкой нагреву, в результате которого происходит тепловое расширение как самой детали, так и оправки. При этом за счет различия коэффициентов линейного расширения материалов оправки и детали, а также за счет фиксации детали относительно оправки, на деталь воздействуют напряжения (в упругой области деформации при выборе материала оправки с оптимальными значениями ТКЛР).

Наиболее близкими по способу такой реализации метода программного нагружения являются работы автора, посвященные исследованию влияния программного нагружения на хладостойкость низколегированной стали марки 09Г2С [95, 96]. В данных работах было рассмотрено совмещение дополнительного среднетемпературного отпуска, проводимого после термического улучшения для обеспечения выделения из пересыщенной α -фазы углерода с последующей коагуляцией и сфероидизацией карбидов цементитного типа, с программным нагружением металла изделий.

Проведение программного нагружения осуществлялось при помощи деформирующей оправки из стали марки 12Х18Н10Т с коэффициентом линейного расширения в температурном интервале от 20°C до 450°C равным $18 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$. Схема образца, зафиксированного в деформирующей оправке с помощью двух гаек, представлена на рисунке 1.3.



1 – образец; 2 – гайка; 3 – оправка

Рисунок 1.3 – Схема деформации образца в оправке

Сталь марки 09Г2С, из которой были изготовлены цилиндрический образец типа шпильки и 2 гайки (рисунок 1.3), имела коэффициент линейного расширения в температурном интервале от 20°C до 450°C равный $13,8 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$.

На рисунке 1.4 показан вид образца с деформирующей оправкой.

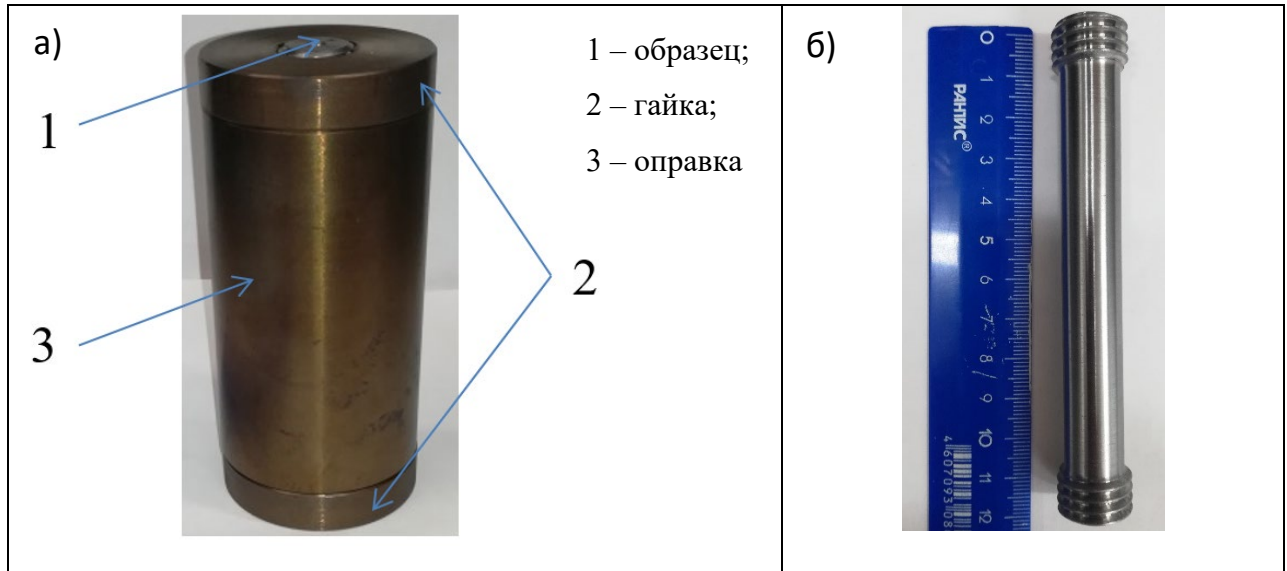


Рисунок 1.4 – Образец и деформирующая оправка

а) образец с деформирующей оправкой в сборке; б) образец из стали марки 09Г2С

Предложенный в работах [95, 96] способ проведения программного нагружения позволил осуществить механотермическую обработку без применения дорогостоящего технологического оборудования при рекомендуемых [78] условиях проведения.

В вышеописанных исследованиях рассмотрены результаты, не учитывающие влияние повышенных и высоких температур, при которых эксплуатируются лопатки газотурбинных двигателей. Предпосылкой возможности применения программного нагружения с целью повышения сопротивления высокотемпературной ползучести никелевых монокристаллических сплавов являются исследования, проведенные на поликристаллическом железе (рисунок 1.5) [97]. Стабилизация структуры при программном нагружении привела к вырождению первой (неустановившейся) стадии ползучести, существенному уменьшению скорости ползучести на второй (установившейся) стадии ползучести

и уменьшению скорости ползучести в 4 раза, а также повышению в 5 раз времени до разрушения.

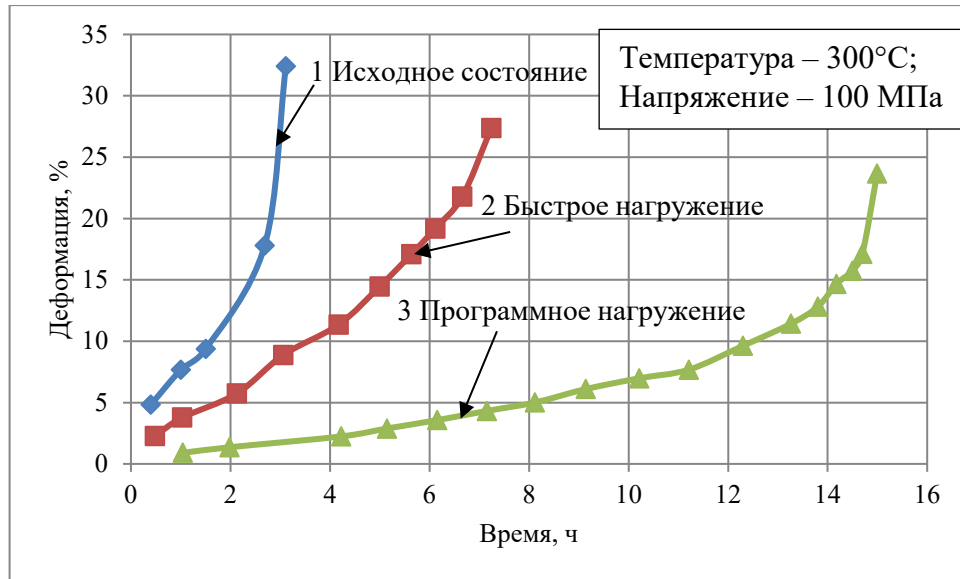


Рисунок 1.5 – Кривые деформации образцов поликристаллического железа

Аналогичные результаты были получены при испытании стали марки 08X18H9T [77], при температуре испытания 575 °С и напряжении 180 МПа, после предварительного испытания на ползучесть в течение 24 ч и последующим суточным разгрузением образца, скорость ползучести снизилась с $4,8 \cdot 10^{-3}$ до $2,8 \cdot 10^{-4}$ %/ч. Достижимый эффект являлся устойчивым и сохранялся при испытании в течение 5000 ч.

Для чистого никеля марки Н0 при отжиге под нагрузкой $\sigma_n = 0,5\sigma_T$, установлено снижение релаксационных процессов по сравнению с образцами, не подвергнутыми программному нагружению, что связано с закреплением дислокаций у равномерно распределенных в зерне вакансий и косвенно свидетельствует о повышении сопротивления высокотемпературной ползучести [98]. В работе [99] показано повышение прочностных свойств и сопротивления высокотемпературной ползучести циркониевого сплава марки Э125, а также повышение релаксационной устойчивости болтовых соединений при температуре 600 К.

Стоит отметить, что снижение скорости ползучести для стали марки 08X18H9T [77] и релаксационных процессов для никеля марки Н0 [98] за счет программного нагружения, было достигнуто на однофазных материалах, а содержание β -фазы, выделяющейся по границам зерен α -фазы, в циркониевом сплаве марки Э125 мало [99], в отличие от жаропрочных никелевых сплавов, содержащих значительную объемную долю упрочняющей фазы. В связи с этим представляет интерес рассмотрение метода обработки изделий под названием старение (отпуск) под напряжением [6].

На примере монокристаллического жаропрочного никелевого сплава марки Удимет-700 (химический состав, мас. %: Ni – основа, Cr – 14,6, Co – 15,2, Ti – 3,4, Al – 4,1, Mo – 4,3, C – 0,053) было установлено, что воздействие растягивающей или сжимающей нагрузки может влиять на направление вытянутости интерметаллидных фаз [100], выделяющихся по механизмам, сходным с механизмами зародышевания кристаллитов в жидком расплаве [101, 102] и «рафтирования», в монокристаллическом жаропрочном никелевом сплаве. При создании сжимающего напряжения в процессе старения упрочняющая γ' -фаза образуется с преимущественным продольным ориентированием относительно кристаллографического направления [001] монокристалла [100, 103] (рисунок 1.6а). Можно предположить, что подобные изменения в структуре могут привести к существенному улучшению свойств жаропрочных никелевых сплавов.

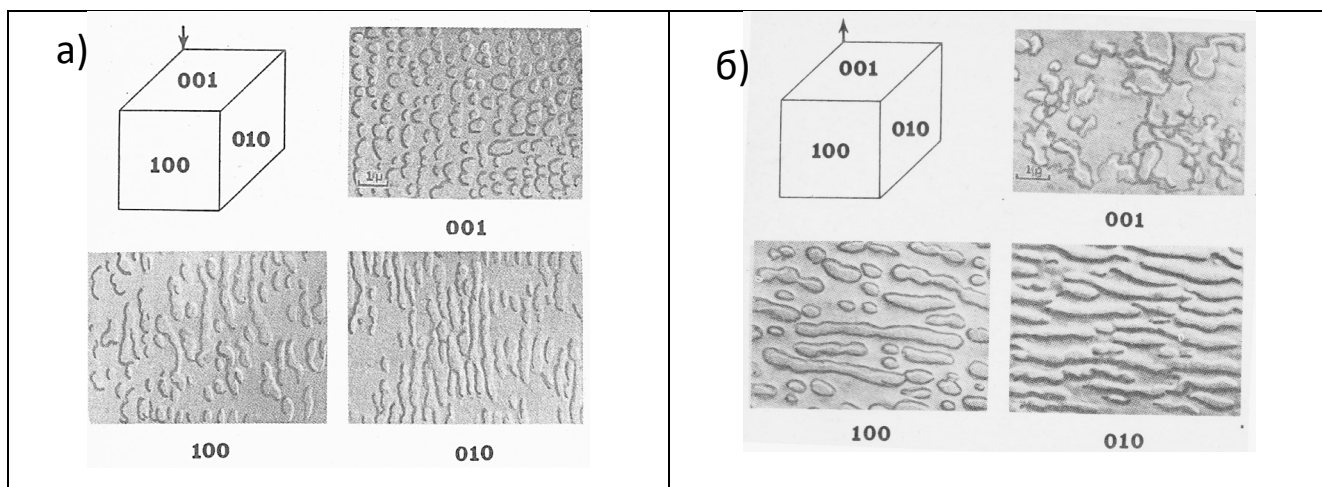


Рисунок 1.6 – Микроструктура жаропрочного никелевого сплава марки Удимет-700 после сжатия (а) и растяжения (б) вдоль оси [001] во время старения [103]

Растяжение вдоль оси [001] (рисунок 1.6б) приводило к образованию «рафт-структуры» – пластин, расположенных поперек кристаллографического направления [001] монокристалла, что соответствует микроструктуре жаропрочного никелевого сплава после длительной эксплуатации при повышенной температуре и свидетельствует о снижении эксплуатационных характеристик [104]. Примечательно, что напряжение, приложенное вдоль направления $\langle 111 \rangle$ не приводит к изменению формы выделяющейся γ' -фазы.

На основании термодинамических расчетов авторами [100, 103] была обоснована форма выделяющейся γ' -фазы в жаропрочном никелевом сплаве марки Удимет-700 в зависимости от направления и знака действующих напряжений по отношению к кристаллографическим плоскостям (таблица 1.2).

Таблица 1.2 – Форма выделяющейся γ' -фазы в зависимости от направления и знака действующих напряжений по отношению к кристаллографическим плоскостям

Форма γ' -фазы и их ориентация относительно КГО направления	КГО направление, вдоль которого действуют напряжения	
Прямоугольные кубоиды*/сфероиды**	-	-
Перпендикулярные пластины	$\langle 001 \rangle$	Растяжение
Параллельные стержни		Сжатие
Параллельные пластины	$\langle 110 \rangle$	Растяжение
Перпендикулярные стержни		Сжатие
Равноосные кубоиды /сфероиды	$\langle 111 \rangle$	Растяжение
Равноосные кубоиды /сфероиды		Сжатие

* – кубоид – выпуклый многогранник, ограниченный шестью четырехугольными гранями

** – сфероид – эллипсоид вращения (поверхность вращения в трехмерном пространстве, образованная при вращении эллипса вокруг одной из его главных осей)

Важно отметить, что формообразование в процессе старения под напряжением начинается с самого начала проведения данной обработки, с кластеров γ' -фазы, образующихся практически сразу, во время инкубационного периода образования зародышей критического радиуса γ' -фазы [6, 105].

Так, при анализе [6] отмечено, что в зависимости от того, является ли кристаллическая решетка выделяющейся вторичной фазы изоморфной матрице пересыщенного раствора при старении (в том числе под напряжением), как на

начальной стадии старения, так и по его окончанию, морфология данной фазы различна. Выше рассмотрен пример применения старения под напряжением жаропрочного никелевого сплава, в котором упрочняющая γ' -фаза изоморфна матрице твердого раствора (γ -фаза). Примерами неизоморфного выделения вторичной фазы в матрице раствора является выделение ОЦК-фазы в ГЦК-фаза (системы Cu-Be, Al-Cu) или, наоборот (системы Fe-Mo-Au, Fe-N), также важным примером является выделение ϵ -карбида при отпуске стали или выделение Ni_3Ti в мартенситно стареющих сталях (то есть выделение фазы с гексагональной решеткой в фазе-матрице, имеющей ОЦК-решетку).

Помимо изменения морфологии и ориентации отдельных частиц дисперсионно-твердеющих сплавов в процессе старения под напряжением, в некоторых работах отмечено изменение распределения данных частиц с образованием объемно-центрированной тетрагональной макрорешетки с отношением «параметров» решетки $C/A = 0,5$ при старении под напряжением сплавов систем Cu-Be и Ni-Be [106].

Старение под напряжением нашло применение в производстве таких геометрически сложных изделий, как пружины и мембраны, ниже представлены примеры успешного применения данного метода на практике [6, 107]:

- рост релаксационной стойкости стали марки 50ХФА, применяемой для винтовых измерительных пружин завода «Точприбор», в 4 раза по сравнению со стойкостью пружин после закалки и старения без напряжения;

- снижение остаточной пластической деформации пружин из мартенситно-стареющей стали марки 04Х14К13Н4М3ТВ в 1,5-2 раза при циклическом и статическом нагружении;

- снижение деформации ползучести упругих чувствительных элементов (таких, как мембраны) из бериллиевой бронзы БрБНТ1,9Мг почти в 3 раза.

В последнем примере после старения под напряжением применялось достаривание под напряжением, отличающееся тем, что оно проводится при напряжении, большем предела текучести, на уже состаренном материале.

В работе [108] рассмотрено влияние старения под напряжением на качество проволочных пружин из сплава марки ЭП-543У (ХН40МДТЮ). За счет старения

под напряжением при температуре 450°C в течение 30 минут (постоянной нагрузке, соответствующей деформации 20%) была достигнута большая размерная стабильность пружин (в 2–3 раза), чем при статическом старении.

По данным [109–111], старение под напряжением способствует повышению уровня прочности, а также сопротивления малому пластическому деформированию (как и рассмотренный ранее метод программного нагружения [112]). Так, в работе [113] показано, что благодаря старению под напряжением ударная вязкость металла ранее охрупченных образцов из мартенситно-старяющей стали марки H18K9M5T повысилась в два раза.

Исследования изменения морфологии выделяющейся упрочняющей фазы в процессе старения под напряжением в монокристаллах систем Ni-Ga и Ni-Ge [114] в поле сжимающих напряжений показали, что для сплава системы Ni-Ga частицы Ni₃Ga становятся более равноосными, тогда как в сплаве системы Ni-Ge упрочняющая фаза Ni₃Ge под воздействием сжимающего напряжения помимо равноосности стремится к сфероидизации. Данные изменения существенно отличаются от изменения морфологий частиц Ni₃Al в сплаве системы Ni-Al, что может быть вызвано температурной аномалией предела текучести и напряжений течения упорядоченного сплава Ni₃Ge, вызванной эволюцией дислокационной структуры и подробно исследованной в работе [115].

Старение под напряжением с целью уплотнения главного разъема контейнера с отработавшим ядерным топливом (ОЯТ) было опробовано при старении тонкостенных труб из мартенситно-старяющей стали марки 01H17K13M5TЮ за счет оправок, при этом были отмечены снижение эллиптичности, внутренних тангенциальных напряжений, а также повышение механических свойств на 5-7% по сравнению со сталью, состаренной без напряжения [116, 117], изменение геометрии достигалось за счет реализуемого эффекта сверхпластичности.

Таким образом показано положительное влияние старения под напряжением на свойства различных материалов, однако для монокристаллических никелевых сплавов такие исследования практически не проводились, не считая работ, в

которых были описаны изменения структуры в исследуемых материалах (см. таблицу 1.2 [100, 103]).

В связи с этим проведение исследований по применению способа термомеханического нагружения, основанного на методах программного нагружения и старения под напряжением, для жаропрочных никелевых сплавов, в том числе сплава марки СЛЖС5-ВИ, является актуальной задачей.

Сплав марки СЛЖС5-ВИ является монокристаллическим никелевым сплавом морского назначения, разработанным в ПАО «ОДК-Сатурн» в 2013–2015 гг. [5, 28], предназначенным для рабочих лопаток турбины двигателя М70ФРУ-2 [118]. Рабочая температура материала рабочих лопаток турбины морских газотурбинных двигателей семейства М70 составляет до 900°С (в номинальном режиме работы) [11]. Несмотря на то, что сплав марки СЛЖС5-ВИ допущен к применению в качестве материала рабочих лопаток, следует учитывать, что двигатель М70ФРУ-2 предназначен для установки на суда с воздушной подушкой, для которых возникает необходимость работы в режиме форсажа, соответствующего максимальному расходу топлива в условиях больших оборотов, и, как следствие, больших напряжений и температур в горячем тракте. Кроме того, повышение характеристик жаропрочности сплава марки СЛЖС5-ВИ приведет к повышению ресурса рабочих лопаток, отличающихся дороговизной производства [55], за счет повышения долговечности при длительном нагружении. Таким образом повышение характеристик жаропрочности материалов рабочих лопаток для двигателя М70ФРУ-2 остается актуальной задачей. Исследования влияния термомеханического нагружения на структуру и свойства сплава марки СЛЖС5-ВИ, в том числе при высоких температурах, ранее не проводились.

Особый научно-практический интерес представляет разработка способа термомеханического нагружения, обеспечивающего выделение интерметаллидных фаз, направление главной оси которых совпадает с направлением оси дендритов первого порядка, соответствующей главной оси лопатки газовой турбины. С учетом ранее рассмотренного метода программного нагружения, можно предположить, что наиболее полным эффект на структуру и свойства должен

наблюдаться при совмещении программного нагружения и старения под напряжением, причем выбор знака напряжения и отношения к кристаллографической ориентации (в случае монокристаллических материалов) для каждого материала должны выбираться отдельно.

Представляется целесообразным разработать способ повышения жаропрочности монокристаллического сплава марки СЛЖС5-ВИ за счет применения термомеханического нагружения в процессе старения. Данное усовершенствование режима термической обработки сплава марки СЛЖС5-ВИ может привести к повышению жаропрочности металла лопаток и стать научным заделом для повышения жаропрочности сплавов других марок.

1.5 Солевая коррозия жаропрочных никелевых сплавов

При разработке высоконагруженных никелевых сплавов необходимо учитывать среду, в которой они эксплуатируются. Как отмечалось выше, лопатки газотурбинных двигателей работают при температурах до 900°C в среде морской атмосферы и продуктов сгорания топлива с повышенным допустимым значением серосодержащих примесей, что приводит к риску возникновения сульфидно-оксидной коррозии, а именно – высокотемпературной солевой коррозии (далее – солевой коррозии) [119, 120], условно разделяемой на 4 стадии (рисунок 1.7).

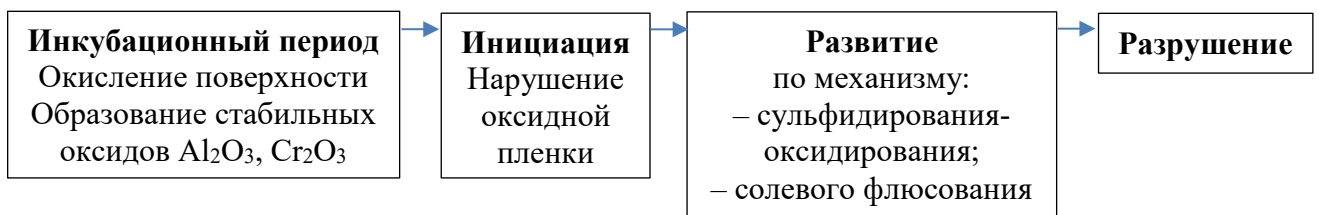


Рисунок 1.7 – Основные стадии солевой коррозии

Схема развития солевой коррозии по механизму солевого флюсования представлена на рисунке 1.8. Стоит отметить, механизм сульфидирования-оксидирования преимущественно проявляется в интервале температур от 800°C до 950°C (высокотемпературная солевая коррозия первого типа, ВТСК-I), тогда как

механизм солевого флюсования проявляется как при ВТСК-I, так и в интервале температур от 600°C до 750°C (высокотемпературная солевая коррозия второго типа, ВТСК-II).



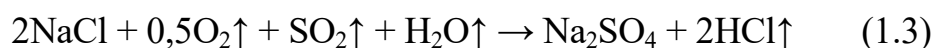
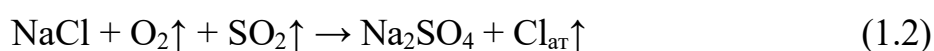
Рисунок 1.8 – Схема развития солевой коррозии по механизму солевого флюсования

Развитие солевой коррозии по механизму солевого флюсования происходит за счет растворения оксидной пленки (возможность растворения оксидной пленки определяется ее обратным коэффициентом растворимости, а также показателем основности солевого расплава [120]) до насыщения солевого расплава, окружающего подложку металла [121]. Растворение оксидной пленки приводит к образованию в ней пористости с кристаллизацией растворенных оксидов в солевом расплаве с пониженной растворимостью оксидов, в виде диспергированных выделений, не обеспечивающих защиту изделия, в результате чего солевой расплав, окружающий подложку металла, становится ненасыщенным и способным к дальнейшему растворению оксидной пленки. Стоит также учитывать, что дополнительный вклад в реализацию данного механизма вносит то, что сульфат натрия является ионным проводником и обеспечивает протекание электрохимических реакций, ускоряющих процесс солевого флюсования [120].

Развитие солевой коррозии по механизму сульфидирования-оксидирования связано с попаданием солевого расплава под оксидную пленку (на стадии

инициации, а так за счет реализации механизма солевого флюсования), что приводит к образованию сульфидов легирующих элементов сплава, неустойчивых в присутствии сульфата-натрия, и, как следствие, разлегированию поверхности сплава и ускорению развития солевой коррозии.

Таким образом, протекание механизмов развития солевой коррозии обеспечивается наличием на поверхности изделия расплавленной соли Na_2SO_4 . Основные реакции, протекающие в горячем тракте морского газотурбинного двигателя, приводящие к образованию Na_2SO_4 , а также хлороводорода и молекулярного хлора [122]:



Образующийся сульфат натрия плавится при температуре 884°C , однако в присутствии хлорида натрия образуется легкоплавкая эвтектика $\text{Na}_2\text{SO}_4 + 31\% \text{NaCl}$, которая плавится при температуре 620°C . Хлор в молекулярном виде приводит к образованию хлоридов, приводящих к растворению материала поверхности рабочих лопаток.

К основной части отложений, обнаруживаемых на рабочих лопатках газотурбинных двигателей (судовых и наземного базирования), относятся Na_2SO_4 , K_2SO_4 , Ca_2SO_4 , а также оксиды Ni, Fe и др. Встречаются и хлориды, такие, как NaCl, однако в намного меньших количествах. В проточную часть газотурбинного двигателя щелочные и щелочноземельные металлы попадают как из топлива, куда эти элементы проникают с морской водой при перевозке в танкерах, так и с брызгами морской воды, засасываемой с воздухом при эксплуатации судовых газотурбинных установок. Источником серы преимущественно является топливо, например, в мазуте марки МПВА нормируется содержание серы до 2,5 мас.% [123], источником хлора выступает морская вода и морская атмосфера.

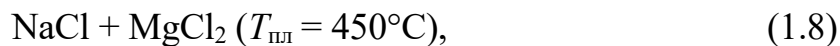
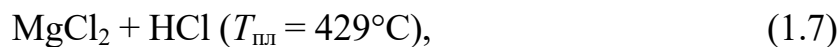
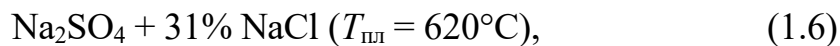
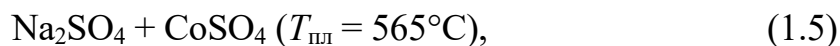
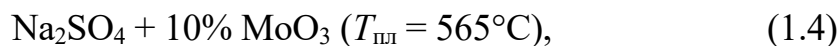
Исследованиями авторов [124] установлено, что при высоких температурах количество хлор-ионов в конденсированном состоянии намного меньше, чем сульфат-ионов, что связано с высокой скоростью возгонки NaCl. Иногда наоборот, образовавшиеся хлориды могут послужить причиной разрушения, но это характерно

для теплоэлектростанций [125]. Закономерности солевой коррозии жаропрочных сплавов в корне отличаются от закономерностей окисления на воздухе при повышенных температурах. Существенное влияние оказывает также состав и количество газовой фазы и зольных отложений.

В работе [126] на примере сплава марки ЭИ929 (ХН55ВМТКЮ) [47] отмечено что, как правило, зольные отложения состоят из двух подслоев (если количество соединений серы в среде велико, как, например, в золе состава $\text{Na}_2\text{SO}_4:\text{CaO}:\text{Fe}_2\text{O}_3:\text{NiO}:\text{MgO} = 80:7:10:2:1$) или из трех подслоев (при малом содержании соединений серы в среде, $\text{NaCl} = 100\%$). Общей особенностью строения пленки продуктов коррозии во всех случаях является наличие внутреннего тонкого (около 10–20 мкм) подслоя [126], расположенного со стороны сплава, с повышенным содержанием Ni и S, Co (до 3%), с небольшими (диаметр 2–3 мкм) включениями, содержащими Cr, Ti, Ni и S – таким образом, внутренний подслоя продуктов коррозии является эвтектикой Ni-Ni₃S₂ с включениями сульфидов титана, алюминия и хрома. В наружном же слое сера не обнаруживается [123], данный слой состоит из оксидов таких элементов, как никель, хром, титан, алюминий и других легирующих элементов сплава рабочей лопатки – в общем виде, в фазовый состав наружного слоя входят оксиды типа MeO (основная часть), Me₂O₃, а также шпинели типа Me₃O₄, образованные на основе Ni(Cr, Al)₂O₄.

Промежуточный подслоя продуктов коррозии (в случае его наличия) достигает 3 мкм и состоит, преимущественно из оксидов Ni, Cr, Ti и Al шпинельного типа, а также, в меньшей степени, оксидов Co, W, Mo. В данном подслое также обнаруживаются участки толщиной от 5 до 10 мкм, не содержащие кислорода и состоящие, в основном, из Ni (до 95 мас.%), а также S (около 2 мас.%) и Co (около 4 мас.%) [123].

Одним из последствий реакций, протекающих в процессе эксплуатации рабочих лопаток из жаропрочных никелевых сплавов в коррозионно-агрессивной среде сгорающего топлива, загрязненного серой, и морской атмосферы, насыщенной ионами хлора и сульфат-ионами, является образование легкоплавких соединений, таких как:



Как следствие, металл поверхности рабочих лопаток становится склонен к красноломкости. Кроме того, окисление поверхности лопатки, вызванное недостаточным охлаждением, приводит к ускорению процесса усталости и разрушению лопатки. Плохое охлаждение из-за зольных отложений может также привести к локальному оплавлению и повторному затвердеванию металла на передней кромке [127]. Как следствие, необходимо регулярно проверять исправность датчиков контроля температуры в системе управления двигателем [128].

Результатом солевой коррозии жаропрочных никелевых сплавов являются: уменьшение эффективного сечения лопаток (с учетом разлегированного и окисленного слоев), появление концентраторов напряжений (язвы), а также снижение прочности и сопротивления деформированию (эффект Ребиндера) [123]. Так, в работе [129] было показано, что в ходе испытаний сплава марки ВЖМ4-ВИ на длительную прочность при контакте образцов с расплавом $\text{Na}_2\text{SO}_4 + \text{NaCl}$ при температурах от 700°C до 900°C пластичность снижается с 12% до 0,2% – 1,5%, а время до разрушения снижается в два раза для заданного уровня напряжений.

Методы повышения сопротивления солевой коррозии ранее не были опробованы на монокристаллическом жаропрочном никелевом сплаве марки СЛЖС5-ВИ, поэтому необходимо разработать способ повышения сопротивления солевой коррозии для этого сплава, а также провести исследования по влиянию предложенного способа на сопротивление солевой коррозии.

1.6 Методы повышения сопротивления солевой коррозии лопаток газотурбинного двигателя морского назначения

Основой для разработки способа повышения сопротивления солевой коррозии для конкретной марки сплава является решение следующих подзадач:

а) Выбор элемента или химического состава для насыщения поверхности

Насыщение поверхностного слоя рабочей лопатки из никелевого сплава осуществляется такими элементами, как Al, Cr, Si, Ti и др. [13].

Основной вклад в коррозионную стойкость жаропрочных никелевых сплавов вносит хром, разлегирование же поверхностных слоев по причине выделения сульфидов хрома приводит к ускорению коррозионных процессов, кроме того, хром предотвращает мартенситное превращение интерметаллида NiAl [130], сопровождаемое большим коэффициентом объема [131]. Однако даже небольшого содержания хрома (до 3 мас.%), обеспечиваемого сплавом-основой – высокохромистым сплавом марки СЛЖС5-ВИ, достаточно для полного предотвращения мартенситного превращения NiAl. Кроме того, дальнейшее легирование поверхности хромом сплава марки СЛЖС5-ВИ может привести к образованию хрупких фаз с различным содержанием хрома, в частности, стабильных нитридов хрома [11]. С учетом того, что хром обладает низкой скоростью диффузии в никеле и растворимостью в NiAl (β -фазы), оптимальным можно считать легирование наружного слоя хромом за счет хрома самого сплава.

Кремний, как и хром, позволяет подавить мартенситное превращение NiAl [132], однако, как отмечалось выше, хрома из сплава-основы СЛЖС5-ВИ достаточно для достижения тех же целей. Кроме того, в работе [5] были отмечены повышенное содержание легкоплавких эвтектик и склонность к ликвационной неоднородности кремнийсодержащих жаропрочных никелевых сплавов. В работе [12] кремний отнесен к категории вредных примесей – кремний приводит к снижению пластичности, значений температур фазовых превращений, а также ускорению процессов коагуляции упрочняющей γ' -фазы.

Влияние титана на коррозионную стойкость неоднозначно. С одной стороны, он образует тугоплавкие сульфиды и сульфидные эвтектики, а также имеет большее, чем хром, сродство к сере и кислороду, таким образом предотвращая обеднение поверхности хромом. Однако оксиды титана характеризуются высокой проницаемостью для кислорода, а сульфиды – большим значением коэффициента объема (отношением объема моля сульфида к грамм-атому металла), что ведет к снижению стойкости сплава к растрескиванию в ходе их образования и пониженной адгезионной прочности сульфидной окалины к металлу [13].

Однозначно определено, что тугоплавкие элементы, особенно молибден, значительно понижают коррозионную стойкость жаропрочных никелевых сплавов [133], предположительно за счет образования легкоплавкого оксида MoO_3 , разрушающего оксидную пленку [134].

Применение алюминия в качестве элемента для легирования поверхности жаропрочного никелевого сплава с повышенным содержанием хрома (до 12,7 мас.%) приводит к образованию гетерофазной оксидной пленки [8–10], состоящей из оксидов алюминия, хрома и их сложных оксидов (шпинелей), на поверхности внешнего слоя, а также образованию внутренней зоны внешнего слоя, содержащей интерметаллиды и твердый раствор алюминия в никелевой основе.

Таким образом, наиболее подходящим элементом для насыщения поверхности сплава марки СЛЖС5-ВИ является **алюминий**.

б) Выбор метода нанесения покрытия/слоя

Основными методами защиты поверхности изделий являются [135]:

- жидкостной метод (погружение в расплав);
- химико-термическая обработка (диффузионный метод);
- газотермические методы (разделяют электродуговой, газоплазменный и плазменный методы, отличающиеся методами расплавления металла);
- плакирование (прокаткой или при помощи порошков);
- методы осаждения (химическое, физическое);
- шликерный метод.

Защитные покрытия, получаемые путем погружения изделия в расплав, обладают непостоянными эксплуатационными характеристиками, в первую очередь из-за различия по толщине, что может привести к появлению дополнительных циклических нагрузок и ухудшению аэродинамических характеристик лопатки. К недостаткам электродугового метода относят значительную пористость получаемого покрытия, а также низкую адгезионную прочность.

Покрытия, получаемые плазменным методом, отличаются повышенными пористостью и слоистостью [136]. В работе [137] установлено, что даже при отсутствии сквозных пор в покрытии возможно возникновение локальных коррозионных гальванических элементов за счет поверхностных пор и каверн и, как следствие, смещением электродного потенциала за счет ограничения доступа деполяризатора. Таким образом, наблюдаемая скорость коррозии образцов с плазменным покрытием в 5–6 раз превышала скорость коррозии образцов в исходном состоянии.

Плакирование, являясь по своей сути холодной сваркой, не обеспечивает должной защиты поверхности лопатки при температурах эксплуатации, а также может привести к росту паразитных зерен вследствие пластической деформации поверхности монокристаллического сплава.

Химическое осаждение, в зависимости от прекурсоров, отличается токсичностью ($\text{Ni}(\text{CO})_3$), пожаро- и взрывоопасностью (B_2H_6), коррозионной активностью (SiCl_4), требует повышенной чистоты и термостабильности используемых материалов [138]. Физическое осаждение не требует химически активных веществ, однако в ходе получения покрытий этим методом задействуется дорогостоящее оборудование, обеспечивающее глубокий вакуум (до 10^{-8} Па), а обработка внутренних полостей значительно усложнена.

Электронно-лучевые покрытия, несмотря на обеспечиваемую ими коррозионную стойкость, имеют существенный недостаток – столбчатую структуру, вдоль межфазных границ которой проходит интенсивная коррозия [139, 140]. Ориентированность структуры перпендикулярно к подложке изделия

приводит к образованию многочисленных микроканалов, представляющих собой пути облегченной диффузии кислорода и серы вглубь покрытия. Данные покрытия обладают пониженной диффузионной стабильностью, и наличием хрупкой σ -фазы Co_xCr_y [141], являющейся концентратором напряжений. Метод получения подобных покрытий не позволяет получить покрытия с равномерной толщиной, особенно это проявляется на пакетах лопаток сложной конфигурации и с внутренними полостями.

Шликерный метод, несмотря на свою простоту и низкие требования к технологической оснастке, не всегда обеспечивает возможность получения равномерной толщины покрытия и высокого качества диффузионного слоя. Данный метод пригоден прежде всего для местной защиты поверхности и обработке крупногабаритных изделий [142].

Стоит отметить перспективный в настоящее время метод нанесения теплозащитных покрытий, направленный на снижение температуры на поверхности лопатки за счет меньшей теплопроводности, в том числе подвергнутой термодиффузионному алитированию, но в работе [143] показано, что нанесение покрытия системы $\text{NiCrAlY}(\text{Re}, \text{Ta}, \text{Hf}) + \text{AlNiY}(\text{Hf}) + \text{ZrYGdO}$ на интерметаллидные монокристаллические жаропрочные никелевые сплавы марок ВКНА-1В и ВКНА-25 привело к снижению длительной прочности и выносливости. Кроме того, нанесенное теплозащитное покрытие увеличивает массу лопатки и, как следствие, возникающие центробежные нагрузки.

Одним из способов повышения жаростойкости материалов газотурбинного двигателя является химико-термическая обработка, в частности термодиффузионное алитирование [144, 145].

Термодиффузионное алитирование обеспечивает равномерность диффузионного слоя на поверхности детали (что верно в случае применения порошкового метода, жидкостным алитированием равномерность слоя не обеспечивается), прочную связь диффузионного слоя и металла-подложки, повышение концентрации Al на поверхности изделия от 9 до 70%, толщина слоя от 0,02 до 2,5 мм; увеличение размера лопатки от 0,01 до 0,5 мм, а также

поверхностную твердость до 700 HV [146]. Кроме того, метод термодиффузионного алитирования обеспечивает защиту внутренних полостей охлаждаемой лопатки от солевой коррозии, что является существенным преимуществом по сравнению с другими методами нанесения защитных покрытий, так как наличие внутренних полостей обеспечивает охлаждение лопатки и позволяет повысить температуру газов на входе в горячий тракт до значений, превышающих температуру ликвидус сплава лопатки [147].

Авторы [147] считают, что для повышения трещиностойкости поверхности лопатки используются диффузионные покрытия на основе интерметаллидов NiAl и Ni₃Al (β - и γ' -фазы соответственно), наносимые методами хромоалитирования из порошков, а также газовым циркуляционным алитированием. Однако стоит отметить, что хромоалитирование (по сравнению с другими методами) в наибольшей степени ускоряет процесс образования игольчатой σ -фазы, которая образуется в поверхностных слоях при повышенных температурах, что может привести к разрушению лопатки. С учетом того, что охрупчивание наиболее ярко проявляется в тонких сечениях (перо лопатки), исследование влияния хромоалитирования на механические свойства также стоит проводить на образцах с толщиной рабочей части меньше 2 мм [148].

Некоторые исследования показывают, что термодиффузионные алюминидные покрытия обладают защитными свойствами, не уступающими электронно-лучевым покрытиям [149].

Таким образом, наиболее подходящим методом для защиты поверхности сплава марки СЛЖС5-ВИ является **термодиффузионное алитирование порошковым методом**. Стоит отметить, что несмотря на то, что данный метод известен очень давно, разработка способа защиты от солевой коррозии конкретного сплава ставит новые задачи, в том числе в части обоснования целесообразности применения данного способа защиты, так как состав образующихся диффузионных слоев зависит от состава защищаемого сплава [150], в данном случае это сплав марки СЛЖС5-ВИ.

ПОСТАНОВКА ЗАДАЧИ

Сегодня газотурбинное двигателестроение, в том числе морское, интенсивно развивается [151]. Проблема преждевременного выхода из строя рабочих лопаток, являющихся наиболее ответственными и нагруженными изделиями в составе морского газотурбинного двигателя, известна давно. Необходимость поиска решения усугубляется тем, что в нашей стране газотурбинное двигателестроение объективно отстает от передовых в этом вопросе стран, особенно это проявляется в создании тех видов морской техники, для которых не представляется возможным применение материалов иностранного происхождения, а высокая мощность газотурбинных установок определяет их эксплуатационные характеристики [5]. Основными причинами выхода из строя рабочих лопаток являются процессы, связанные со снижением длительной прочности материала, высокотемпературной ползучестью и солевой коррозией.

Характеристики длительной прочности и сопротивления ползучести рабочих лопаток в значительной степени зависят от их сплошности, что не всегда возможно обеспечить, так как основным способом получения данных изделий является литье по выплавляемым моделям по методу направленной кристаллизации. При этом отливки склонны к образованию усадочной микропористости.

Для залечивания несплошностей в рабочих лопатках, полученных методом направленной кристаллизации, применяют метод газостатического прессования, который, однако, имеет ряд недостатков, таких как значительные требования к оборудованию и компетенциям персонала, стоимость осуществления данной обработки, а также риск перераспределения напряжений при наличии дефектов в обрабатываемом изделии, образованию наклепа, и, как следствие, возможности протекания процессов рекристаллизации во время эксплуатации, приводящих к образованию равноосных зерен.

Вместе с тем, известно, что метод программного нагружения положительно сказывается на повышении эксплуатационных характеристик различных материалов [78] за счет залечивания пор и несплошностей. Помимо этого, известно,

что нагружение дисперсионно твердеющих материалов в процессе старения может приводить к изменению морфологии упрочняющих фаз (старение под напряжением) [6]. На основании проведенной оценки состояния вопроса было установлено, что наиболее приемлемым способом реализации метода программного нагружения, совмещенного со старением под напряжением, для жаропрочных никелевых сплавов является одноосное сжатие вдоль кристаллографической ориентировки [001], соответствующей продольной (вертикальной) оси лопатки. Исследование влияния применения данного способа на структуру и жаропрочность материала лопаток газовых турбин морского назначения, в частности для монокристаллического никелевого сплава марки СЛЖС5-ВИ, ранее не осуществлялось.

Не менее важным для обеспечения безотказной эксплуатации рабочих лопаток является обеспечение высоких значений характеристик сопротивления материала рабочих лопаток солевой коррозии, зависящих от химического и фазового состава поверхностного слоя, контактирующего с агрессивной коррозионной средой. Для сплава марки СЛЖС5-ВИ наиболее подходящим элементом насыщения поверхности является алюминий, однако способы повышения сопротивления солевой коррозии, основанные на соответствующих методах, ранее не были опробованы на монокристаллическом жаропрочном никелевом сплаве марки СЛЖС5-ВИ.

Целью работы является разработка способов повышения жаропрочности, сопротивления ползучести и сопротивления солевой коррозии при высоких температурах (до 900°C) монокристаллического жаропрочного никелевого сплава марки СЛЖС5-ВИ, применяемого в газотурбинных двигателях морского назначения.

В исследовании поставлены следующие задачи:

1. Разработка способа термомеханического нагружения (в процессе старения при низких скоростях деформации и сжимающем напряжении) для повышения долговечности при длительном нагружении и снижения скорости ползучести монокристаллического жаропрочного никелевого сплава марки СЛЖС5-ВИ.

2. Исследование влияния термомеханического нагружения сжатием на микроструктуру, пористость и характеристики жаропрочности сплава марки СЛЖС5-ВИ.

3. Разработка способа термодиффузионного алитирования для повышения сопротивления солевой коррозии монокристаллического жаропрочного никелевого сплава марки СЛЖС5-ВИ.

4. Проведение сравнительного анализа сопротивления солевой коррозии (величины скорости коррозии и исследования поверхностных слоев) при температурах (800–900)°С в среде, насыщенной ионами хлора и сульфат-ионами, сплава марки СЛЖС5-ВИ до и после термодиффузионного алитирования со сплавами-аналогами газотурбинных двигателей морского назначения.

5. Анализ возможности применения термомеханического нагружения сжатием для рабочих лопаток газотурбинных двигателей.

6. Разработка методики консервативной оценки напряжений и скорости деформации изделия в оправке в ходе проведения термомеханического нагружения сжатием.

ГЛАВА 2. МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДИКИ ИССЛЕДОВАНИЯ

2.1 Материалы исследования

Объектом настоящего исследования являются:

- при разработке способа термомеханического нагружения: монокристаллический жаропрочный никелевый сплав марки СЛЖС5-ВИ;
- при разработке способа термодиффузионного алитирования: монокристаллический жаропрочный никелевый сплав марки СЛЖС5-ВИ (до и после термодиффузионного алитирования), а также сплавы-аналоги с повышенным сопротивлением солевой коррозии – поликристаллические жаропрочные никелевые сплавы марок ЧС70-ВИ, ЧС88У-ВИ, ВЖЛ2-ВИ, ЭП742-ИД, ЭП648-ВИ с металлическим покрытием ПВ-НХ16Ю6Ит и ЭП648-ВИ с металлическим покрытием (подслоем) ПВ-НХ16Ю6Ит и керамическим покрытием ЦрОИ-7, используемые для проведения сравнительного анализа.

2.2 Изготовление образцов из монокристаллического жаропрочного никелевого сплава марки СЛЖС5-ВИ

С целью получения материала для дальнейшего переплава и изготовления образцов для испытаний из сплава марки СЛЖС5-ВИ была осуществлена выплавка 4 шихтовых заготовок в соответствии с ТУ 17-3200-132-09137166-2015 с литерой «О».

Шихтовые заготовки для монокристаллического жаропрочного никелевого сплава марки СЛЖС5-ВИ изготавливались на базе ООО НТЦ «ТСМ». Для плавки шихтовых материалов применялась вакуумная индукционная печь ВакЭТО ВИПИ-5-18.

Основными этапами изготовления шихтовых заготовок являлись:

- а) завалка шихты;
- б) включение вакуумной системы;
- в) нагрев и расплавление шихтовой завалки;
- г) рафинирование расплава;
- д) раскисление и модифицирование расплава;
- е) разливка сплава, извлечение из изложниц и механическая обработка шихтовых заготовок.

Масса изготовленных шихтовых заготовок № 1-4 составила 20; 15,82; 20,25 и 20,02 кг соответственно. Контроль химического состава шихты осуществлялся методом атомно-эмиссионного спектрального анализа при помощи оптического эмиссионного спектрометра OBLF VeOS. Наличие растворенных газов определялось методом плавления в инертном газе при помощи анализатора LECO RH-404. Химический состав шихтовых заготовок из сплава марки СЛЖС5-ВИ в соответствии с требованиями [152] приведен в таблице 2.1.

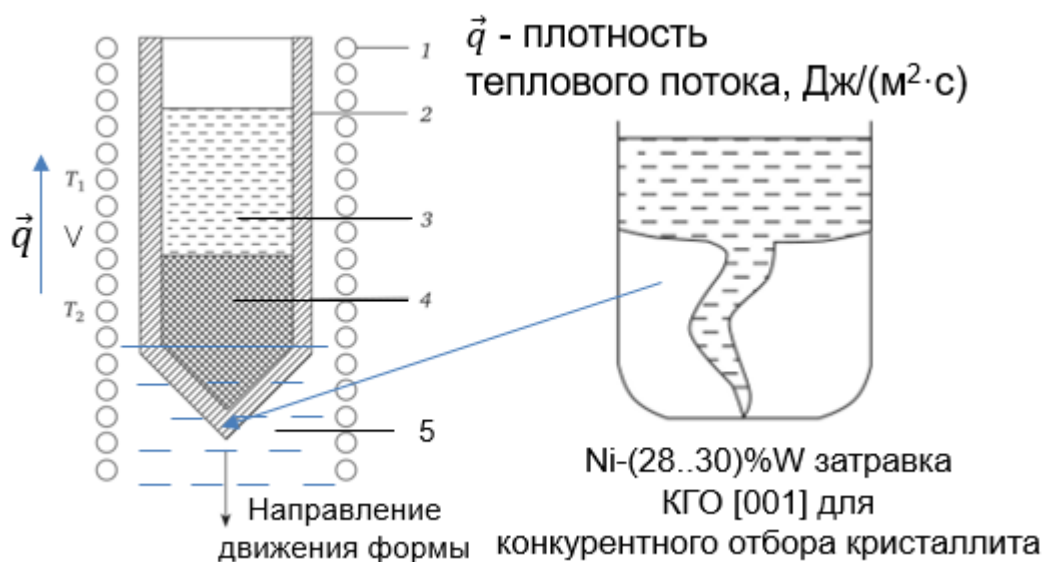
Таблица 2.1 – Химический состав шихтовых заготовок из сплава марки СЛЖС5-ВИ

№ плавки	Ni	Cr	Co	W	Mo	Al	Ti	Ta	Hf	Re	Si	Mn	Mg
	Содержание элементов, мас.%												
Состав по НД	Осн.	11,7 12,7	14,4 15,5	2,3 2,9	0,8 1,3	2,6 3,2	3,2 3,8	3,2 3,8	0,08 0,16	3,8 4,4	0,15 0,25	≤ 0,25	≤ 0,02
1	Осн.	12,19	14,87	2,76	1,04	2,98	3,56	3,61	0,12	4,38	0,21	0,18	0,02
2	Осн.	12,30	14,87	2,81	1,02	2,94	3,57	3,63	0,12	4,38	0,21	0,19	0,02
3	Осн.	12,21	14,89	2,80	1,05	2,97	3,61	3,66	0,11	4,37	0,20	0,19	0,02
4	Осн.	12,45	14,88	2,79	1,02	2,96	3,59	3,67	0,12	4,36	0,19	0,18	0,02

Церий, иттрий и лантан вводили по расчету на 0,2 мас.% каждого и химическим анализом не определяли, обеспечивалось содержание примесных элементов (не более, мас.%): С – 0,01; S – 0,003; P – 0,010; O – 0,001; N – 0,001.

Переplав шихтовых заготовок с целью получения заготовок образцов из сплава марки СЛЖС5-ВИ велся по технологии литья лопаток для газотурбинных двигателей на лабораторной базе ПАО «ОДК-Сатурн» в оболочковую форму.

Выращивание монокристалла происходило по методу Бриджмена–Стокбаргера (рисунок 2.1).



1 – нагреватель, 2 – оболочковая форма, 3 – расплав жаропрочного никелевого сплава, 4 – кристалл жаропрочного никелевого сплава; 5 – расплав холодильника (жидкий алюминий)

Рисунок 2.1 – Принципиальная схема метода Бриджмена–Стокбаргера

Химический состав сплава марки СЛЖС5-ВИ (после переплава шихтовой заготовки) в исходном состоянии был определен методом рентгенофлуоресцентного анализа с использованием спектрометра «LabCenter XRF-1800» в соответствии с СТП 90.208-83 «Металлы и сплавы. Рентгеноспектральный флуоресцентный метод анализа химического состава» [153], мас. %: Ni – осн., Cr – 12,32; Co – 15,05; W – 2,53; Al – 3,07; Re – 3,89; Ti – 3,57; Ta – 3,43; Hf – 0,096; C < 0,01; Mo – 1,04; Si – 0,23; Mn – 0,18; Mg – 0,019; S – 0,003; P < 0,01; O < 0,001; N < 0,001. Лантан, иттрий и церий вводились по расчету 0,02 мас. % каждого элемента и не определялись.

Кристаллографическая ориентировка [001] образцов подтверждена исследованием поперечного шлифа образца из сплава марки СЛЖС5-ВИ методом EBSD (Electron backscatter diffraction, метод дифракции обратно рассеянных электронов) на растровом электронном микроскопе «Lyra 3 Tescan» (на рисунке 2.2 ось [001] совпадает с нормалью к поверхности поперечного шлифа).

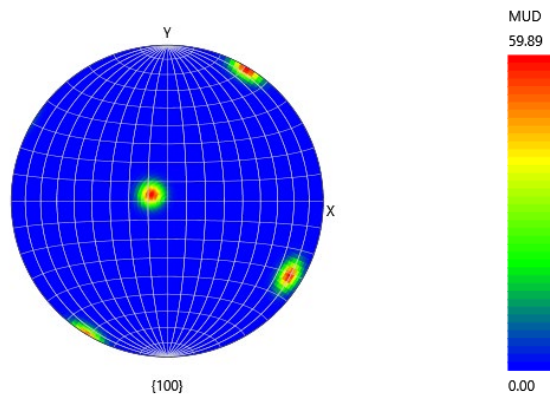


Рисунок 2.2 –Полюсная фигура сплава марки СЛЖС5-ВИ (поперечный шлиф)

2.3 Методы исследования

2.3.1 Измерение температурного коэффициента линейного расширения. Определение максимальных напряжений и скорости деформации в ходе проведения термомеханического нагружения сжатием

Измерение ТКЛР осуществлялось на образцах диаметром 6,0 мм и длиной 25,0 мм в количестве 3-х штук для каждого материала (сплава марки СЛЖС5-ВИ и стали марки 07X15H4M2T).

Измерение проводили дилатометрическим методом, заключавшимся в измерении изменения длины образца при нагреве как функции температуры и времени, на дилатометре DIL 402 С производства фирмы Netzsch, Германия в соответствии с методикой измерений по ГОСТ 14080-78 [154].

Исследуемые образцы устанавливали в держатель, затем помещали в нагревательное устройство и нагревали от комнатной температуры до 400 °С со скоростью 600 °С/ч и последующим нагревом до температуры 900°С со скоростью 80°С/ч (соответствует скорости нагрева оправки и образцов при старении) для сплава марки СЛЖС5-ВИ и стали марки 07X15H4M2T в инертной динамической атмосфере (ток гелия 40 мл/мин). Последующий расчет среднего значения ТКЛР осуществлялся с помощью программы «NETZSCH Proteus Analysis». Погрешность измерения ТКЛР составляет ± 5%.

Консервативная оценка значений напряжений, возникающих в оправке и образце в ходе проведения термомеханического нагружения сжатием, а также скорости деформации, осуществлялась путем фиксации образца (диаметром 6,0 мм и длиной 10 мм) из стали марки 07X15H4M2T в деформационной системе (корундовые пуансоны) дилатометра DIL 805 за счет запрета изменения деформации, устанавливаемого в программе испытания на дилатометре, и последующей фиксации температурно-временной зависимости напряжений на образце при нагреве. Консервативность оценки обеспечивалась за счет определения максимальных напряжений, которые образец из стали марки 07X15H4M2T может «выдержать» (оказать ответное воздействие на пуансоны деформационной системы, препятствующие расширению стального образца).

2.3.2 Измерение модуля нормальной упругости

Измерение модуля нормальной упругости сплава марки СЛЖС5-ВИ и стали марки 07X15H4M2T осуществлялось на плоских образцах толщиной 1,0 мм, длиной 85 мм и шириной 9 мм в температурном диапазоне от 20°C до 540°C в количестве 3-х штук для каждого материала (сплава марки СЛЖС5-ВИ и стали марки 07X15H4M2T).

Измерения проводили по методу динамического-механического анализа (методу вынужденных нерезонансных колебаний при изгибе), заключающемся в синусоидальном поперечном нагружении образцов при частоте существенно ниже собственной частоты колебаний при трехточечном изгибе (2 Гц), измерении циклической нагрузки, смещения и фазового угла между ними, а также последующем расчете модуля нормальной упругости, на анализаторе динамическом механическом DMA в соответствии ГОСТ Р 57916-2017 [155]. Погрешность измерения модуля нормальной упругости составляет $\pm 5\%$.

2.3.3 Исследование механических свойств и характеристик жаропрочности

Исследования влияния термомеханического нагружения сжатием на механические свойства и жаропрочность сплава марки СЛЖС5-ВИ, разработка способа которого подробно рассмотрена в главе 3, были проведены на пропорциональных пятикратных цилиндрических образцах (диаметр рабочей части 6 мм), соизмеримых с размерами пера рабочих лопаток первой ступени турбины газотурбинного двигателя, с применением оправок для деформации.

Характеристики кратковременной прочности и пластичности определяли на универсальной испытательной машине Zwick/Roell Z050. Определение характеристик механических свойств проводили в соответствии с ГОСТ 1497-84 [156] при комнатной температуре и ГОСТ 9651-84 [157] при температуре 900°C.

Испытания на длительную прочность и ползучесть проводились на машинах модели АИМА-5-2 по ГОСТ 3248-81 [158] и ГОСТ 10145-81 [159] при температурах 850°C, 900°C и 950°C с планируемыми временем до разрушения до 1000 ч.

Самописцы испытательных машин при модернизации были заменены приборами «Термодат», предназначенными для регулирования температуры по заданной программе и аварийной сигнализации.

Для измерения деформации ползучести в процессе испытаний машины модели АИМА-5-2 были оснащены многооборотными измерительными индикаторами МИГ-1 с ценой деления шкалы 0,001 мм.

2.3.4 Методика определения жаропрочности

Оценка жаропрочности сплава СЛЖС5-ВИ была выполнена с помощью параметрической зависимости Ларсона-Миллера [160] (формула 2.1):

$$LMP = T \cdot (a + \log \tau) \quad (2.1)$$

где T – температура испытаний, К;

τ – время до разрушения, ч;

a – параметр, для жаропрочных никелевых сплавов, принимаемый равным 20 [5, 55, 123, 161].

Минимальное напряжение, заданное при испытании на длительную прочность и ползучесть, равнялось 175 МПа. С целью обоснования соответствия заданного минимального напряжения при испытаниях образцов напряжениям, возникающим от центробежных сил, связанных с вращением колеса (лопатки с установленным диском), и отсутствия необходимости понижения величины действующего напряжения при испытании были проведены расчеты напряжений растяжения лопатки (рисунок 2.3) газотурбинного двигателя морского назначения.

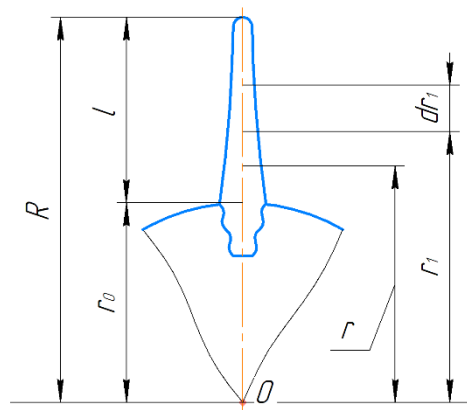


Рисунок 2.3 – Схема рабочей/направляющей лопатки, установленной в паз диска на валу

В общем виде, напряжения растяжения, распределенные по поперечному сечению лопатки, равняются [162] (формула 2.2):

$$\sigma(r) = \rho \omega^2 \frac{\int_r^R F(r_1) dr_1}{F(r)} \quad (2.2)$$

где ρ – плотность, кг/м³;

ω – угловая скорость вращения, с⁻¹;

R – наружный радиус лопаточного венца (сумма длины лопатки, установленной в диск, и радиуса диска), м;

r – радиус рассматриваемого сечения лопатки, м;

$F(r_1)$ – площадь поперечного сечения лопатки, м².

Примем сечение лопатки постоянным по длине лопатки. Тогда выражение (2.2) можно упростить в соответствии с формулой (2.3):

$$\sigma(r) = \frac{1}{2} \rho \omega^2 (R^2 - r^2) \quad (2.3)$$

При этом сечением с наибольшим напряжением является корневое сечение лопатки, на расстоянии r_0 , м. Таким образом, получаем:

$$\sigma(r_0) = \frac{1}{2} \rho \omega^2 R^2 \left(1 - \frac{r_0^2}{R^2}\right) = \frac{1}{2} \rho \omega^2 R^2 (1 - \xi_0^2) \quad (2.4)$$

где ξ_0^2 – отношение радиуса диска к наружному радиусу лопаточного венца.

Для сплава марки СЛЖС5-ВИ, на основании проведенных измерений, плотность ρ была принята равной 8500 кг/м³. Число оборотов n двигателя М70ФРУ2 равняется 7200 об./мин [163], тогда угловая скорость вращения может быть определена в соответствии с формулой:

$$\omega = 2\pi n = \frac{2 \cdot 3,14 \cdot 7200}{60} = 754,0 \text{ с}^{-1} \quad (2.5)$$

Пусть R принимает значения до 0,6 м, без ограничения нижнего значения (диапазон выпускаемых лопаток с монокристаллической структурой составляет от 0,03 до 0,35 м [164], и прессовое оборудование, предназначенное для получения дисков газотурбинных двигателей из высокопрочных никелевых сплавов, обеспечивает получение заготовок дисков диаметром до 0,5 м [165]).

Таким образом, величина максимальных растягивающих напряжений определяется отношением радиуса диска к радиусу лопаточного венца ξ_0 (рисунок 2.4), при этом для малоразмерных газотурбинных двигателей (для $R < 0,2691$ м) данная величина не будет превышать 175 МПа, тогда как для $R = 0,4; 0,5; 0,6$ м растягивающие напряжения равняются 175 МПа при $\xi_0 = 0,74; 0,85; 0,9$ соответственно, что возможно, если учесть вышеуказанные ограничения на размер лопатки и выпускаемые заготовки дисков.

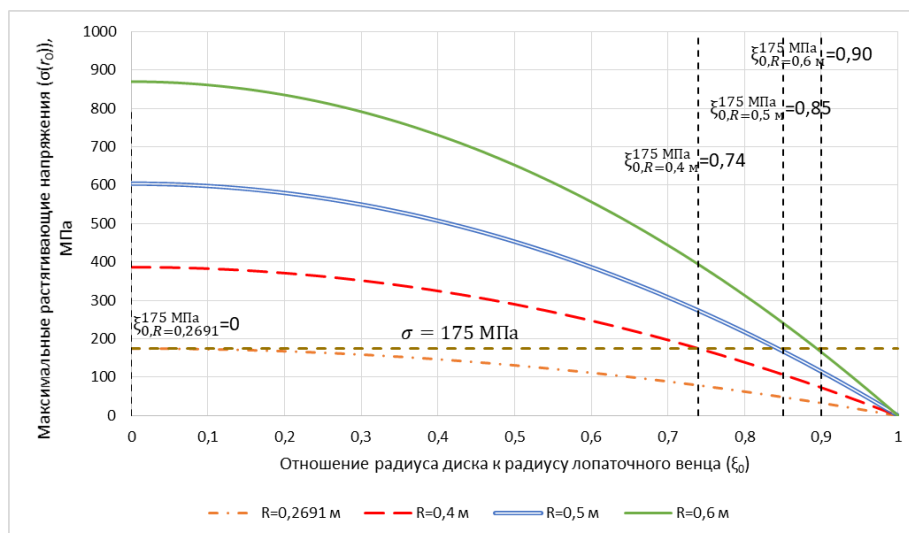
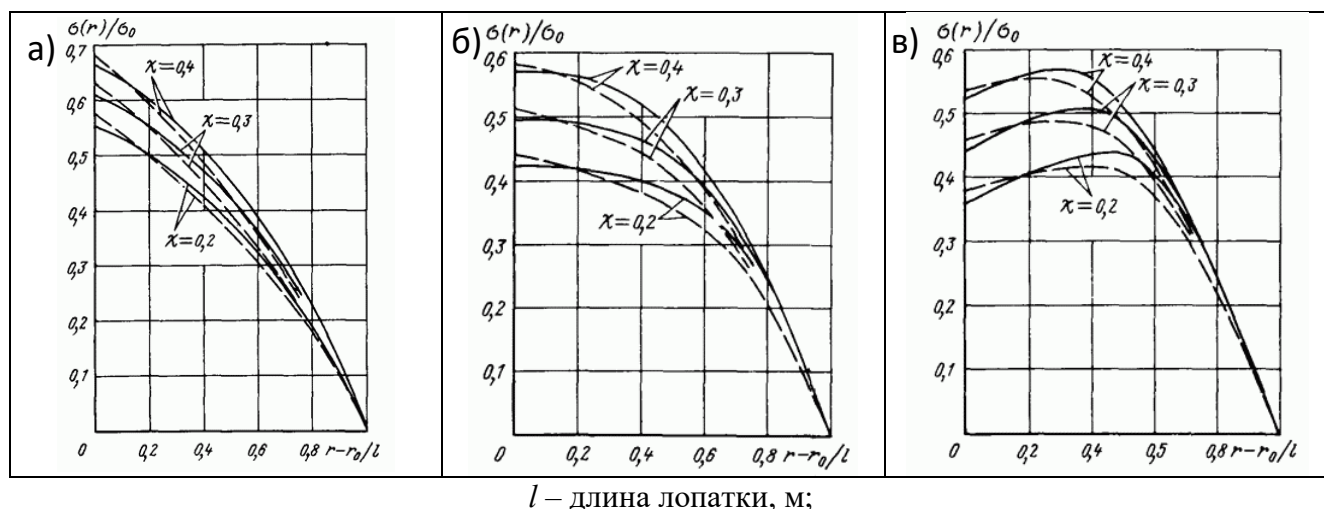


Рисунок 2.4 – Зависимость напряжений в корневом сечении лопатки с постоянным сечением от геометрических размеров лопатки и диска

Стоит отметить, что проведенная оценка действующих максимальных растягивающих напряжений является завышенной, так как лопатки с постоянным сечением хоть и изготавливаются в настоящее время, но не применяются для высоконагруженных ступеней газотурбинного двигателя из-за повышенных значений максимальных растягивающих напряжений. Расчеты, представленные в [162] демонстрируют значительное падение действующих напряжений при изменении поперечного сечения лопатки по степенному закону (Рисунок 2.5).



$\chi = F(R)/F(r_0)$ – отношение площадей корневого и концевых сечений лопатки

Рисунок 2.5 – Растягивающие напряжения в лопатке с изменением площади сечения по линейному закону (а), квадратичной параболе (б) и кубической параболе (в) [162]

Однако даже с учетом поправки $\sigma_{\max}=(0,4-0,7)\sigma_0$, очевидно, что при определенных конструкторских решениях величина максимальных растягивающих напряжений может достигать 175 МПа, см. рисунок 2.4. Кроме того, вышеуказанные расчеты растягивающих напряжений не учитывают случаи установки бандажного кольца и антивибрационных полок, увеличивающих центробежную силу от дополнительной массы.

2.3.5 Проведение коррозионных испытаний на солевую коррозию

Для оценки влияния термодиффузионного алитирования на сопротивление солевой коррозии сплава марки СЛЖС5-ВИ и последующего сравнения со сплавом марки СЛЖС5-ВИ без диффузионного слоя и с другими жаропрочными никелевыми сплавами-аналогами марок: ЧС70-ВИ, ЧС88У-ВИ, ВЖЛ2-ВИ, ЭП742-ИД, ЭП648-ВИ с металлическим покрытием ПВ-НХ16Ю6Ит и ЭП648-ВИ с металлическим покрытием (подслоем) ПВ-НХ16Ю6Ит и керамическим покрытием ЦрОИ-7 (покрытия наносились плазменным методом), были проведены ускоренные сравнительные тигельные коррозионные испытания в соответствии с СТО – 07516250-155-2016 «Методика проведения коррозионных испытаний образцов металлических материалов и покрытий на солевую коррозию» [166], имитирующие процесс солевой коррозии в температурном интервале от 800°С до 900°С. Методика СТО – 07516250-155-2016 разработана и внедрена сотрудником НИЦ «Курчатовский институт» – ЦНИИ КМ «Прометей» С.А. Суворовым с учетом требований ГОСТ Р 9.905 [167], ГОСТ 9.908 [168].

Для ускоренных испытаний в расплавах солей для сплавов марок СЛЖС5-ВИ, ЧС70-ВИ, ЧС88У-ВИ, ВЖЛ2-ВИ, ЭП742-ИД в соответствии с методикой СТО – 07516250-155-2016 были использованы специальные малогабаритные цилиндрические образцы диаметром 7 мм и длиной 35 мм. В связи с особенностями технологического процесса нанесения защитных покрытий на сплав марки ЭП648-ВИ, были использованы модифицированные цилиндрические образцы, эскиз которых представлен на рисунке 2.6 (возможность применения

образцов с увеличенной площадью поверхности допускается методикой СТО – 07516250-155-2016).

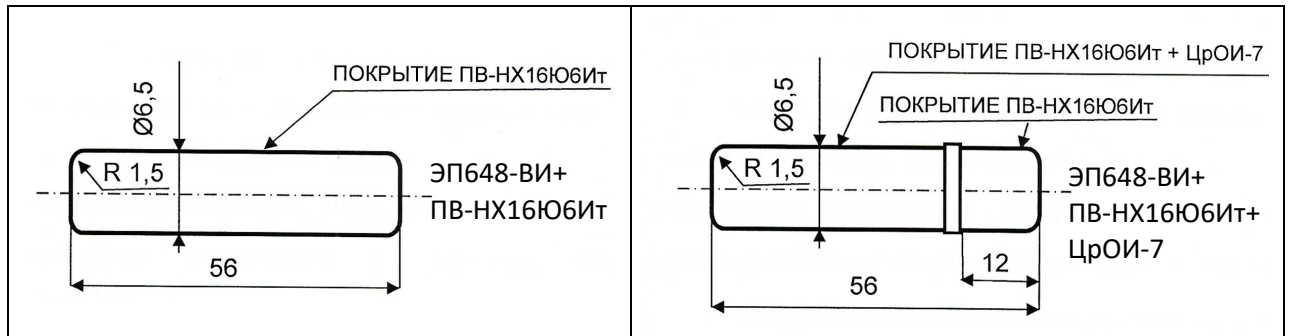


Рисунок 2.6 – Эскизы образцов из сплава марки ЭП648-ВИ с защитными покрытиями для испытаний на солевую коррозию

Двойное покрытие – металлическое покрытие (подслой) ПВ-НХ16ЮБИТ и керамическое покрытие ЦрОИ-7 – нанесено только на нижнюю часть образцов ввиду технологических особенностей оборудования, верхняя часть образцов, не имеющая покрытия, покрывалась металлическим покрытием ПВ-НХ16ЮБИТ.

Химический состав сплавов марок ЧС70-ВИ, ЧС88У-ВИ, ВЖЛ2-ВИ, ЭП742-ИД, ЭП648-ВИ, а также металлического подслоя ПВ-НХ16ЮБИТ в исходном состоянии представлен в таблице 2.2.

Ускоренные сравнительные испытания в расплаве солей 75% Na_2SO_4 + 25% NaCl проводили для обоснования выбора материалов деталей и узлов проточной части ГТД морского назначения в условиях воздействия продуктов сгорания серосодержащего топлива (Na_2SO_4) и морской атмосферы, содержащей аэрозольные частицы морской соли (NaCl). Условия испытаний отвечали максимально жестким режимам работы ГТД, когда в щелевых зазорах узлов соединения деталей газовой турбины накапливаются отложения агрессивных солей и происходит их расплавление при работе этих узлов в наиболее опасных диапазонах температур. Так, в работе [170] показано, что в результате солевой коррозии образовавшиеся коррозионные повреждения являлись очагами разрушения эксплуатационных трещин в замках рабочих лопаток ГТУ из сплава марки ЖС32-ВИ.

Таблица 2.2 – Химический состав сплавов-аналогов и покрытия ПВ-НХ16Ю6Ит

Марка сплава/ покрытия	Ni	Fe	C	Co	Cr	Mo	W	Al	Ti	V	Nb	B	Y	Ce	Zr	Si	Mn	Ca	P	S
	Содержание элементов, мас.%																			
ЧС70-ВИ	Осн.	-	0,09	1,0	15,9	2,0	5,5	2,8	4,5	-	0,2	0,02	0,05	-	0,05	-	-	-	-	-
ЧС88У-ВИ	Осн.	-	-	10,75	15,6	1,95	-	3,05	4,6	5,3	0,2	-	-	-	-	-	-	-	-	-
ВЖЛ2-ВИ [169]	Осн.	2- 3,5	0,11- 0,17	≤2	12- 15	12- 15	8- 10	1,5- 3	2- 3,2	-	-	≤ 0,065	-	-	-	1-2	-	-	≤ 0,02	≤ 0,02
ЭП742-ИД	Осн.	0,3	-	10,0	13,9	5,0	0,1	2,7	2,6	-	2,6	-	-	-	-	-	-	-	-	-
ЭП648-ВИ	Осн.	0,43	0,06	-	33,37	2,45	4,58	1,04	1,04	4,58	0,89	-	-	0,03*	-	0,12	0,03	-	0,004	0,005
ПВ- НХ16Ю6Ит	Осн.	0,17	-	-	16,8	-	-	8,0	-	-	-	-	0,53	-	-	0,1	-	0,11	-	-

* – вводится по расчету

Химический состав сплава марки СЛЖС5-ВИ – Ni – осн., Cr – 12,32; Co – 15,05; W – 2,53; Al – 3,07; Re – 3,89; Ti – 3,57; Ta – 3,43; Hf – 0,096; C < 0,01; Mo – 1,04; Si – 0,23; Mn – 0,18; Mg – 0,019; S – 0,003; P < 0,01; O < 0,001; N < 0,001. Лантан, иттрий и церий вводились по расчету, 0,02 мас.% каждый элемент, и не определялись.

Керамическое покрытие ЦрОИ-7 состоит из следующих оксидов, мас.%: ZrO₂ – основа, Y₂O₃ – 7,8, HfO₂ – 1,3, Al₂O₃ < 0,1, FeO < 0,1, SiO₂ < 0,1, TiO₂ < 0,1.

Ускоренные сравнительные испытания образцов материалов, предназначенных для изготовления деталей горячих камер ГТД, проводили в соответствии с СТО – 07516250-155-2016 при температурах 800°C и 900°C, в электропечи ПКО-1,4-100 по ГОСТ Р 51837-2001 [171]. Для сплавов-аналогов также проводились испытания при температурах 750°C и 850°C. Регулирование и поддержание температуры внутри печей осуществляли с точностью $\pm 10^\circ\text{C}$ с помощью контрольных термопар ТХА по ГОСТ 6616-94 [172] и измерителей-регуляторов «Термодат К17» по ГОСТ Р 52931-2008 [173].

Во внутреннее пространство печи устанавливали алундовый контейнер (стакан), в который помещали алундовые ячейки емкостью 110 мл (тигли), инертные к коррозионному воздействию агрессивных солевых расплавов при высоких температурах (рисунок 2.7).

Перед началом испытаний:

- образцы очищали от загрязнений и обезжиривали тампоном, смоченным этиловым спиртом;
- фиксировали исходное состояние образцов путем визуального осмотра и фотографировали;
- взвешивали образцы на аналитических весах с точностью до $\pm 0,05$ мг;
- засыпали на дно алундовой ячейки (тигля) емкостью 110 мл хорошо перемешанную смесь солей с заданным процентным соотношением $\text{Na}_2\text{SO}_4 + \text{NaCl}$ (перемешивание осуществлялось при помощи лабораторного смесителя СМ-ПБс 5 л) на высоту 10–15 мм после чего погружали образец в вертикальном положении в смесь солей, засыпая полностью на 5–10 мм выше его верхнего торца;
- ячейку с образцом в смеси солей закрывали алундовой крышкой, помещали в алундовый контейнер, в который вставляли также контрольную термопару, после чего помещали контейнер в электропечь;
- устанавливали с помощью измерителя-регулятора «Термодат К17» заданную температуру испытаний, скорость нагрева (не более пяти градусов в минуту) и включали нагрев электропечи.

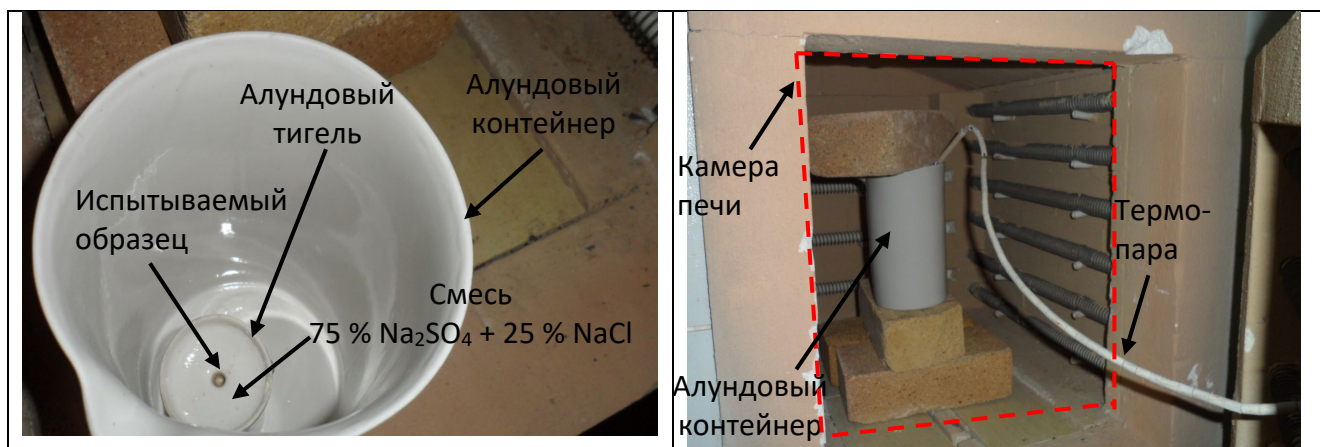


Рисунок 2.7 –Алундовый контейнер в камере печи

Образцы, находящиеся в тигле, засыпали смесью солей 75% Na₂SO₄ + 25% NaCl и помещали в печь, в которой выдерживали при температурах 800°C и 900°C в течение 24 ч.

По окончании испытаний выключали нагрев печи и после ее остывания до температуры ниже 60°C извлекали ячейки. Тигли с образцами заливали тонкой струей водопроводной воды до полного растворения смеси (расплава) солей. После растворения солей извлекали образцы и промывали их под струей горячей воды с применением жесткой волосяной щетки до полного растворения осадка. Промытые образцы помещали в термостойкий стеклянный прозрачный стакан, заливали дистиллированной водой из расчета не менее 100 мл на образец и кипятили на плитке в течение 15 мин, после чего извлекали из воды и сушили в фильтровальной бумаге. Для контроля полноты отмывки от хлоридов в стакан с дистиллированной водой после извлечения образцов капали 10 капель 1% раствора азотнокислого серебра (AgNO₃). При помутнении раствора, вызванным выпадением осадка AgCl и свидетельствующем о неполной отмывке образцов от хлоридов, повторяли процедуру кипячения в дистиллированной воде и анализа раствора на соли столько раз, сколько нужно для отсутствия помутнения воды.

Высушенные с помощью фильтровальной бумаги образцы выдерживали в сушильном шкафу в течение 30 мин при температуре 150°C, после чего их охлаждали до комнатной температуры. Высушенные образцы взвешивали на весах

неавтоматического действия Mettler Toledo ME54 с погрешностью $\pm 0,5$ мг и определяли изменение массы (убыль или привес).

После взвешивания образцы осматривали (с применением лупы с увеличением $\times 10$) и фотографировали. Для образцов определяли вид коррозии по ГОСТ Р 9.905 [167] (сплошная равномерная коррозия, сплошная неравномерная коррозия, коррозия пятнами, местная, структурная, межкристаллитная, коррозионное растрескивание), коррозионные потери, наличие, или отсутствие коррозионных очагов и их размеры.

Определяли изменение массы (привес или убыль) на единицу площади образца q (г/см²) по формуле (2.5), и (при отсутствии продуктов коррозии на поверхности образцов) скорость коррозии $v_{\text{кор}}$ определяли по показателям коррозионных удельных потерь массы (или привеса) на единицу площади образца за удельное время испытаний (мг/см²ч) по формуле (2.6) [166] по ГОСТ 6130 [174]:

$$q = (m - m_0)/S \quad (2.5)$$

$$v_{\text{кор}} = (m - m_0)/(S \cdot \tau) \quad (2.6)$$

где m_0 и m – начальная и конечная масса образца соответственно, мг;

S – площадь поверхности образца, см²;

τ – продолжительность испытаний, ч;

$v_{\text{кор}}$ – скорость коррозии (по убыли массы), мг/(см²ч).

В соответствии с методикой испытания СТО – 07516250-155-2016, приближенную оценку потерь массы по привесу проводили, допустив, что продукты коррозии на поверхности образца наполовину состоят из оксидов (типа MeO) и наполовину из сульфидов металлов (типа MeS), входящих в состав сплава, по формуле 2.7:

$$(\Delta m) = (+\Delta m) \cdot (A_S + A_O)/2A_{Me}, \quad (2.7),$$

где (Δm) – потери массы образца, мг;

$(+\Delta m)$ – увеличение массы образца, мг;

A_S – атомный вес серы (32 г/моль); A_O – атомный вес кислорода (16 г/моль);

A_{Me} – средний атомный вес металлов в составе сплава, г/моль (для жаропрочных никелевых сплавов принимается равным 58 г/моль).

Следует учитывать, что скорости коррозии, полученные на основании кратковременных ускоренных испытаний в расплавах солей [166], значительно превосходят скорости коррозии в реальных условиях эксплуатации. Это связано с использованием при ускоренных испытаниях значительно более агрессивных коррозионных сред, приводящим к максимальным скоростям коррозии на ее начальных этапах, то есть до образования экранирующей пленки продуктов коррозии (оксидов и сульфидов), которые в дальнейшем затрудняют диффузию коррозионной среды (сульфатов и хлоридов) к поверхности образцов.

Глубину проникновения коррозии (глубинный показатель) $h_{\text{ум}}$ (мм) за 1 ч для сплавов, подвергнутых общей равномерной и неравномерной коррозии, определяли по формуле (2.8) по методу уменьшения массы:

$$h_{\text{ум}} = \frac{v_{\text{кор}}}{\rho \cdot 100} \quad (2.8)$$

где ρ – плотность сплава, г/см³.

Для остальных сплавов глубина коррозии определялась прямым измерением глубины максимальных коррозионных повреждений.

Скорость коррозии по глубине коррозии $V_{\text{кор}}$ (мкм/ч) определяли по формуле (2.9):

$$V_{\text{кор}} = h_{\text{ум}} / (1000 \cdot \tau) \quad (2.9)$$

Образцы после испытаний из сплава марки СЛЖС5-ВИ (до и после алитирования) и сплава марки ЭП648-ВИ с металлическим покрытием ПВ-НХ16Ю6Ит и ЭП648-ВИ с металлическим покрытием (подслоем) ПВ-НХ16Ю6Ит разрезали механически в направлении поперек оси и изготавливали микрошлифы, предварительно осматривая с применением лупы с увеличением $\times 7 - \times 10$ для определения мест развития коррозионных дефектов максимальной глубины (по визуальной оценке). Плоскости микрошлифов проходили вблизи вершин максимально глубоких коррозионных дефектов. Дальнейшее исследование микрошлифов проводилось с помощью растрового электронного микроскопа, на котором определяли глубину и характер коррозионных повреждений по ГОСТ 9.908 [168].

На микрошлифах с помощью электронного микроскопа, оснащенного оборудованием для микрометрических измерений и микроанализа, производили:

- определение максимальной глубины коррозионных дефектов;
- исследование микроструктуры и локального химического состава основного металла, а также металла вблизи поверхности очагов коррозионных повреждений.

2.3.6 Исследование пористости

С целью определения влияния термомеханического нагружения сжатием на микропористость сплава марки СЛЖС5-ВИ, при комнатной температуре на цилиндрических образцах диаметром 6,05 мм и длиной 59,15 мм был проведен ряд исследований, методы проведения которых представлены ниже.

2.3.6.1 Измерение удельного электрического сопротивления

Удельное электрическое сопротивление определялось в соответствии с МВИ № 261.07.17.038/2009 [175] с использованием Омметра специализированного типа МСЗ-ИФМ.

2.3.6.2 Измерение плотности

Плотность методом гидростатического взвешивания определялась в соответствии с ГОСТ 20018-74 [176] с использованием электронных лабораторных весов ХР 204S производства фирмы Mettler Toledo AG с погрешностью $\pm 0,3$ мг.

2.3.6.3 Измерение методом физической сорбции

Метод физической сорбции газов основан на изучении адсорбции (поглощения) газов твердыми телами, то есть определении количества

адсорбированного азота на пористой поверхности при постоянной температуре и при определенном значении относительного давления. Для исследования образцов из сплава марки СЛЖС5-ВИ использовался автоматический анализатор площади поверхности и пористости «Tristar 3020», производства Micromeritics Instrument Corporation (США). Принцип работы анализатора основан на использовании метода определения удельной поверхности исследуемых материалов от 0,05 до 1000 м²/г по тепловой десорбции газов (азота) в соответствии с ГОСТ 23401-90 [177].

С целью удаления влаги и загрязнений перед измерениями образцы (диаметром 6 мм и длиной 12,5 мм) подвергались дегазации (контролируемому нагреву исследуемого образца в потоке инертного газа в течение заданного времени) в вакууме и инертном газе, последовательно. Для этого пробирки с образцами помещали в печь станции дегазации подготовки образцов VacPrep 061, нагретую до температуры 200°С, откачивали воздух до величины давления 13 Па. Затем в печь подавали инертный газ – гелий (ТУ 51-940-80) [178] – и выдерживали образцы в течение 1–2 минут. Далее образцы охлаждали до комнатной температуры. Далее производили измерение массы сухого образца, затем пробирки с навеской помещали в анализатор и снова измеряли по выбранным параметрам.

Для охлаждения образцов использовался жидкий азот третьего сорта по ГОСТ 9293-74 [179] (чистотой не ниже 99,5%) при температуре –196°С. В качестве газа-сорбата использовался газообразный азот особой чистоты (ГОСТ 9293-74), в качестве газа-носителя – гелий газообразный марки А по ТУ 51-940-80.

2.3.7 Исследование микроструктуры, локального химического состава и фрактографический анализ

Резка, шлифование и полировка образцов с целью получения микрошлифов проводились на оборудовании пробоподготовки марки АТМ-1. С целью устранения возможности термического влияния на поверхность исследуемого жаропрочного никелевого сплава марки СЛЖС5-ВИ в процессе изготовления

шлифов обеспечивали ограничение скорости резки и непрерывную подачу охлаждающей жидкости. Электрохимическое травление образцов из сплава марки СЛЖС5-ВИ осуществлялось в водном растворе азотной кислоты (с объемной долей азотной кислоты в воде, равной 9%) при плотности тока, равной 0,1 А/см², в соответствии с [180].

Исследования микроструктуры образцов жаропрочных никелевых сплавов (микропористости, неметаллических включений, дендритов и междендритных участков, фрактографические исследования) проводили методом растровой электронной микроскопии, а также локального рентгеноспектрального микроанализа (РСМА) на базе сканирующего металлографического микроскопа «Tescan Vega», оснащенного рентгеновским энергодисперсным спектрометром «INCA X-MaX-50». Исследование микроструктуры сплава марки СЛЖС5-ВИ методом оптической микроскопии проводилось на инвертированном оптическом микроскопе AxioObserver.3.

2.3.8 Количественная оценка параметров микроструктуры

Изображения, полученные при помощи сканирующего микроскопа, подвергались цифровой обработке в свободном ПО ImageJ, разработанном сотрудниками National Institutes of Health, а также в Thixomet. Упорядоченность несплошностей, неметаллических включений и карбидов оценивалась методами цифрового материаловедения, характеризующими структуру материала за счет анализа статистической информации с большого поля зрения, определяющих следующие параметры структуры [181, 182]:

– лакунарность $\lambda(\varepsilon)$ – количественная характеристика однородности распределения объектов, определяемая по формуле (2.10):

$$\lambda(\varepsilon) = \left(\frac{\sigma(\varepsilon)}{\mu(\varepsilon)} \right)^2 \quad (2.10)$$

где σ – стандартное квадратичное отклонение;

μ – среднее число частиц в рассматриваемом поле зрения;

ε – размер ячейки сетки, мкм (для удобства, в данном случае лакунарность оценивалась при заданном размере ячейки, равном 1 мкм).

Лакунарность рассчитывалась методом разбиения анализируемого изображения на квадратные участки и подсчета их «масс», зависящих от наполненности изучаемыми объектами. В качестве объектов были рассмотрены как пиксели пор, неметаллических включений и карбидов, так и их центры масс. Таким образом, при расчете по пикселям учитывались геометрические размеры объектов, а при расчете по центрам масс подсчитывалось только геометрическое расположение объектов, без учета их размеров.

– инвариантность – показатель самоподобия, получаемый при изучении лакунарности при различном масштабе и характеризующий степень зависимости лакунарности от масштаба, данный показатель можно определить по формуле (2.11):

$$\lambda = A \cdot \varepsilon^{-n} \text{ или } \ln \lambda = -n \ln \varepsilon + \ln A \quad (2.11)$$

где A – предстепенной коэффициент;

ε – размер ячейки сетки, мкм (для оценки инвариантности размер ячейки сетки варьировался);

n – инвариантность, являющаяся показателем степени.

– фрактальная размерность (размерность Хаусдорфа) – показатель геометрической сложности изучаемых объектов, представляющий собой характеристику заполнения объектами изучаемого пространства, определяемый следующим образом [183]: рассматривается бинаризованное изображение с целью возможности задания множества точек N , принадлежащих анализируемому объекту. Анализируемое изображение разбивается на ячейки, после чего осуществляется подсчет ячеек, включающий в себя изучаемый объект, от $i = 1$ до $N(\varepsilon)$, где $N(\varepsilon)$ – суммарное количество занятых ячеек. Таким образом, по формуле (2.12) можно определить вероятность $p_i(\varepsilon)$ того, что случайно взятая точка из множества N , будет принадлежать i -й ячейке:

$$p_i(\varepsilon) = \frac{n_i(\varepsilon)}{N} \quad (2.12)$$

где $n_i(\varepsilon)$ – количество точек в i -й ячейке.

На основании формулы (2.13) определялась обобщенная статистическая сумма $Z(q; \varepsilon)$:

$$Z(q; \varepsilon) = \sum_{i=1}^{N(\varepsilon)} p_i^q(\varepsilon) \quad (2.13)$$

где q – порядок момента, принятый для определения размерности Хаусдорфа равным нулю.

Фрактальная размерность D определялась на основании формулы (2.14):

$$D = \frac{\tau(q)}{q-1} \quad (2.14)$$

где $\tau(q) = \lim_{\varepsilon \rightarrow 0} \frac{\ln Z(q; \varepsilon)}{\ln(\varepsilon)}$.

– энтропия Вороного – показатель хаотичности распределения объектов, описывающий количество информации, требуемой для определения состояния системы (взаимного расположения элементов структуры) и растущий при увеличении неупорядоченности системы. Данный показатель определялся на основании построения диаграмм Вороного (равномерного разбиения изображения, на основании множества точек, в данном случае центров масс исследуемых структурных элементов, на многоугольники, образующие область с множеством точек, более близких к одному из структурных элементов, чем к любому другому). Разбиение осуществлялось в программе Matlab при помощи функции `voronoi`.

Полученные диаграммы Вороного позволили определить данные о количестве сторон у многоугольников, окружающих точки, характеризующие структурные элементы, разделить многоугольники на классы с различным количеством сторон и определить энтропию Вороного H по формуле (2.15):

$$H = - \sum_{i=1}^K p_i \ln p_i \quad (2.15)$$

где p_i – вероятность наличия у многоугольника из i -го класса количества сторон, соответствующих данному классу (подчиняется условию нормировки вероятностей, как и вероятность в формуле 2.12);

K – количество классов.

ВЫВОДЫ К ГЛАВЕ 2

Предложен комплекс исследований и испытаний жаропрочных никелевых сплавов морского назначения с целью исследования влияния термомеханического нагружения сжатием на кратковременные механические свойства, жаропрочности, сопротивления ползучести, микропористость и микроструктуру, а также термодиффузионного алитирования на сопротивление солевой коррозии сплава марки СЛЖС5-ВИ. Вышеперечисленные методы исследований и испытаний, а также детальное изучение структуры методами растровой электронной микроскопии, рентгеноспектрального микроанализа и фрактографии позволяют выполнить поставленные цель и задачи диссертационной работы с обеспечением высокой достоверности полученных результатов.

ГЛАВА 3. РАЗРАБОТКА СПОСОБА ПОВЫШЕНИЯ ЖАРОПРОЧНОСТИ И ИССЛЕДОВАНИЕ ЕГО ВЛИЯНИЯ НА СЛУЖЕБНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ЖАРОПРОЧНОГО НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА МАРКИ СЛЖС5-ВИ

3.1 Разработка способа термомеханического нагружения сжатием сплава марки СЛЖС5-ВИ

С целью изучения влияния сжимающих напряжений в процессе старения на служебные характеристики и структуру высокого разрешения металла было проведено термомеханическое нагружение монокристаллического никелевого сплава марки СЛЖС5-ВИ.

Для получения оптимального уровня механических свойств, обеспечивающих повышенную жаропрочность [123, 184], сплав марки СЛЖС5-ВИ подвергался гомогенизационному отжигу, совмещенному с закалкой, и двухступенчатому старению в печи ПКО-1,4-100 с целью выравнивания химического состава [185], образования однофазного твердого раствора (γ -фазы) и последующего выделения упрочняющей интерметаллидной γ' -фазы в матрице. Задание и контроль режима термической обработки осуществлялся при помощи измерителя-регулятора «Термодат К17».

Режим термической обработки сплава марки СЛЖС5-ВИ представлен на рисунке 3.1.

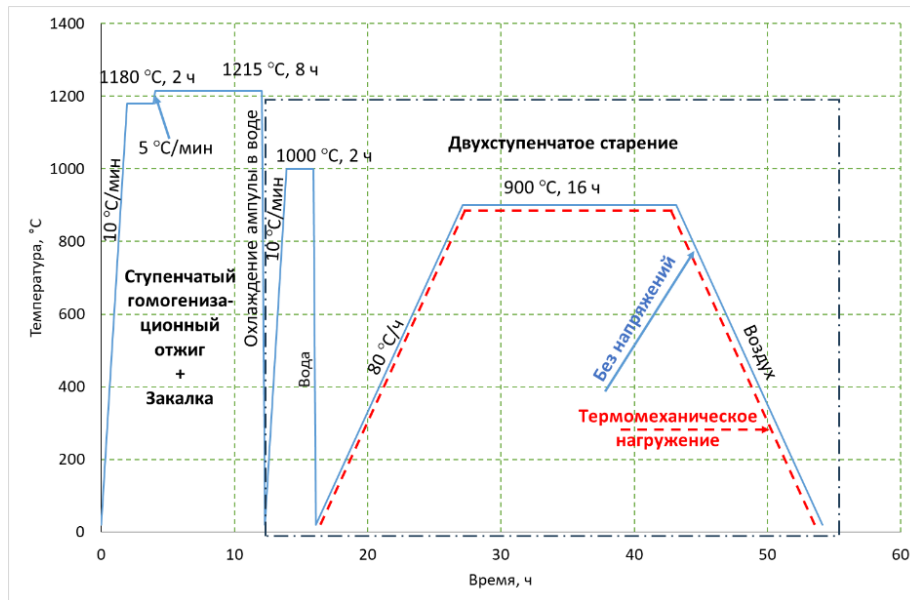


Рисунок 3.1 – Режим термической обработки сплава марки СЛЖС5-ВИ (штатный режим [5] и термомеханическое нагружение)

Режим термической обработки образцов сплава марки СЛЖС5-ВИ выбран с учетом исследований и предложений по проведению термической обработки, сформулированных в работе [5]. Гомогенизационный отжиг сплава марки СЛЖС5-ВИ, совмещенный с закалкой, проводили при температуре 1215 °C с выдержкой в течение 8 ч (по результатам дифференциального термического анализа [5], полное растворение γ' -фазы в сплаве марки СЛЖС5-ВИ происходит при данной температуре, относительно низкая величина температуры полного растворения γ' -фазы (по сравнению с другими жаропрочными никелевыми сплавами) может быть объяснена повышенным содержанием хрома и кобальта в химическом составе сплава, что подтверждается регрессионной зависимостью, представленной в работе [5]), и двухступенчатое старение (первая ступень – при температуре 1000 °C с выдержкой в течение 2 ч, для выделения γ' -фазы в более дисперсном виде при охлаждении, а также карбидных фаз благоприятных типов и морфологии [186], вторая ступень – при температуре 900 °C с выдержкой в течение 16 ч (температура старения совпадает с максимальной рабочей температурой сплава марки СЛЖС5-ВИ, что допустимо для жаропрочных никелевых сплавов – старение сплава продолжается в процессе эксплуатации [186]).

Нагрев, выдержка и охлаждение при гомогенизационном отжиге, совмещенном с закалкой, и первая ступень старения, с целью снижения окисляемости образцов проводились в заваренной ампуле, заполненной аргоном (рисунок 3.2), с последующей закалкой в воде.



Рисунок 3.2 – Образцы из сплава марки СЛЖС5-ВИ и ампула перед проведением термической обработки

Вторая ступень старения образцов, вынутых из ампулы, осуществлялась на воздухе двумя различными путями:

- без нагрузки;
- под сжимающим напряжением вдоль оси $[001]$ (соответствующей оси лопатки турбины).

Направление и знак напряжения, реализуемого в ходе проведения термомеханического нагружения, выбраны на основании проведенного исследования состояния вопроса и исходя из следующих предположений:

- образование упрочняющей γ' -фазы в процессе старения их с вытянутой вдоль вертикальной оси образца формой $[100, 103]$ (было предположено, что за счет изменения морфологии γ' -фазы и образования «текстуры проката» можно замедлить рафтирование γ' -фазы при дальнейшем проведении испытаний на длительную прочность и снизить скорость ползучести);
- растворение пор и залечивание микротрещин [88–90].

Термомеханическое нагружение сжатием осуществлялось при помощи оправки, изготовленной из материала с более низким температурным коэффициентом линейного расширения (ТКЛР), по сравнению с исследуемым

материалом образцов.

Для инициации сжимающих напряжений использовали оправку, изготовленную из стали марки 07X15H4M2T (ЧС137-ВИ). Выбор стали марки 07X15H4M2T в качестве материала оправки обусловлен относительно низким коэффициентом линейного расширения, что будет показано в разделе 3.2, по сравнению со многими сталями и сплавами [187], с целью обеспечения сжимающих напряжений.

Вид образца в оправке для прецизионного деформирования металла сжатием представлен на рисунке 3.3.



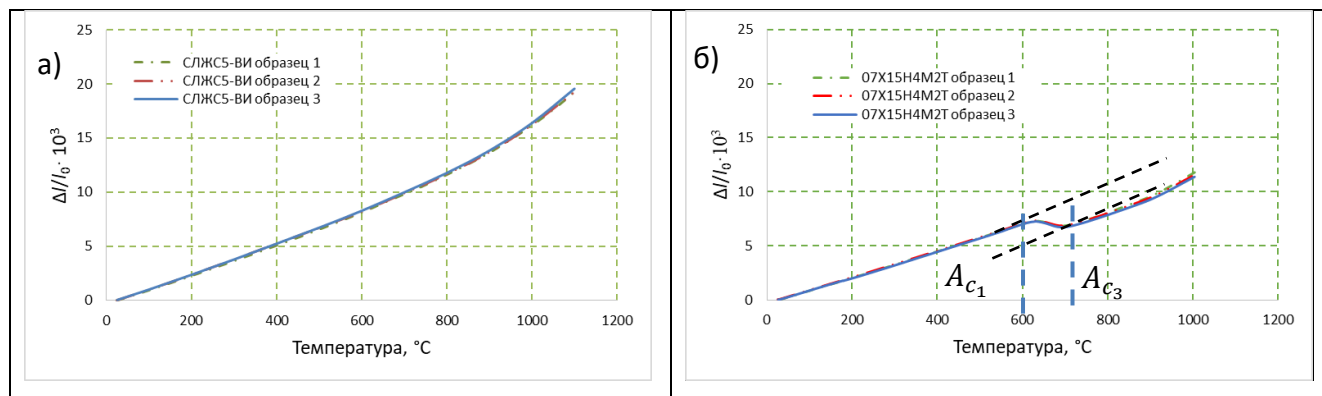
Рисунок 3.3 – Образец в оправке для прецизионного деформирования металла сжатием

Образец устанавливался в оправку с зазором не более 0,01 мм. В процессе нагрева образец прижимался к оправке и в нем возникали сжимающие напряжения, что подтверждается отсутствием следов окисления в зоне контакта образца и оправки.

3.2 Методика консервативной оценки напряжений и скорости деформации образца в оправке в ходе проведения термомеханического нагружения

Для определения принципиальной возможности создания сжимающих

напряжений в рабочей части образца из сплава марки СЛЖС5-ВИ за счет фиксации образца из данного сплава в оправке из стали марки 07X15H4M2T были проведены испытания на dilatометре (в закалочной системе, без нагружения) для стали марки 07X15H4M2T и сплава марки СЛЖС5-ВИ в интервалах температур от 20°C до 900°C с последующим построением dilatометрических кривых (рисунок 3.4).



Δl – изменение длины при нагреве, мм; l_0 – начальная длина образца, мм

Рисунок 3.4 – Dilатометрические кривые сплава марки СЛЖС5-ВИ (а) и стали марки 07X15H4M2T (б), полученные без нагружения

На всем исследованном температурном диапазоне относительное удлинение образцов из сплава марки СЛЖС5-ВИ превосходит относительное удлинение образцов из стали марки 07X15H4M2T, что свидетельствует о том, что образец из сплава марки СЛЖС5-ВИ при фиксации в оправке из стали марки 07X15H4M2T будет находиться под воздействием сжимающих напряжений при нагреве от комнатной температуры до температуры старения. Для сплава марки СЛЖС5-ВИ, на основании рисунка 3.4а, не было установлено наличия фазовых превращений на исследованном температурном диапазоне. На основании полученной dilatометрической кривой (рисунок 3.4б) можно отметить, что для стали марки 07X15H4M2T существует температурный диапазон обратного мартенситного превращения для стали марки 07X15H4M2T, определяемый как участок, на котором не выполняется линейная зависимость относительного удлинения от температуры – от температуры начала $A_{c_1} = 615^\circ\text{C}$ до температуры окончания $A_{c_3} = 715^\circ\text{C}$. Кроме того, наличие данного участка может быть обусловлено предвыделением и выделением карбидов типа Me_{23}C_6 , приводящих к повышению

плотности материала оправки [188], – все это приводит к снижению температурного коэффициента линейного расширения до отрицательных значений (сжатию стали при нагреве).

Исходя из полученных дилатометрических кривых, процесс нагружения в дилатометре и в ходе термомеханического нагружения сжатием, в зависимости от температуры нагрева, можно разделить на 4 стадии:

- 1) нагружение до температуры начала обратного мартенситного превращения ($t < A_{c_1}$);
- 2) нагружение в ходе протекания обратного мартенситного превращения ($A_{c_1} < t \leq A_{c_3}$);
- 3) нагружение до температуры старения с выраженной релаксацией напряжений ($A_{c_3} < t \leq t_{\text{стар}}$);
- 4) выдержка при температуре старения с релаксацией действующих напряжений ($t = t_{\text{стар}}$).

С целью определения максимальных напряжений в оправке и образцах были проведены дилатометрические испытания в деформационной системе. Образец из стали марки 07X15H4M2T устанавливался в дилатометре и жестко фиксировался между пуансонами, нагревался со скоростью 600 °С/ч от 20 °С до 400 °С и 80°С/ч от 400°С до 900°С. Временные зависимости температуры и напряжения испытанного в дилатометре образца из стали марки 07X15H4M2T представлены на рисунке 3.5.

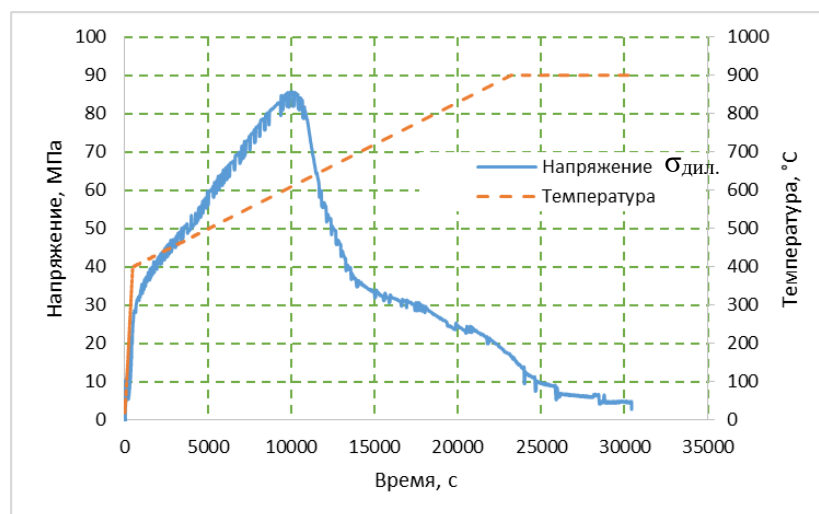


Рисунок 3.5 – Напряжение в образце из стали марки 07X15H4M2T и температура в ходе проведения дилатометрических испытаний в деформационной системе

Для последующей консервативной оценки значений напряжений, возникающих в оправке и образце в ходе проведения термомеханического нагружения сжатием, полученные на рисунке 3.5 результаты должны быть подвергнуты ряду корректировок:

- особенности ПО дилатометра не позволяют зафиксировать пуансоны деформационной системы без нагружения образца (в данном случае была задана минимальная нагрузка $\sigma_{\text{фикс.}} = 10$ МПа), как следствие кривая для оценки максимальных напряжений должна быть скорректирована с учетом данной нагрузки;

- в температурном интервале от A_{c_1} до A_{c_3} напряжения в образце из стали марки 07X15H4M2T, зафиксированном в дилатометре, падают к моменту начала обратного мартенситного превращения при нагреве, тогда как напряжения в зоне контакта оправки и образца в ходе термомеханического нагружения сжатием будут расти за счет сокращения размеров оправки и расширения образца из сплава марки СЛЖС5-ВИ. Таким образом, кривая для оценки максимальных напряжений в температурном интервале от A_{c_1} до A_{c_3} была «отражена» относительно горизонтальной линии, проведенной через кривую напряжений при температуре A_{c_1} ;

- параллельный перенос кривой «напряжение-время» на рисунке 3.5 к новому значению напряжения при температуре A_{c_3} с целью получения кривой для оценки максимальных напряжений некорректен, так как в температурном интервале от A_{c_3} до $t_{\text{стар}}$ можно отметить значительную релаксацию напряжений, поэтому были построены аппроксимирующие кривые, на основании данных, представленных на рисунке 3.5, и подчиняющиеся экспоненциальному закону в соответствии с формулой 3.1:

$$\sigma(\tau) = \sigma_0 \cdot e^{-n\tau} \quad (3.1),$$

где $\sigma(\tau)$ – напряжение (МПа) в момент времени τ (с);

σ_0 – напряжение (МПа) в начальный момент времени ($\tau = 0$ с);

n – предэкспоненциальный множитель, с^{-1} .

Таким образом, построение кривой для оценки максимальных напряжений

(σ_{max} , МПа) в зоне контакта образец-оправка, было осуществлено в соответствии с формулой (3.2):

$$\sigma_{max} = \begin{cases} \sigma_{дил.} - \sigma_{фикс.}, t \leq A_{c1} \\ 2\sigma_{дил.}(A_{c1}) - \sigma_{фикс.} - \sigma_{дил.}(t), A_{c1} \leq t \leq A_{c3} \\ (\sigma_{дил.}(A_{c3}) - \sigma_{фикс.}) \cdot e^{-0,000076(\tau - \tau(A_{c3}))}, A_{c3} \leq t \leq t_{стар.} \\ (\sigma_{дил.}(t_{стар.}) - \sigma_{фикс.}) \cdot e^{-0,00017(\tau - \tau(t_{стар.}))}, t = t_{стар.} \end{cases} \quad (3.2),$$

где $\sigma_{дил.}$ – напряжение, фиксируемое dilatометром при заземлении образца из сплава марки 07X15H4M2T, МПа;

$\sigma_{фикс.}$ – напряжение, необходимое для заземления деформационной системой dilatометра образца, МПа.

В результате была построена кривая для оценки максимальных напряжений на оправке и рабочей части образца (с учетом того, что площадь контакта образец-оправка в 4 раза превосходит площадь поперечного сечения рабочей части образца), рисунок 3.6.

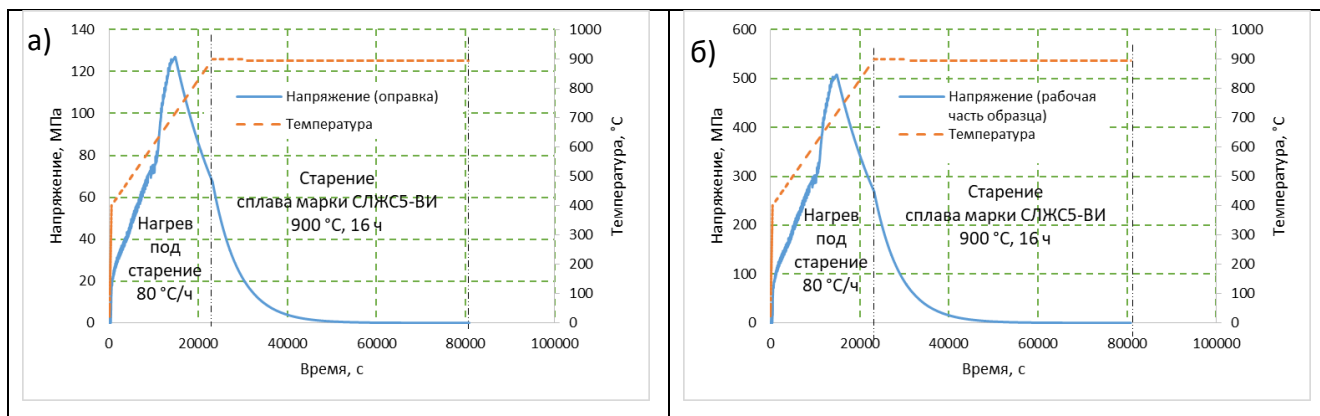


Рисунок 3.6 – Максимальное напряжение в зоне контакта «образец-оправка» (а) и в рабочей части образца из сплава марки СЛЖС5-ВИ (б)

в ходе проведения термомеханического нагружения сжатием

Полученные зависимости максимальных напряжений, после сглаживания шума, позволяют дать консервативную оценку скорости нагружения, а также на основании закона Гука (формула 3.3) и полученных значений модуля упругости сплава марки СЛЖС5-ВИ¹ (рисунок 3.7), скорости деформации ($\dot{\epsilon}$, %/с⁻¹) рабочей

¹ Температурная зависимость модуля нормальной упругости сплава марки СЛЖС5-ВИ, определенная в диапазоне от 20°C до 540°C, была экстраполирована до температуры 900°C, на основании того, что для жаропрочных

части образца из сплава марки СЛЖС5-ВИ в ходе проведения термомеханического нагружения сжатием:

$$\dot{\varepsilon} = \frac{\delta\varepsilon}{\delta\tau} = \frac{100}{E_{\text{СЛЖС5-ВИ}}(t)} \cdot \frac{\delta\sigma_{\text{max}}}{\delta\tau} \quad (3.3)$$

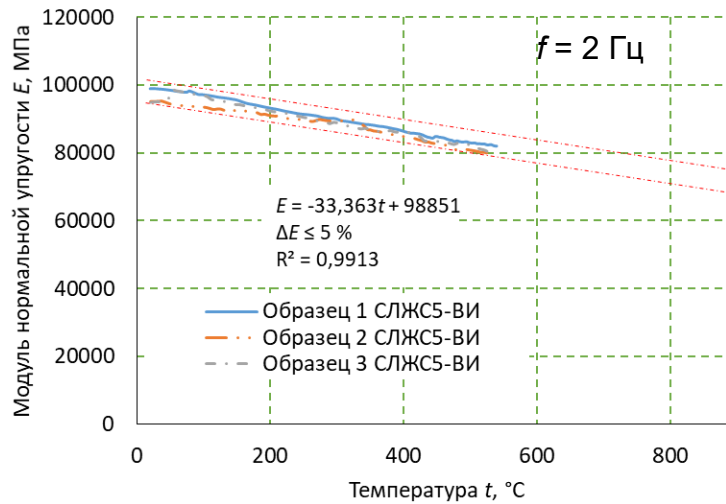


Рисунок 3.7 – Температурная зависимость модуля нормальной упругости сплава марки СЛЖС5-ВИ в ходе проведения термомеханического нагружения сжатием

Значения скоростей нагружения и деформации сплава марки СЛЖС5-ВИ при проведении термомеханического нагружения сжатием в процессе старения, определенные на основании полученных зависимостей на рисунке 3.6 и при значении скорости нагрева печи под старение – $80^\circ\text{C}/\text{ч}$, составили не более $0,1 \text{ МПа}/\text{с}$ и $1 \cdot 10^{-4}\%/\text{с}$ соответственно (скорость нагревания при ускоренном нагреве (при $t \leq 400^\circ\text{C}$) разгрузки при выраженной релаксации напряжений (при $t \geq A_{c3}$) не учитывалась).

Таким образом, в соответствии с консервативной оценкой, величина максимальных напряжений в рабочей части образца при старении, совмещенного с термомеханическим нагружением под сжимающим напряжением, достигает максимума при температуре окончания обратного мартенситного превращения (500 МПа , что соответствует $0,7\sigma_T(900^\circ\text{C})$), понижается в ходе дальнейшего нагрева под старение до 270 МПа , что соответствует $0,37 \sigma_T(900^\circ\text{C})$ и снижается до

никелевых сплавов модуль нормальной упругости подчиняется линейной зависимости в широком температурном диапазоне [123]

нуля за счет релаксации в ходе выдержки при температуре старения (временное сопротивление и предел текучести сплава марки СЛЖС5-ВИ определены в ходе проведения испытаний на растяжение при повышенной температуре и подробно рассмотрены в разделе 3.4). Исходя из вышеизложенного, предлагаемый способ термомеханического нагружения сжатием сплава марки СЛЖС5-ВИ полностью соответствует рекомендованному условию проведения программного нагружения – напряжения ограничиваются диапазоном не более $0,7\sigma_T(T)$, а скорость деформации не превышает $10^{-4}\%/с$ [78].

3.3 Расчет устойчивости образца в оправке в ходе проведения термомеханического нагружения сжатием

Образец, зафиксированный в оправке, является в первом приближении сжатым стержнем, возникает риск потери устойчивости при его нагреве и оправки (потеря первоначальной формы стержня с появлением внутреннего изгибающего момента, то есть дополнительных напряжений от изгиба). Для обоснования возможности применения термомеханического нагружения сжатием образца из сплава марки СЛЖС5-ВИ выбранных геометрических размеров, перед проведением термомеханического нагружения сжатием был проведен расчет устойчивости для исследуемых образцов по методике [189].

Обобщенная формула Эйлера для критической силы $F_{кр}$ (сила, при которой образец теряет устойчивость и происходит его изгиб):

$$F_{кр} = \frac{n^2 \pi^2 EI}{(\mu l)^2} \quad (3.4),$$

где n – число полувольт (синусоид, образующихся при изгибе образца);

E – модуль упругости, МПа (для сплава марки СЛЖС5-ВИ при температуре 900°C равняется 69000 МПа);

I – геометрический момент инерции, мм^4 ;

l – длина образца, мм;

μ – коэффициент приведенной длины стержня ($\mu = 0,5$ для случая жесткого защемления образца по двум концам, так как для такого случая длина полувольты

составляет половину длины стержня, рисунок 3.8);

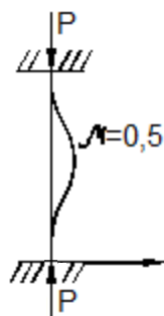


Рисунок 3.8 – Схема сжатого стержня с двумя жестко заземленными краями

$\mu l = l_0$ – приведенная (свободная) длина.

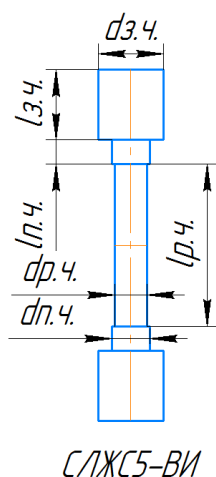
Формула Эйлера может быть применима в рассматриваемом случае, так как напряжения на образце не превышают $\sigma_T(900^\circ\text{C})$ для сплава марки СЛЖС5-ВИ.

Длину l_0 можно интерпретировать как некоторую условную длину шарнирно опертого по концам стержня, для которого критическая сила равна критической силе для заданного стержня.

Определим $F_{кр}$ для образца из сплава марки СЛЖС5-ВИ.

Рассмотрим случай при $n=1$, когда $F_{кр}$ принимает наименьшее значение.

Представим образец как составную фигуру (рисунок 3.9):



$d_{з.ч.}$, $d_{п.ч.}$, $d_{р.ч.}$ – диаметры захватной, переходной и рабочей части соответственно (мм);

$l_{з.ч.}$, $l_{п.ч.}$, $l_{р.ч.}$ – длины захватной, переходной и рабочей части соответственно (мм).

Рисунок 3.9 – Эскиз образца из сплава марки СЛЖС5-ВИ

Очевидно, что наименее устойчивой частью данной фигуры является рабочая часть образца, обладающая наименьшим диаметром $d_{р.ч.}$ и наибольшей длиной $l_{р.ч.}$,

причем наименьшее значение геометрического момента инерции будет определено для круглого сечения рабочей части образца:

$$I = \frac{\pi d_{\text{р.ч.}}^4}{64} = \frac{3,14 \cdot 6^4}{64} = 63,62 \text{ мм}^4 \quad (3.5).$$

Тогда:

$$F_{\text{кр}} = \frac{n^2 \pi^2 EI}{(\mu l_{\text{р.ч.}})^2} = \frac{1^2 \cdot 3,14^2 \cdot (69 \cdot 10^3) \cdot 63,62}{(0,5 \cdot 30)^2} = 192059 \text{ Н} \quad (3.6).$$

Итого критическое напряжение Эйлера для сплава марки СЛЖС5-ВИ:

$$\sigma_{\text{кр}} = \frac{4F_{\text{кр}}}{\pi d_{\text{р.ч.}}^2} = \frac{4 \cdot 192059}{3,14 \cdot 6^2} = 6792 \text{ МПа} \quad (3.7).$$

Как видно, потеря устойчивости образца наступает при напряжениях, значительно превышающих напряжения, оцененные по методике, представленной в предыдущем разделе, а также предел текучести и временное сопротивление при температуре 900°C для сплава марки СЛЖС5-ВИ (720 и 788 МПа соответственно, таблица 3.1). При меньших температурах, в процессе нагрева образца из никелевого сплава в оправке, испытываемые образцы обладают большим модулем упругости (и, как, следствие, большими значениями критического напряжения Эйлера, рисунок 3.10), таким образом условие потери устойчивости не выполняется для образцов во всем температурном интервале проведения термомеханического нагружения сжатием.

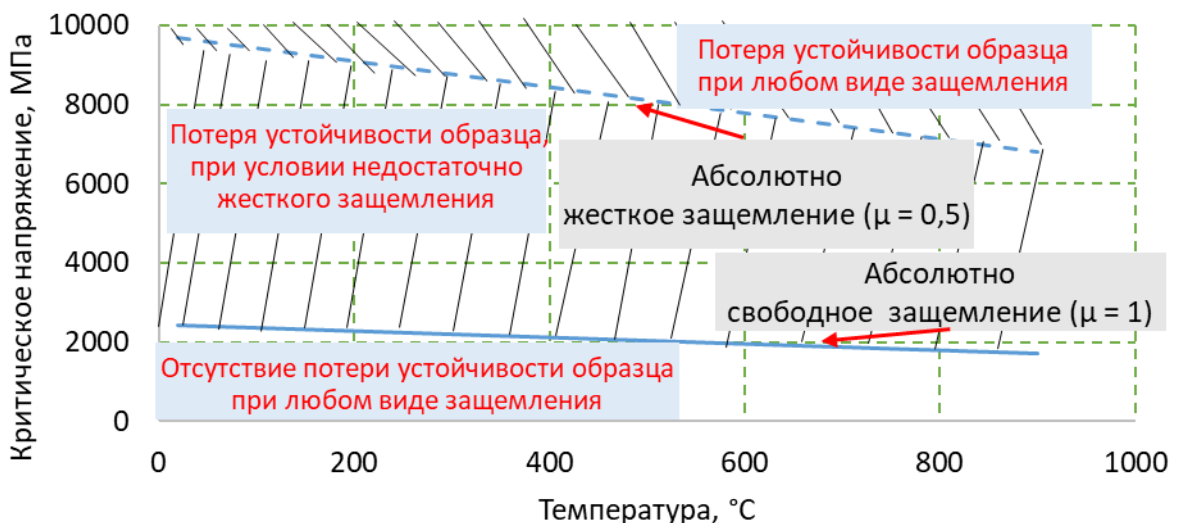


Рисунок 3.10 – Температурная зависимость значений критических напряжений Эйлера для образцов из сплава марки СЛЖС5-ВИ

Отметим, что в случае свободного заземления, определенные значения критических напряжений будут в 4 раза меньше, однако и в этом случае условие потери устойчивости выполняться не будет, что видно на рисунке 3.10.

3.4 Влияние термомеханического нагружения сжатием на механические свойства при растяжении сплава марки СЛЖС5-ВИ

Как уже отмечалось в главе 1, сплав марки СЛЖС5-ВИ допущен к применению в качестве материала рабочих лопаток газотурбинных двигателей морского назначения, в то же время интерес к повышению ресурса газотурбинного двигателя за счет применения новых материалов и технологий их обработки, а также возможность необходимости работы газотурбинного двигателя в режиме форсажа, позволяет сделать вывод об актуальности задачи разработки способа повышения характеристик жаропрочности. В настоящее время отсутствует единый документ, содержащий общие требования к обеспечению прочности ГТД различного назначения, в том числе морского [190, 191]. На основании вышеизложенного, последующие исследования как эксплуатационных характеристик, так и микроструктуры сплава марки СЛЖС5-ВИ, состаренного без напряжений и подвергнутого термомеханическому нагружению сжатием, носят сравнительный характер.

Проведенные исследования по влиянию термомеханического нагружения сжатием, совмещенного с процессом старения, на характеристики кратковременных механических свойств жаропрочного никелевого сплава марки СЛЖС5-ВИ отражены в работах [192-196]. Механические свойства образцов из монокристаллического никелевого сплава марки СЛЖС5-ВИ при температурах t 20°C и 900°C после старения без напряжения и термомеханического нагружения сжатием представлены в таблице 3.1. Для сплава марки СЛЖС5-ВИ наблюдается значительное повышение пластических характеристик (относительного удлинения δ_5 – более чем в 1,7 раза, относительного сужения ψ – более чем в 1,6 раза при температурах 20°C и 900°C), с сохранением в пределах погрешности прочностных

характеристик (временного сопротивления σ_B , предела текучести σ_T) за счет применения термомеханического нагружения сжатием.

Таблица 3.1 – Механические свойства монокристаллического никелевого сплава марки СЛЖС5-ВИ после старения без напряжения и термомеханического нагружения сжатием*

Вид термической обработки	t	σ_T	σ_B	δ_5	ψ	$\sigma_B - \sigma_T$
	°С	МПа		%		МПа
Старение без напряжения при температуре 900 °С	20	1058	1102	10,0	10	44
	900	720	788	14,0	33	68
Термомеханическое нагружение сжатием при температуре 900 °С	20	932	1046	17,6	20	114
	900	736	813	23,5	54	108

* – средние значения на основании результатов испытаний 3-х образцов.

Кроме того, отмечено, что старение сплава марки СЛЖС5-ВИ, совмещенное с термомеханическим нагружением сжатием, приводит к увеличению разности между временным сопротивлением и пределом текучести сплава марки СЛЖС5-ВИ на (60-70) МПа, что указывает на повышение надежности металла [197, 198] (данное соотношение является важным показателем, характеризующим запас пластичности, его высокое значение способствует повышению коэффициента запаса прочности [199]) после проведения термомеханического нагружения.

С целью определения возможности повышения жаропрочности и работоспособности материала рабочих лопаток турбин из сплава СЛЖС5-ВИ при их длительной эксплуатации за счет термомеханического нагружения сжатием были проведены испытания на длительную прочность и ползучесть.

3.5 Влияние термомеханического нагружения сжатием на характеристики жаропрочности сплава марки СЛЖС5-ВИ

Оценка жаропрочности сплава СЛЖС5-ВИ была выполнена с помощью параметрической зависимости Ларсона – Миллера [160]. В результате исследования установлено значительное превосходство сплава марки СЛЖС5-ВИ, подвергнутого термомеханическому нагружению сжатием, по сравнению со

сплавом марки СЛЖС5-ВИ, состаренным без напряжения (рисунок 3.11): для прогнозирования величин напряжений, необходимых для разрушения сплава марки СЛЖС5-ВИ, состаренного без напряжения и подвергнутого термомеханическому нагружению сжатием, от линий (рисунок 3.11), построенных по результатам испытаний на длительную прочность (обработка экспериментальных проводилась методом наименьших квадратов [200]), на оси абсцисс были построены проекции при напряжении 175 МПа (минимальном напряжении, используемом при проведении испытаний). С учетом того, что для двигателя М70ФРУ-2, межремонтный период составляет 4000 ч [201], а рабочая температура материала рабочих лопаток турбины двигателей семейства М70 составляет 900°С [11], для возможности применения сплава марки СЛЖС5-ВИ в качестве материала рабочих лопаток двигателя М70ФРУ-2, необходимо, по крайней мере, достижение значения параметра Ларсона – Миллера $LMP_p = 27,685$. Величина этого параметра при напряжении 175 МПа составила для сплава, состаренного без напряжения, $LMP_{БН} = 27,404$, что соответствует времени до разрушения 2302 ч при температуре испытания 900°С и действующем напряжении 175 МПа, тогда как для сплава, подвергнутого термомеханическому нагружению – $LMP_{ПУ} = 27,847$, что соответствует времени до разрушения 5498 ч при тех же условиях испытаний.

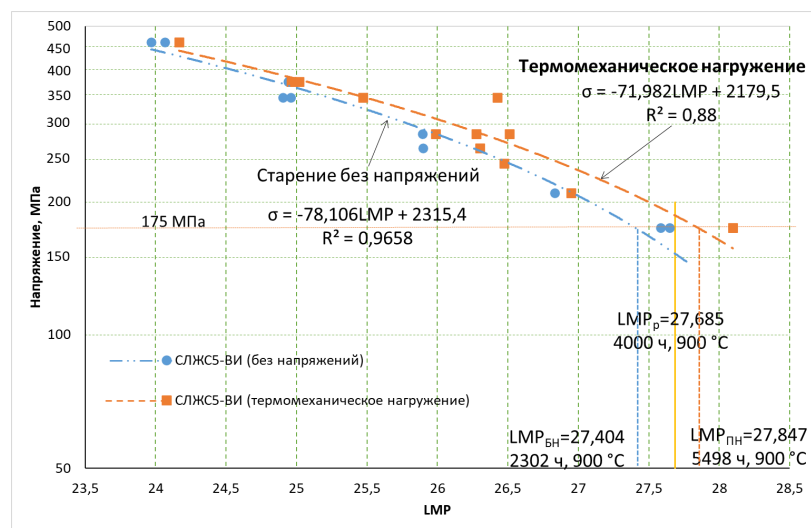


Рисунок 3.11 – Параметрические кривые Ларсона – Миллера для сплава марки СЛЖС5-ВИ

Таким образом, на основании анализа параметрической кривой сплава марки

СЛЖС5-ВИ Ларсона – Миллера было спрогнозировано увеличение времени до разрушения при температуре 900°C и действующем напряжении 175 МПа с 2302 ч до 5498 ч (более чем в 2 раза) за счет применения термомеханического нагружения сжатием, причем для сплава марки СЛЖС5-ВИ, состаренного без напряжения, при данных условиях испытаний время до разрушения составляет 0,58 от межремонтного периода, тогда как термомеханическое нагружение позволяет превзойти межремонтный период в 1,37 раза. На основании уравнений, описывающих параметрических кривые Ларсона – Миллера, были определены расчетные значения пределов длительной прочности (таблица 3.2), а также построены соответствующие расчетные кривые при температуре 900°C (рисунок 3.12) для сплава марки СЛЖС5-ВИ.

Таблица 3.2 – Расчетные значения пределов длительной прочности сплава марки СЛЖС5-ВИ при температуре 900°C

Старение без напряжения	Продолжительность испытаний, ч	200	500	1000	2000	2302	-
	Предел длительной прочности, МПа	272	236	208	181	175	-
Термомеханическое нагружение сжатием	Продолжительность испытаний, ч	200	500	1000	2000	4000	5498
	Предел длительной прочности, МПа	296	263	237	212	187	175

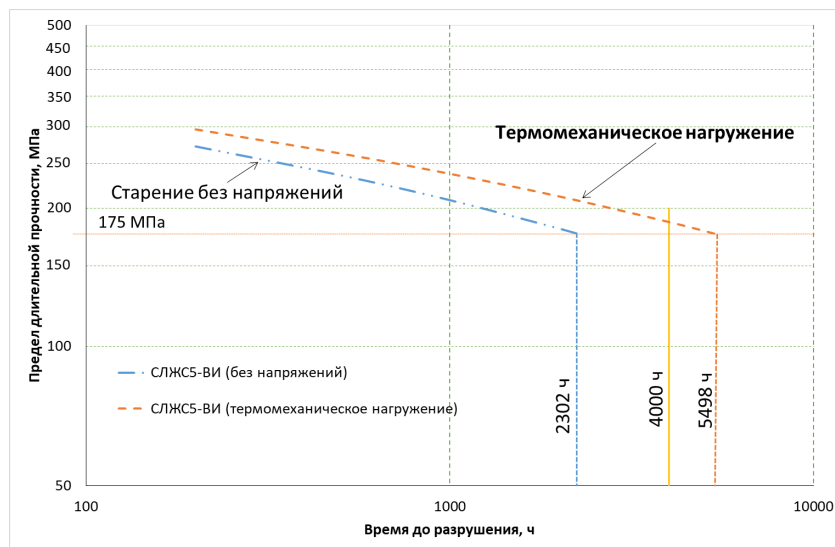


Рисунок 3.12 – Расчетные кривые пределов длительной прочности для сплава марки СЛЖС5-ВИ при температуре 900°C

Как отмечалось выше, в настоящее время отсутствует документ, содержащий общие требования к обеспечению прочности ГТД различного назначения, в том числе морского [190, 191], поэтому было проведено сравнение жаропрочности сплава марки СЛЖС5-ВИ с другими жаропрочными никелевыми сплавами (рисунок 3.13). Как видно из данных, представленных на рисунке 3.13, применение термомеханического нагружения сжатием в процессе старения сплава марки СЛЖС5-ВИ позволяет обеспечить более высокие значения длительной прочности по сравнению с представленными жаропрочными никелевыми сплавами морского назначения.

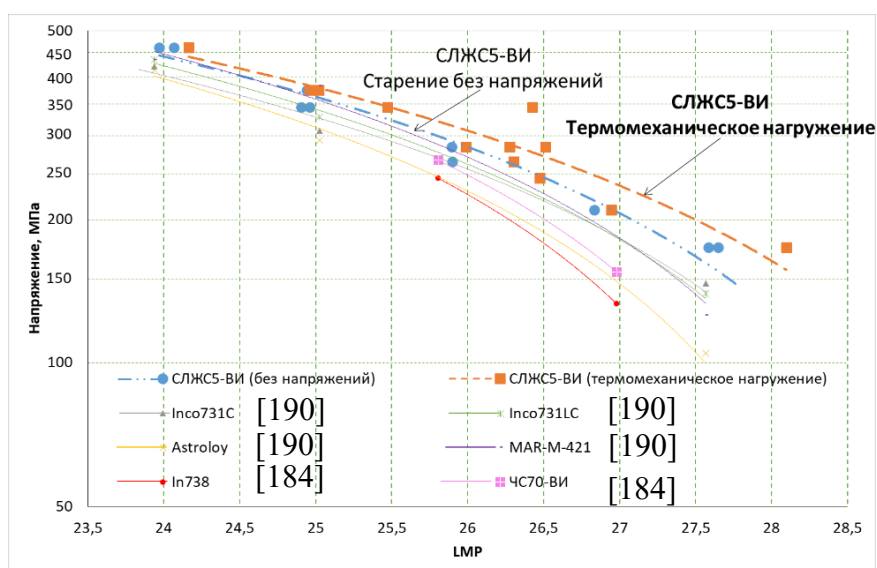


Рисунок 3.13 – Сравнение параметрических кривых Ларсона-Миллера жаропрочных никелевых сплавов морского назначения

При проведении испытаний на ползучесть было установлено снижение в 2,5 раза скорости ползучести на установившейся стадии сплава марки СЛЖС5-ВИ, подвергнутого термомеханическому нагружению сжатием при температуре испытания 900°C и действующем напряжении 285 МПа по сравнению с образцом из того же сплава, не подвергнутого термомеханическому нагружению сжатием. Так, для образца, подвергнутого термомеханическому нагружению сжатием и разрушившегося после 252 ч, скорость ползучести на установившейся стадии оказалась равной 0,06%/ч, а для образца, состаренного без напряжения и разрушившегося после 119 ч – 0,153%/ч. Кроме того, было установлено более чем

5-кратное снижение скорости ползучести на установившейся стадии сплава марки СЛЖС5-ВИ при температуре 950 °С и действующем напряжении 175 МПа, подвергнутого термомеханическому нагружению сжатием, по сравнению с образцами, не подвергнутыми термомеханическому нагружению сжатием в процессе старения (рисунок 3.14). Долговечность при длительном нагружении (время до разрушения) при данных условиях проведения испытаний также увеличилась более чем в 2 раза для сплава марки СЛЖС5-ВИ после проведения термомеханического нагружения.

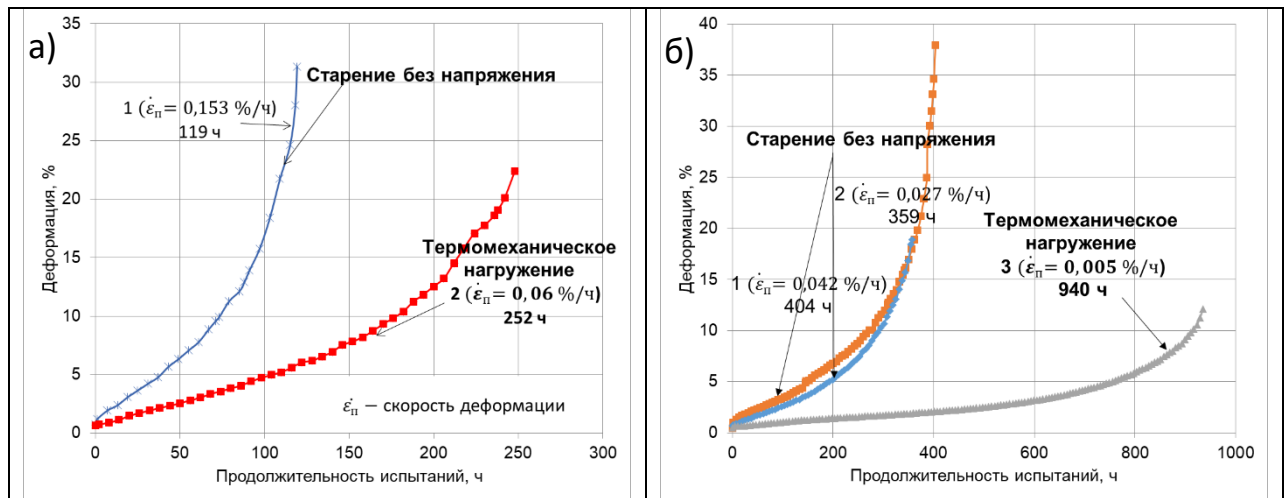


Рисунок 3.14 – Кривые ползучести сплава марки СЛЖС5-ВИ

а) при температуре 900 °С и напряжении 285 МПа

б) при температуре 950 °С и напряжении 175 МПа

Полученные результаты подтверждают данные работы [77, 97–99], что термомеханическое нагружение сжатием, как способ, основанный на методе программного нагружения, способствует снижению скорости ползучести на установившейся стадии.

С целью установления причин повышения длительной прочности, долговечности при длительном нагружении растяжением, снижения скорости ползучести и повышения пластических характеристик после применения термомеханического нагружения сжатием при старении монокристаллического жаропрочного никелевого сплава марки СЛЖС5-ВИ были проведены исследования микроструктуры и фрактографические исследования.

3.6 Влияние термомеханического нагружения сжатием на микроструктуру сплава марки СЛЖС5-ВИ

3.6.1 Фрактографические исследования изломов

Фотографии образцов, разрушенных после испытаний на длительную прочность, представлены на рисунке 3.15.



Рисунок 3.15 – Образцы из сплава марки СЛЖС5-ВИ после испытаний на длительную прочность при температуре 900°C и действующем напряжении 345 МПа
а) старение без напряжения; б) термомеханическое нагружение сжатием

Фотографии изломов образцов, испытанных на длительную прочность, представлены на рисунках 3.16, 3.17. Доля вязкой составляющей в изломах образцов была оценена при помощи свободного ПО ImageJ.

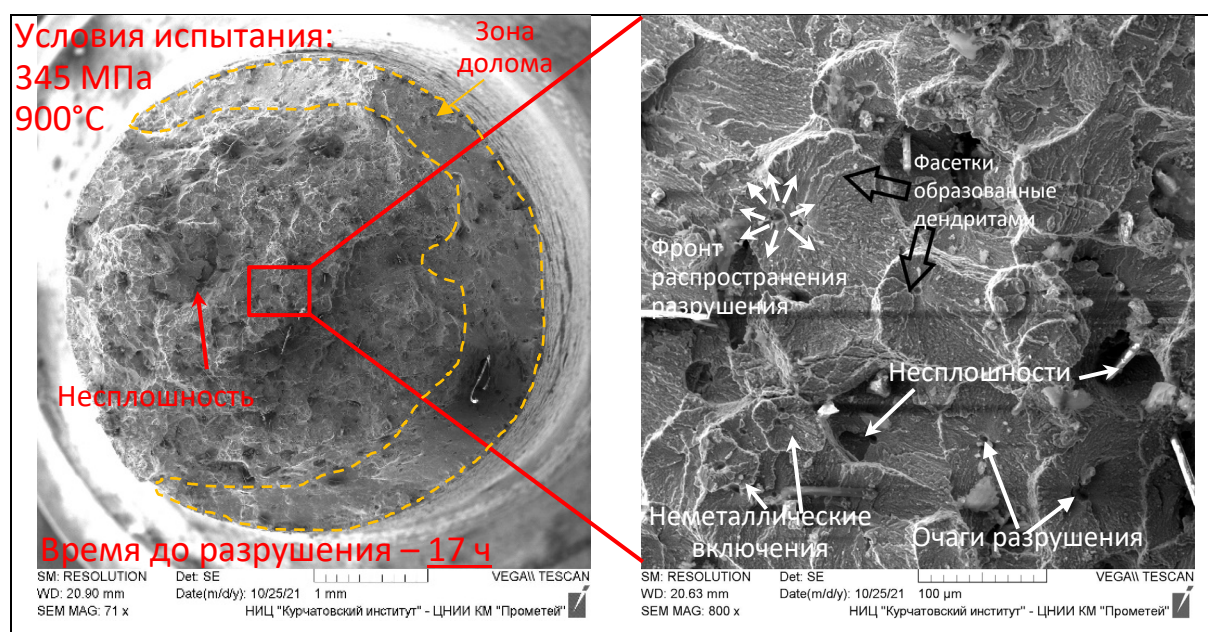


Рисунок 3.16 – Вид поверхности излома образца сплава марки СЛЖС5-ВИ, состаренного без напряжения, после испытания на длительную прочность

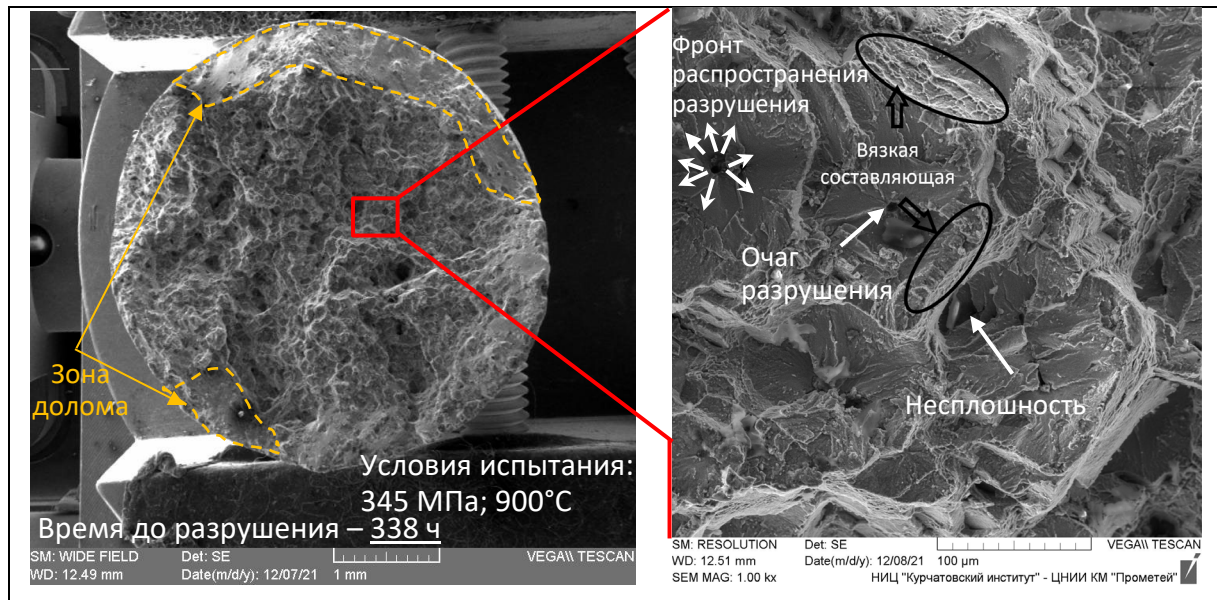


Рисунок 3.17 – Вид поверхности излома образца сплава марки СЛЖС5-ВИ, подвергнутого термомеханическому нагружению сжатием, после испытаний на длительную прочность

По краям изломов, представленных на общем виде рисунков 3.16, 3.17, наблюдаются зоны долома, свидетельствующие об ускорении деформации перед окончательным разрушением образцов, причем на образце, подвергнутом термомеханическому нагружению сжатием (рисунок 3.17), данная зона занимает меньшую область, что свидетельствует о повышении пластических характеристик обработанного образца.

В изломе образца, состаренного без напряжения (рисунок 3.16), можно отметить, что очагами разрушения выступают ямки (вскрытые поверхности микропустот, образующиеся в процессе пластического течения металла, а также при отделении неметаллических включений от металлической матрицы [202], о чем свидетельствуют рубцы деформации, сформированные микротрещинами, расходящиеся от очага зарождения к границе дендритной ячейки, а также визуально различимые включения у некоторых ямок), сами же дендритные ячейки окаймлены несплошностями, предположительно являющимися микропорами. Также в данном изломе можно отметить наличие несплошности, предположительно трещины, образовавшейся за счет слияния близкорасположенных микропор в ходе испытаний на ползучесть [66], которая привела к локализации деформации в левой части образца, тогда как в правой части

образца видна зона долома, характеризующая разрушение при повышенной скорости деформации.

Стоит отметить, что в изломах термомеханически нагруженных образцов также наблюдаются очаги разрушения в виде ямок, однако их размер заметно больше ямок, наблюдаемых на образцах, состаренных без термомеханического нагружения сжатием, что свидетельствует, в том числе, о том, что неметаллические включения отделились от матрицы сплава значительно позже. Размер несплошностей, окаймляющих дендритные ячейки заметно снизился.

Каждая фасетка, наблюдаемая в изломах, характеризуется наличием зоны инициации разрушения, окаймляющей неметаллическое включение или ямку от него, однако при продвижении фронта разрушения наблюдаются различные картины (рисунок 3.18):

– для образца, состаренного без напряжения, зона инициации разрушения переходит в зону квазискола, окружающую зону инициации разрушения, с образованием незначительной доли вязкой составляющей по границам дендритных ячеек (рисунок 3.18а);

– для образца, подвергнутого термомеханическому нагружению сжатием, зона инициации разрушения слабо выражена и переходит в зону квазискола со значительным охватом границы дендритной ячейки, причем зоны квазискола занимают значительную долю наблюдаемого поля зрения, с образованием «мозаичной» структуры (рисунок 3.18б).

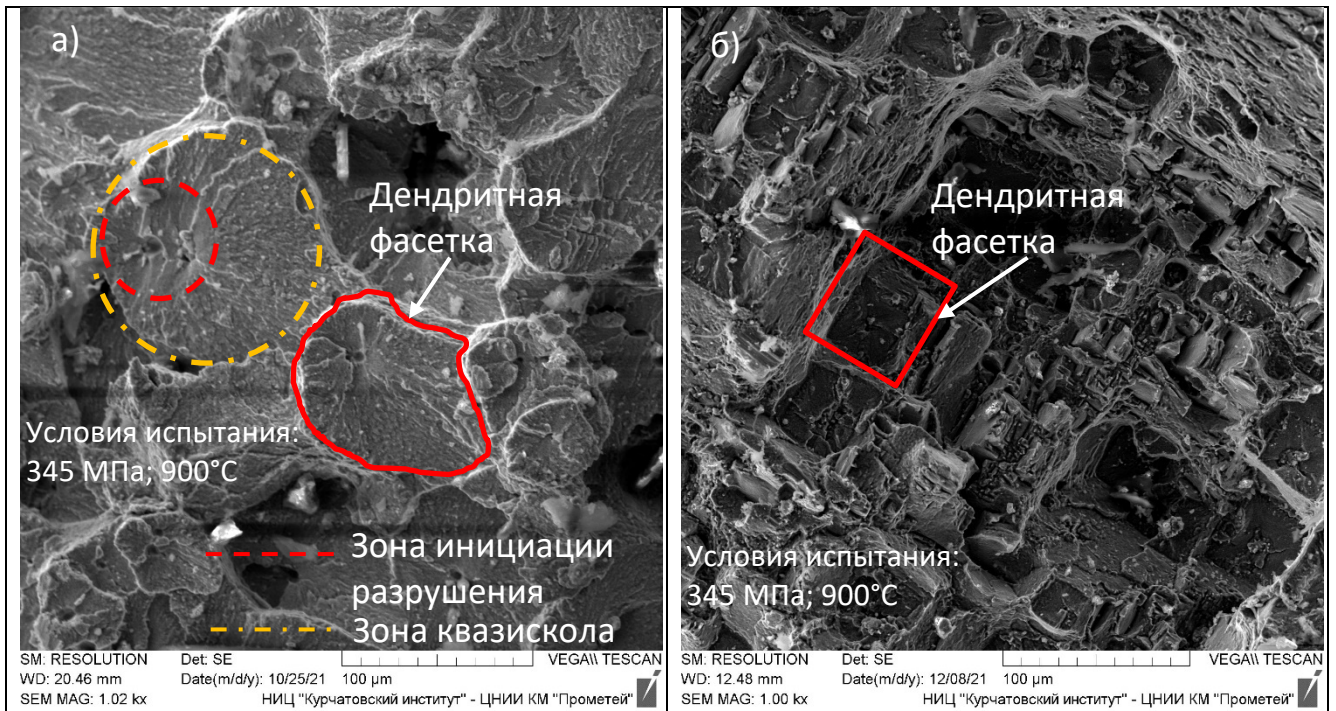


Рисунок 3.18 – Дендритные фасетки, наблюдаемые в изломах сплава марки СЛЖС5-ВИ после испытаний на длительную прочность

а) старение без напряжений; б) термомеханическое нагружение сжатием

Вид областей инициации разрушения для образца, состаренного без напряжения и подвергнутого термомеханическому нагружению сжатием, определяется неметаллическими включениями, тогда как вид областей квазискола определяется ориентацией составных частей монокристалла, что подтверждается тем, что образец, подвергнутый термомеханическому нагружению сжатием (рисунок 3.18б) характеризуется «мозаичной» структурой (появляется зона с «прямоугольными» фасетками), что не наблюдается на образце, состаренном без напряжения (рисунок 3.18а).

Изломы образцов сплава марки СЛЖС5-ВИ, не подвергнутые термомеханическому нагружению сжатием, содержат участки вязкого разрушения (до 5,3%, рисунок 3.16), сосредоточенные преимущественно на границах дендритных ячеек, наблюдаются одинаково ориентированные фасетки скола, образованные дендритами, на поверхности которых видны ручьиистые (веерообразные) узоры без вязкой составляющей. Проведение термомеханического нагружения сжатием приводит к увеличению доли вязкой составляющей (до 13,2%,

рисунок 3.17) в изломах образцов сплава марки СЛЖС5-ВИ, наблюдаются фасетки квазискола, что свидетельствует о снижении микропористости в образце до проведения испытания.

Примечательно, что образец, подвергнутый термомеханическому нагружению сжатием, испытанный при вышеуказанных условиях и показавший низкие значения длительной прочности, был разрушен через 52 ч из-за дефекта металлургического характера (предположительно, шлаковое включение) (рисунок 3.19), что привело к локализации деформации [203].



Рисунок 3.19 – Вид поверхности излома образца со шлаковым включением сплава СЛЖС5-ВИ, подвергнутого термомеханическому нагружению сжатием, после испытаний на длительную прочность

При испытании образцов на длительную прочность и ползучесть пластическая деформация осуществляется за счет переползания и поперечного скольжения дислокаций на междендритных поверхностях раздела [204], тогда как при испытании на растяжение пластическая деформация осуществляется преимущественно за счет консервативного скольжения дислокаций. При исследовании образцов, испытанных на длительную прочность, затруднена идентификация неметаллических включений из-за окисления поверхности излома, кроме того, некорректно судить о снижении микропористости по результатам прямых

измерений количества и размера несплошностей, так как время до разрушения образцов значительно отличается, поэтому были проведены фрактографические исследования образцов, испытанных на растяжение при температуре 900°C и комнатной температуре.

В изломе образца, состаренного без напряжения, после испытаний на растяжение при температуре 900°C (рисунок 3.20а) были обнаружены несплошности, связанные с усадочными процессами при кристаллизации сплава, характеризующиеся камневидной поверхностью (рисунок 3.20б), и следы от отделившихся неметаллических включений (рисунок 3.20в), о чем свидетельствуют зоны инициации разрушения вокруг данных следов, приведших к значительным повреждениям.

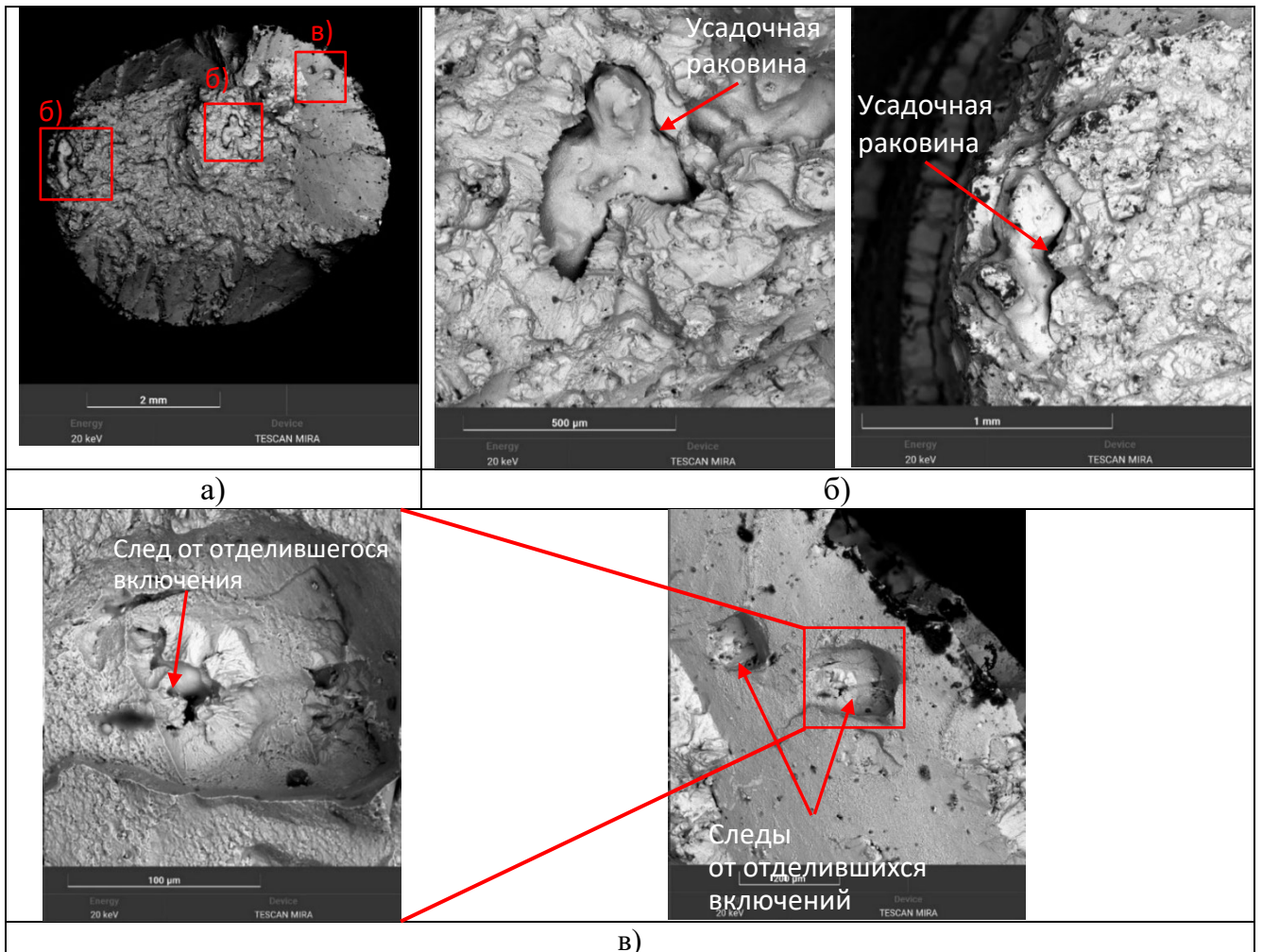


Рисунок 3.20 – Вид поверхности излома образца сплава марки СЛЖС5-ВИ, состаренного без напряжения, после испытаний на растяжение при температуре 900°C

а – общий вид; б – несплошности, образовавшиеся в процессе кристаллизации;

в – следы от отделившихся включений

Наблюдаемые дендритные фасетки в изломе образца, состаренного без напряжений, (рисунок 3.21а, б) так же, как и после испытаний на длительную прочность (рисунок 3.18а), можно разделить на гладкую зону инициации разрушения, окружающую неметаллическое включение, и зону квазискола с неравномерно распределенными рубцами пластической деформации. На некоторых фасетках были обнаружены неметаллические включения, которые представляли собой фазы, обогащенные титаном и кислородом, окруженные металлической матрицей (рисунок 3.21в), предположительно карбиды и оксиды, причем подложкой, на которой образовывались и росли данные включения при кристаллизации, являлись включения, обогащенные РЗМ, такими как Се и Y.

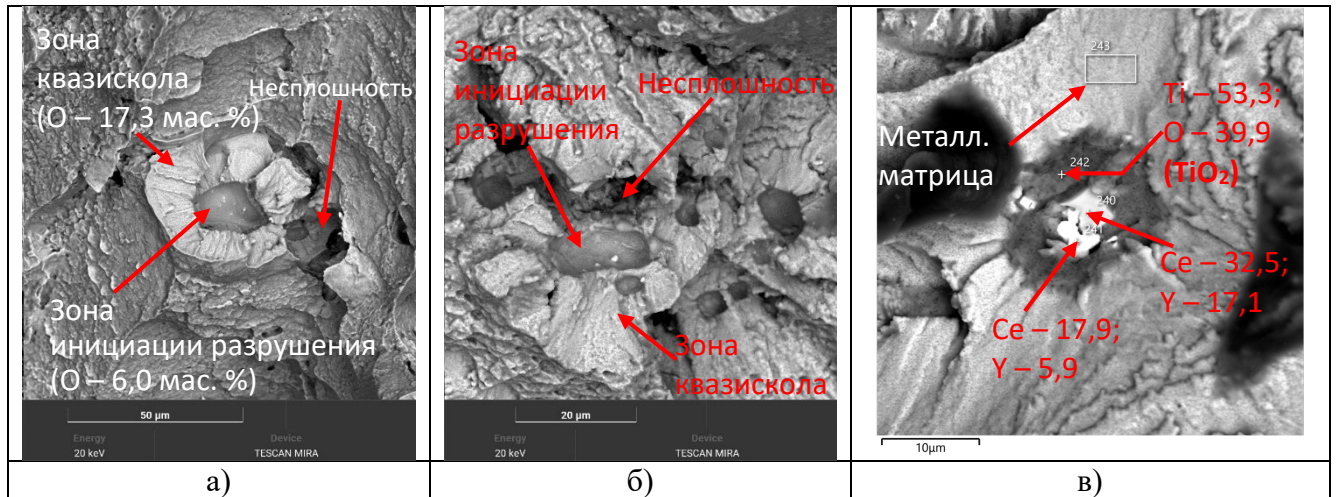


Рисунок 3.21 – Дендритные фасетки в изломе сплава марки СЛЖС5-ВИ, состаренного без напряжения, после испытаний на растяжение при температуре 900°С

а – разрушение в зоне квазискола; б – разрушение по границе раздела зон инициации разрушения и квазискола; в – неметаллическое включение в дендритной фасетке (мас.%)

Микротрещина, наблюдаемая в дендритных фасетках после разрушения образца, проходила как по зоне квазискола (рисунок 3.21а), так и по границе зон инициации разрушения и квазискола (рисунок 3.21б), причем в первом случае зона квазискола была более окисленной (что свидетельствует о ее более раннем отделении), чем зона инициации разрушения, что свидетельствует о том, что несплошность, наблюдаемая на рисунке 3.21а, была в образце еще до проведения испытания на растяжение, что привело к ее росту в процессе деформации и преждевременному разрушению дендритной фасетки. Для фасетки,

представленной на рисунке 3.21б, можно также предположить, что наблюдаемая микротрещина присутствовала в образце до проведения испытания на растяжение, о чем свидетельствуют оттенки наблюдаемых зон (изображения получены в режиме обратно рассеянных электронов). О преждевременном разрушении свидетельствуют пониженные характеристики пластичности (относительное удлинение – 14%, относительное сужение – 33%), а также то, что отделившаяся часть дендритной ячейки не имеет выраженных рубцов пластической деформации.

Для излома образца, подвергнутого термомеханическому нагружению сжатием и разрушенного в ходе проведения испытаний на растяжение при температуре 900°C (рисунок 3.22), можно отметить появление фасеток с ямками-инициаторами разрушения, подобных наблюдаемым ранее на рисунках 3.16, 3.17 после испытаний на длительную прочность, размер данных пор также больше пор, наблюдаемых при разрушении образца, не подвергнутого термомеханическому нагружению сжатием. Наблюдаемые фасетки отличаются более светлым оттенком, что свидетельствует о том, что это оси дендрита, образующиеся при кристаллизации более тугоплавких элементов, с большим атомным номером (фотографии сделаны в режиме обратно рассеянных электронов). Форма фасеток – грубая, что связано с меньшей окисленностью излома, чем при испытании на длительную прочность [204] (рисунок 3.22б). Кроме того, как и при исследовании образцов, подвергнутых термомеханическому нагружению сжатием и испытанных на длительную прочность, наблюдаются фасетки с «мозаичной» структурой (рисунок 3.22в). Рубцы деформации, наблюдаемые на рисунке 3.22б, в, визуально различимы и развиваются равномерно во все стороны от очагов разрушения, в отличие от образца, состаренного без напряжения (рисунок 3.21а, б). Как следствие, наблюдались более высокие характеристики пластичности (относительное удлинение – 23,5%, относительное сужение – 54%).

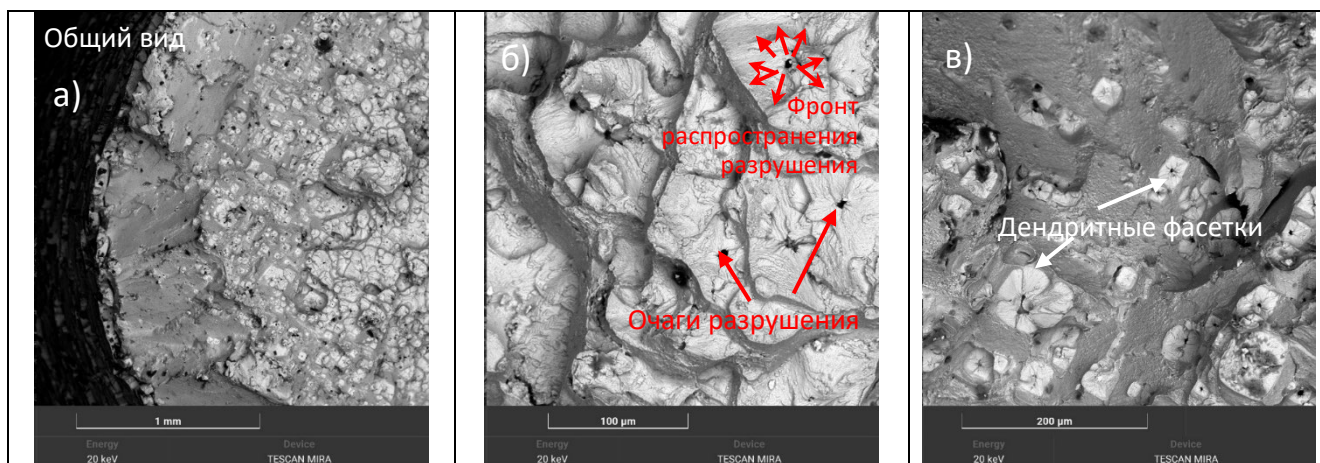


Рисунок 3.22 – Вид поверхности излома образца сплава марки СЛЖС5-ВИ, подвергнутого термомеханическому нагружению сжатием, после испытаний на растяжение при температуре 900°С

а – общий вид; б – наблюдаемые фасетки; в – фасетки с «мозаичной» структурой

В отличие от образцов, испытанных на растяжение при высоких температурах, в изломах образцов сплава марки СЛЖС5-ВИ, испытанных при комнатной температуре явно невидны дендритные ячейки, однако на общем виде различима регулярная структура (рисунки 3.23а, 3.24а). В изломе образца, состаренного без напряжения и разрушенного в ходе проведения испытаний на растяжение при комнатной температуре (относительное удлинение – 10,0%, относительное сужение – 10,0%) можно отметить, что разрушение происходило неравномерно, о чем свидетельствует как местонахождение очага разрушения не в центре излома, так и наличие зон, качественно отличных друг от друга. На рисунке 3.23б видны несплошности, образовавшиеся в процессе кристаллизации и выросшие в процессе деформации, о чем свидетельствует их камневидная поверхность и вытянутая форма. Также в изломе были обнаружены дендриты, о чем свидетельствует их характерная форма и повышенный атомный номер наблюдаемой области (рисунок 3.23в).

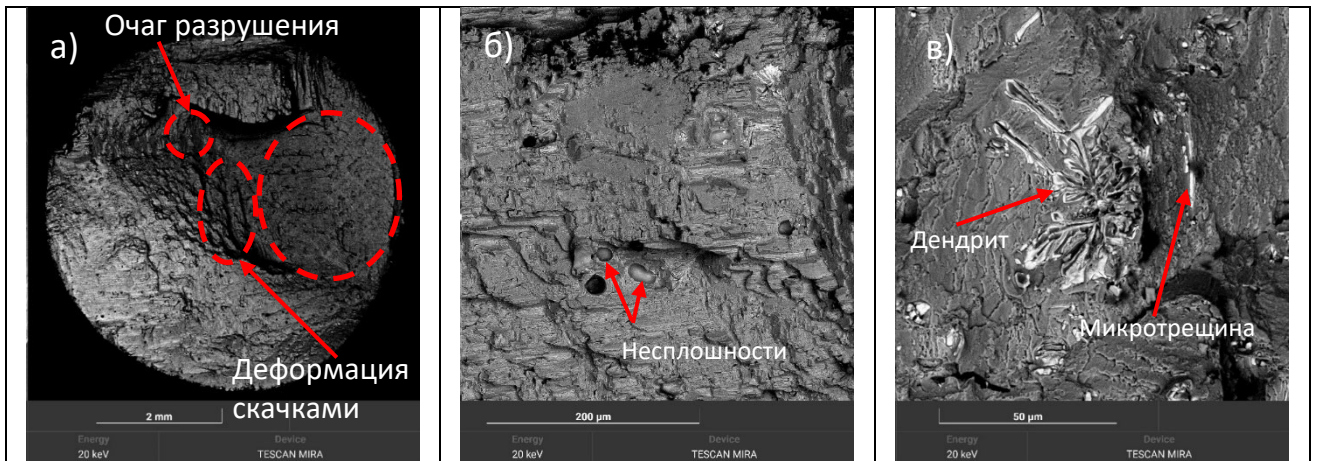


Рисунок 3.23 – Вид поверхности излома образца сплава марки СЛЖС5-ВИ, состаренного без напряжения, после на растяжение при комнатной температуре
а – общий вид; б – наблюдаемые несплошности; в – дендрит

На образце из сплава марки СЛЖС5-ВИ, подвергнутом термомеханическому нагружению и разрушенном в ходе проведения испытаний на растяжение при комнатной температуре (относительное удлинение – 17,6%, относительное сужение – 20%), неравномерность излома (рисунок 3.24а), а также количество несплошностей (рисунок 3.24б, в) заметно уменьшилось. Также были обнаружены зоны с, предположительно, полосами скольжения, свидетельствующие о большей выраженности пластической деформации (рисунок 3.24в).

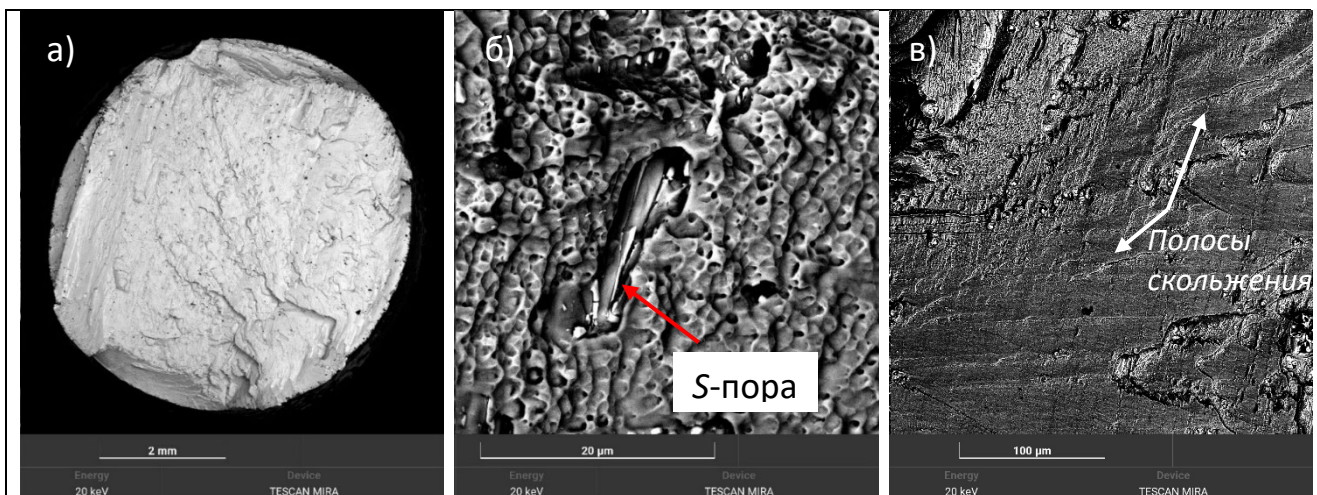


Рисунок 3.24 – Вид поверхности излома образца сплава марки СЛЖС5-ВИ, подвергнутого термомеханическому нагружению, после испытаний на растяжение при комнатной температуре
а – общий вид; б – S-пора; в – наблюдаемые полосы скольжения

Анализ результатов фрактографических исследований показал, что

наибольшая пористость наблюдается при испытаниях на длительную прочность, наименьшая же пористость видна при испытаниях на растяжение при комнатной температуре (качественная оценка). Это связано с тем, что часть пор образуется и растет при деформации образцов; повышенная температура испытаний, а также продолжительность приводит к интенсификации роста и объединению пор.

Таким образом, фрактографические исследования позволили выявить «слабые» места испытанных образцов. Преждевременное разрушение образцов из никелевого сплава марки СЛЖС5-ВИ, не подвергнутого термомеханическому нагружению сжатием, происходит за счет наличия:

- несплошностей в междендритном пространстве, приводящих к локализации деформации, разрушению дендритных ячеек и их отделения путем отрыва. Несплошности образуются, преимущественно, при кристаллизации сплава, а также в процессе деформации в ходе проведения испытаний;

- неметаллических включений, являющихся очагами разрушения в дендритных ячейках, и, предположительно, обладающих относительно невысокой прочностью границы между неметаллическим включением и металлической матрицы.

Проведенные исследования, на основании которых отмечено изменение внешнего вида фрактографических изломов, позволяет сделать вывод о том, что термомеханическое нагружение сжатием приводит к снижению количества и размера несплошностей, повышению прочности границы «включение-сплав», что в свою очередь приводит к изменению схемы скольжения дислокаций при продвижении фронта разрушения (рисунок 3.25). Данный вывод, в частности, подтверждается расположением вязкой составляющей под углом к оси образца.

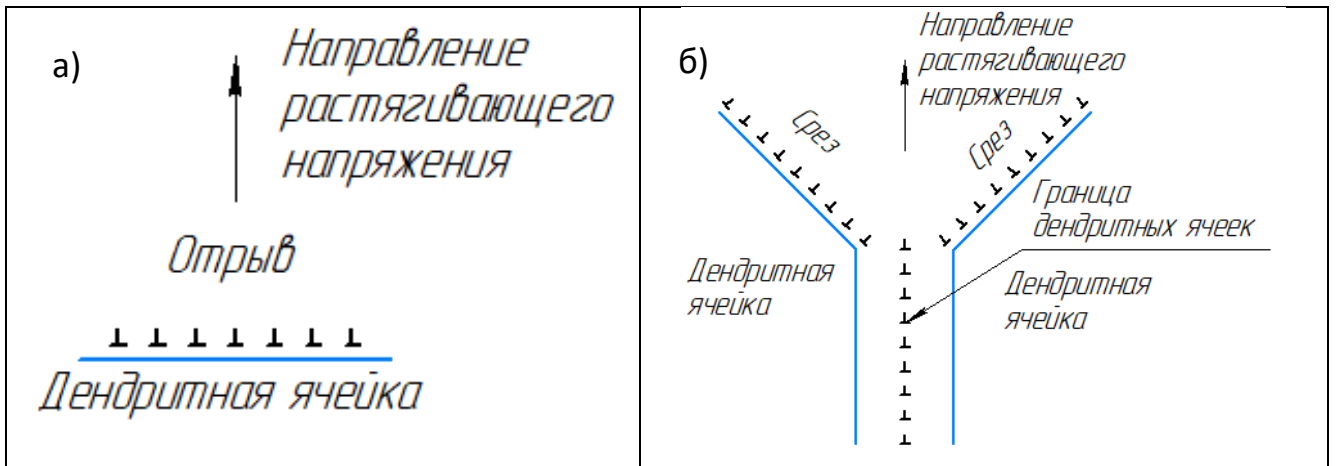


Рисунок 3.25 – Схема скольжения дислокаций в дендритных ячейках образцов сплава марки СЛЖС5-ВИ, состаренного без напряжения (а) и подвергнутого термохимическому нагружению сжатием (б) при испытании на растяжение и длительную прочность

3.6.2 Исследование микропористости, неметаллических включений и карбидов

Косвенным подтверждением наличия микропористости в сплаве марки СЛЖС5-ВИ в исходном состоянии и ее снижения после проведения термохимического нагружения сжатием является незначительное (в пределах погрешности) повышение плотности и снижение удельного электрического сопротивления (рисунок 3.26), а также уменьшение петли гистерезиса кривых поглощения азота, полученных по методу физической сорбции (рисунок 3.27).

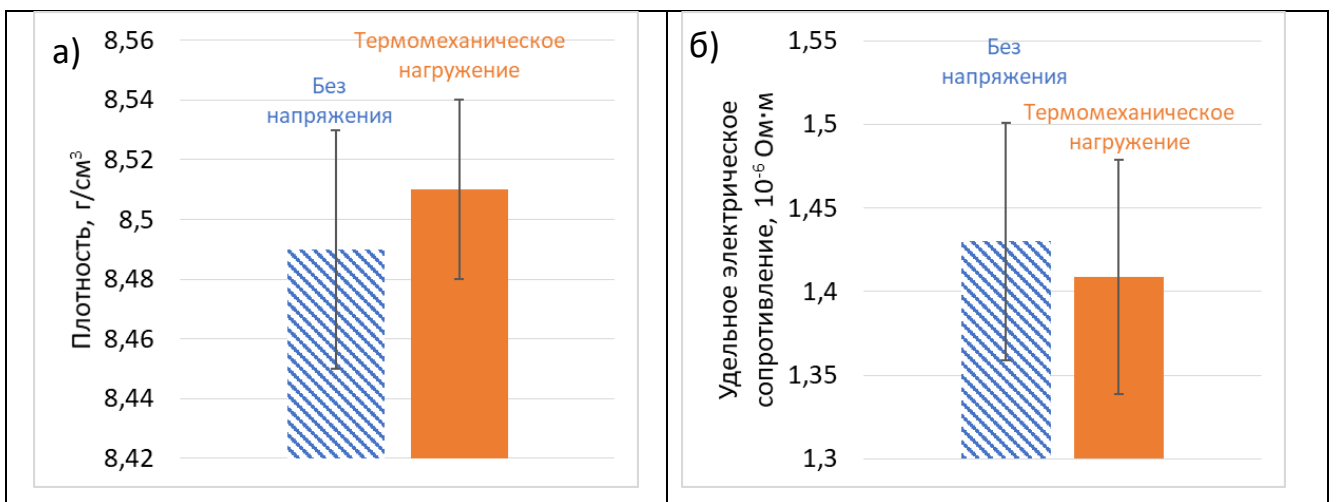


Рисунок 3.26 – Плотность (а) и удельное электрическое сопротивление (б)

сплава марки СЛЖС5-ВИ

Результаты проведенных исследований образцов из сплава марки СЛЖС5-ВИ методом физической сорбции также не позволяют прямо говорить о снижении микропористости, так как полученные изотермы сорбции-десорбции азота расположены в отрицательной области графика зависимости количества адсорбированного азота от относительного давления и не дают оценить площадь поверхности пор, однако уменьшение петли гистерезиса кривых поглощения азота за счет применения метода термомеханического нагружения косвенно свидетельствует о снижении микропористости (рисунок 3.27).

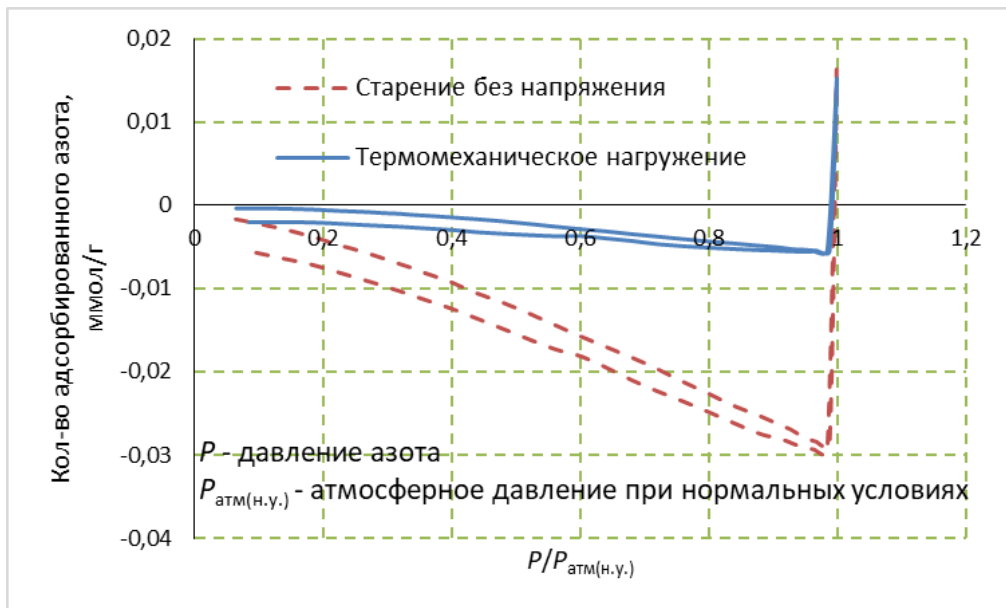


Рисунок 3.27 – Изотермы сорбции-десорбции азота сплава марки СЛЖС5-ВИ

В ходе проведения исследования микроструктуры нетравленных продольных и поперечных шлифов сплава марки СЛЖС5-ВИ методом оптической микроскопии было установлено (качественно) значительное снижение пористости (почти полное) образцов из сплава марки СЛЖС5-ВИ за счет термомеханического нагружения (рисунок 3.28).

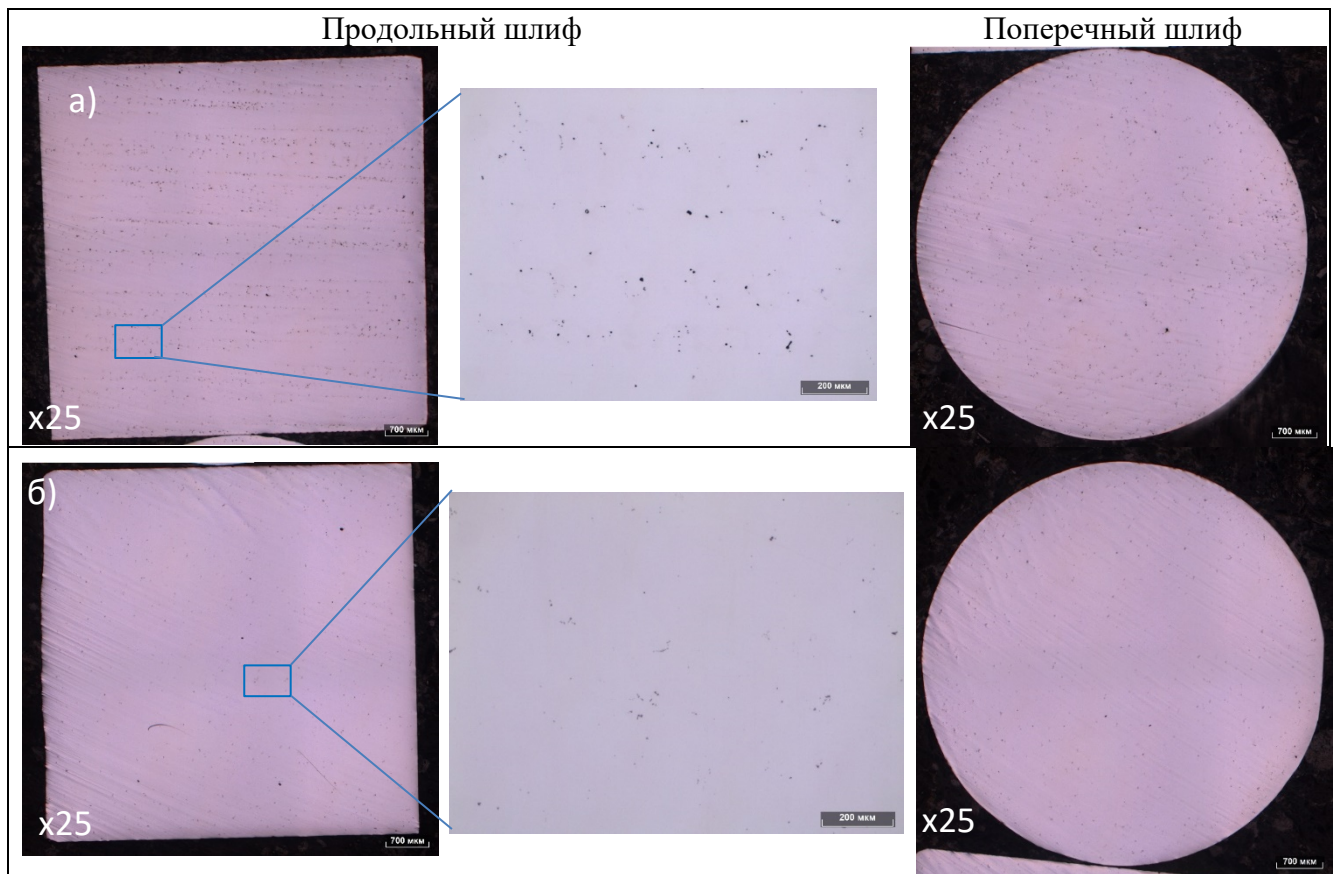


Рисунок 3.28 – Микроструктура сплава марки СЛЖС5-ВИ, состаренного без напряжений (а), и подвергнутого термомеханическому нагружению сжатием (б) (оптическая микроскопия)

Аналогично, снижение микропористости было отмечено при исследовании микроструктуры методом растровой электронной микроскопии (рисунок 3.29).

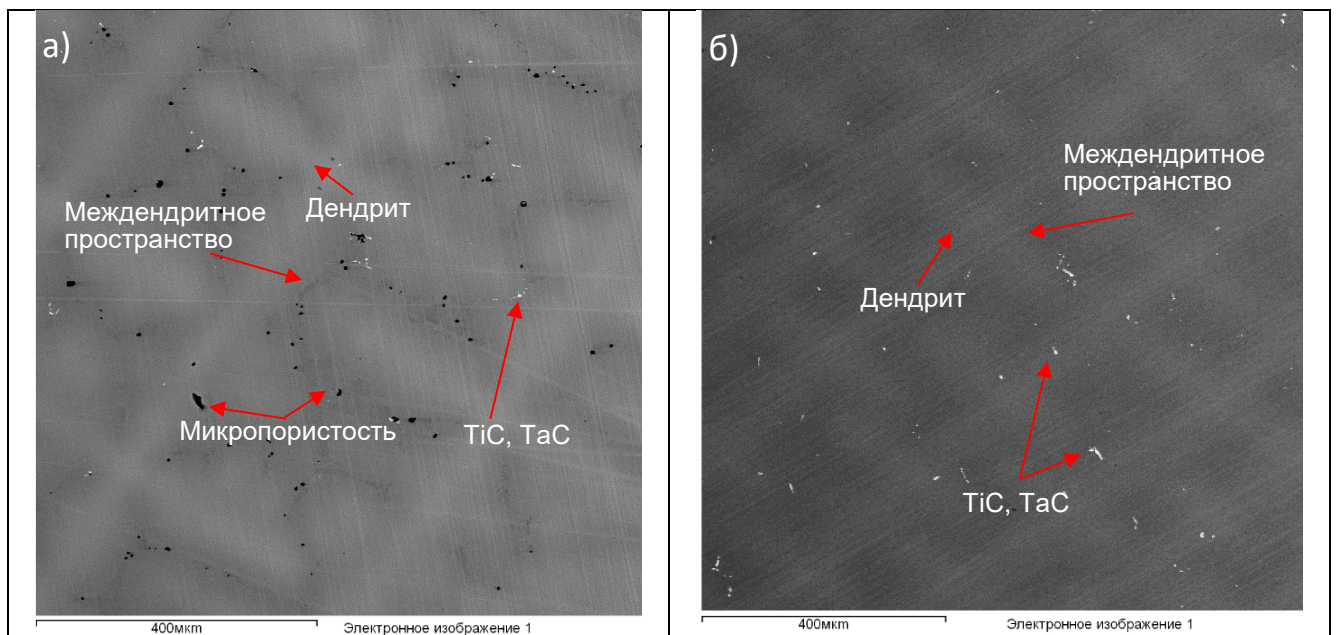


Рисунок 3.29 – Микроструктура сплава марки СЛЖС5-ВИ, состаренного без напряжений (а), и подвергнутого термомеханическому нагружению сжатием (б) (РЭМ)

С целью количественной оценки микропористости сплава марки СЛЖС5-ВИ, были исследованы его бинаризованные панорамные изображения после старения без напряжения и после термомеханического нагружения (рисунок 3.30), полученные методом растровой электронной микроскопии. Серьезным ограничением в применении микроскопического метода при исследовании микропористости, особенно образцов с анизотропной структурой, является то, исследуемые изображения не дают полного представления об объемном расположении структурных элементов, а представляют собой лишь проекции, что ведет к искажению получаемой информации. С целью снижения влияния данного ограничения были исследованы продольные и поперечные шлифы образцов.

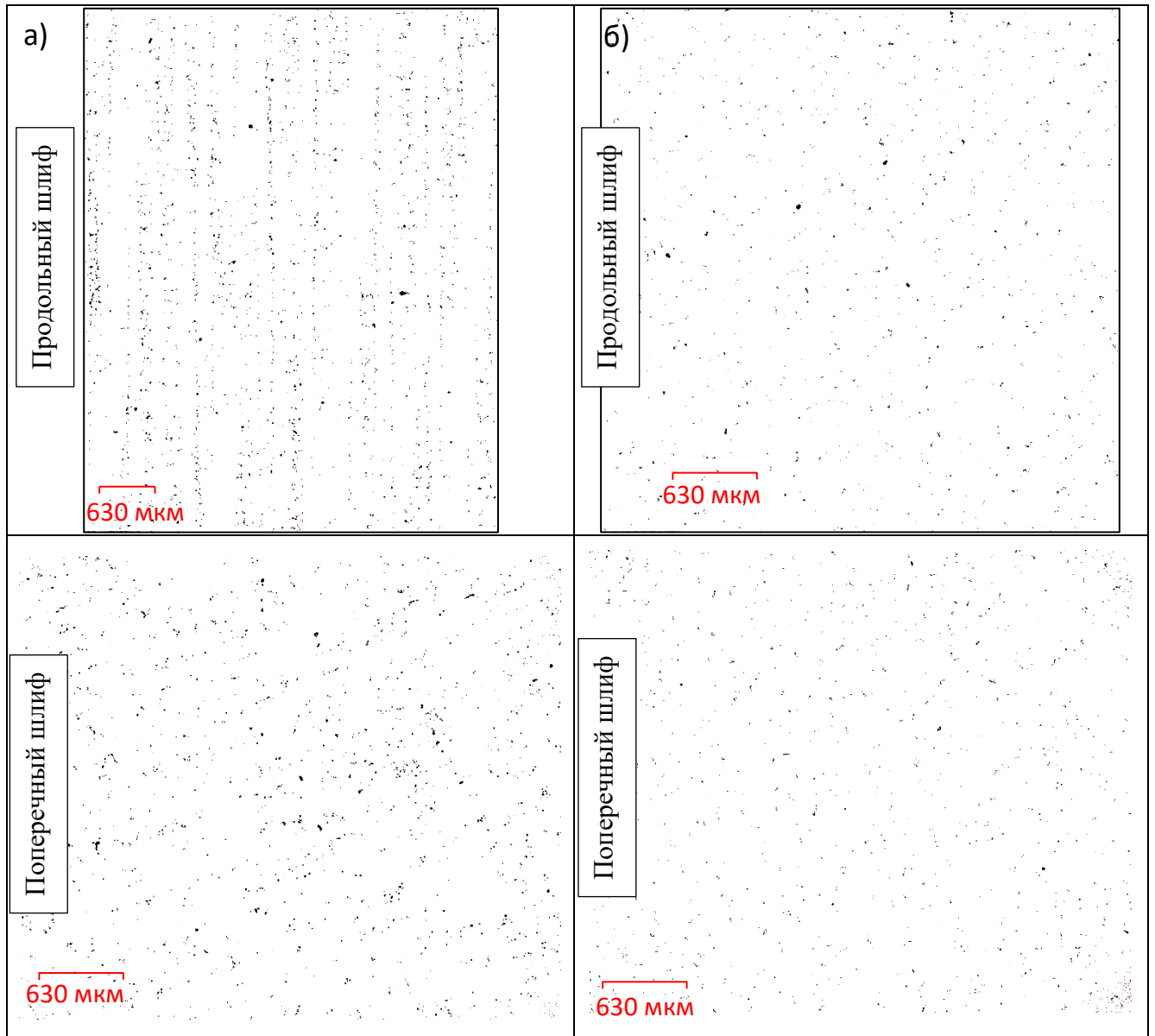


Рисунок 3.30 – Бинаризованные панорамные изображения сплава марки СЛЖС5-ВИ:

а) старение без напряжения; б) термомеханическое нагружение сжатием

На основании цифровой обработки рисунков 3.30а, б, были построены частотные распределения параметров структурных элементов², таких как их площадь и средний диаметр (рисунок 3.31).

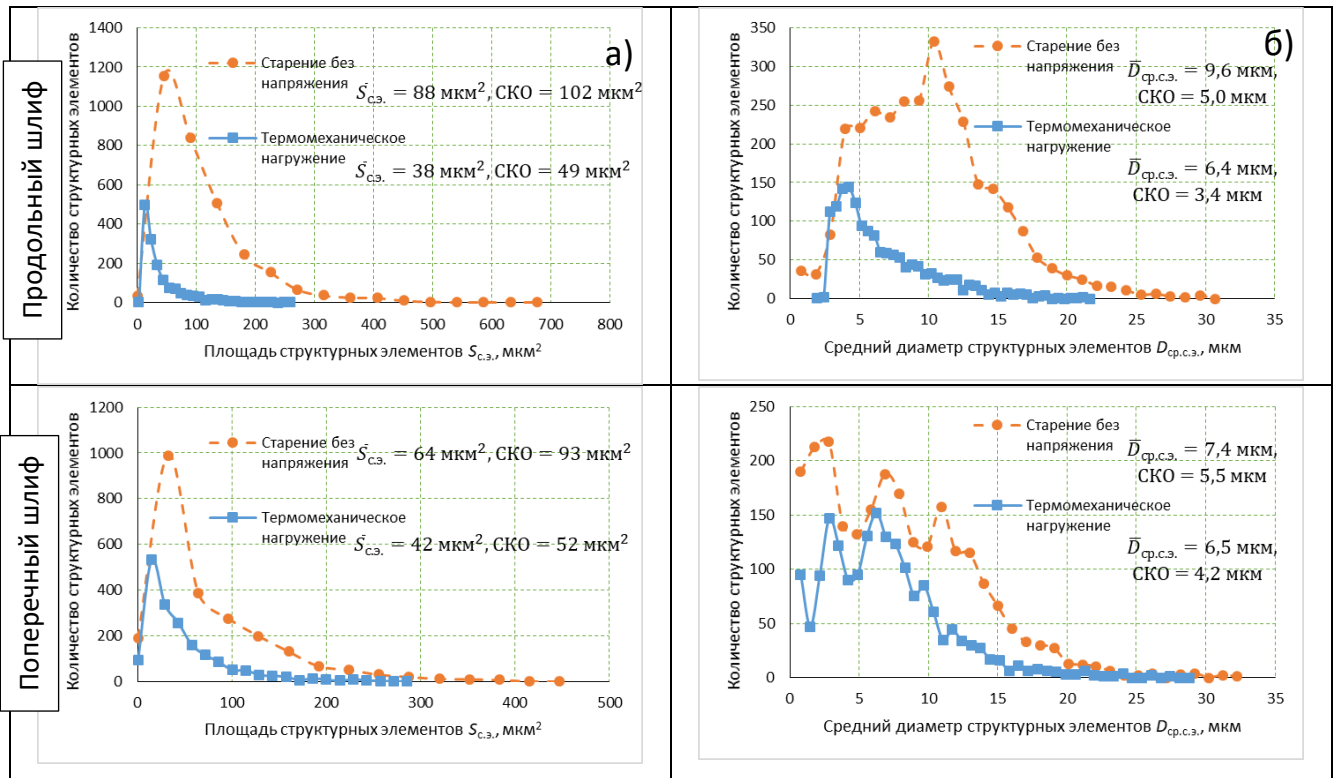


Рисунок 3.31 – Частотные распределения параметров структурных элементов сплава марки СЛЖС5-ВИ (на основании исследования рисунка 3.30)

а) площадь структурных элементов; б) средний диаметр структурных элементов

По результатам статистической обработки структурных элементов на шлифах можно сделать вывод, что термомеханическое нагружение сжатием приводит к значительному снижению как площади структурных элементов – с (64–88) мкм до (38–42) мкм, так и среднего диаметра структурных элементов – с (7,4–9,6) до (4,2–6,4) мкм, при этом доля структурных элементов также снизилась (с 1,12% до 0,59% для продольных шлифов и с 0,89% до 0,45% для поперечных шлифов). Таким образом, можно заключить, что термомеханическое нагружение сжатием привело к снижению микропористости не менее чем в 2 раза (с учетом допущения, что термомеханическое нагружение сжатием не влияет на размер и количество неметаллических включений и карбидов).

² Под структурными элементами в данном случае подразумеваются поры, карбиды и неметаллические включения

Кроме того, легко заметить, что несмотря на относительно небольшую наблюдаемую микропористость на образце, не подвергнутом термомеханическому нагружению сжатию (рисунки 3.28а, 3.29а, 3.30а), поры выделяются с определенной степенью упорядоченности из-за усадочных процессов, протекающих при направленной кристаллизации, с образованием строчечности, что ведет к заметному снижению жаропрочности, сопротивления ползучести и пластических характеристик сплава марки СЛЖС5-ВИ, состаренного без нагружения, за счет образования перемычек между порами (их объединения) при воздействии растягивающих напряжений в ходе проведения испытаний на растяжение и длительную прочность, и последующего макроразрушения (пластической неустойчивости) дендритной ячейки. Под пластической неустойчивостью дендритной ячейки понимается достижение критической деформации, при которой случайное отклонение в площади пор по какому-либо сечению дендритной ячейки приводит к локализации деформации по данному сечению, без увеличения его нагруженности (сечение дендритной ячейки не способно компенсировать возникающее отклонение по силе за счет прироста пластической деформации) [205].

Последующее исследование микроструктуры методом растровой микроскопии, представленной на рисунке 3.30, позволило установить количественные параметры, позволяющие описать наблюдаемые поры, карбиды и неметаллические включения, а также образуемую ими строчечность (таблица 3.3).

Таблица 3.3 – Количественные параметры структуры сплава марки СЛЖС5-ВИ

Ориентация поверхности шлифа	Вид термической обработки	N	$\delta N, \%$	λ_p	λ_m	n_p	n_m	D	H
Продольный шлиф	Старение без напряжения	3618	1,12	1842	7861	-1,404	-1,668	1,345	1,887
	Термомеханическое нагружение	1626	0,59	1415	16341	-1,129	-1,842	1,202	1,938
Поперечный шлиф	Старение без напряжения	2395	0,89	1574	6587	-1,354	-1,588	1,301	1,890
	Термомеханическое нагружение	1824	0,45	4847	12719	-1,585	-1,725	1,208	1,854

где N – число выделенных объектов (в данном случае пор, карбидов и неметаллических включений);

δN – доля заполнения выделенными объектами изучаемой области, %;

λ_p – лакуарность, определенная по пикселям;

λ_m – лакуарность, определенная по центрам масс;

n_p – инвариантность, определенная по пикселям;

n_m – инвариантность, определенная по центрам масс;

D – фрактальная размерность;

H – энтропия Вороного.

Диаграммы Вороного, построенные для структурных элементов сплава марки СЛЖС5-ВИ после старения без напряжения и после термомеханического нагружения и являющиеся равномерным разбиением плоскости шлифа относительно центров масс структурных элементов, представлены на рисунке 3.32.

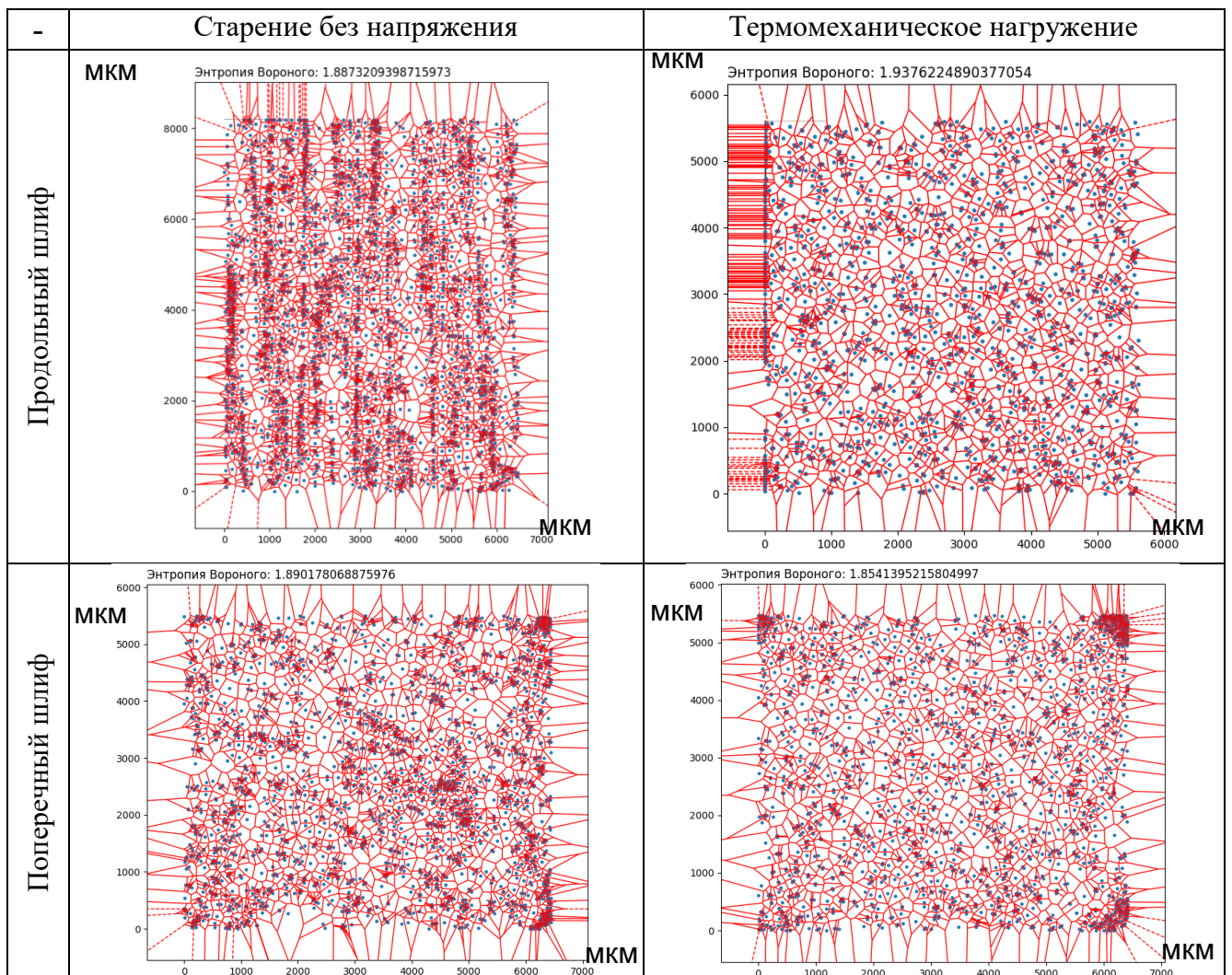


Рисунок 3.32 – Диаграммы Вороного для структурных элементов сплава марки СЛЖС5-ВИ

Зависимости лакуарности от размера ячеек, на которые разбивалось поле зрения, на основании которых была определена инвариантность, представлены на рисунке 3.33. Зависимости, представленные на рисунке 3.33, позволяют оценить лакуарность, в частности при размере ячейки, равном 1 мкм, а также инвариантность, отражающей степень зависимости лакуарности от масштаба (размера ячейки).

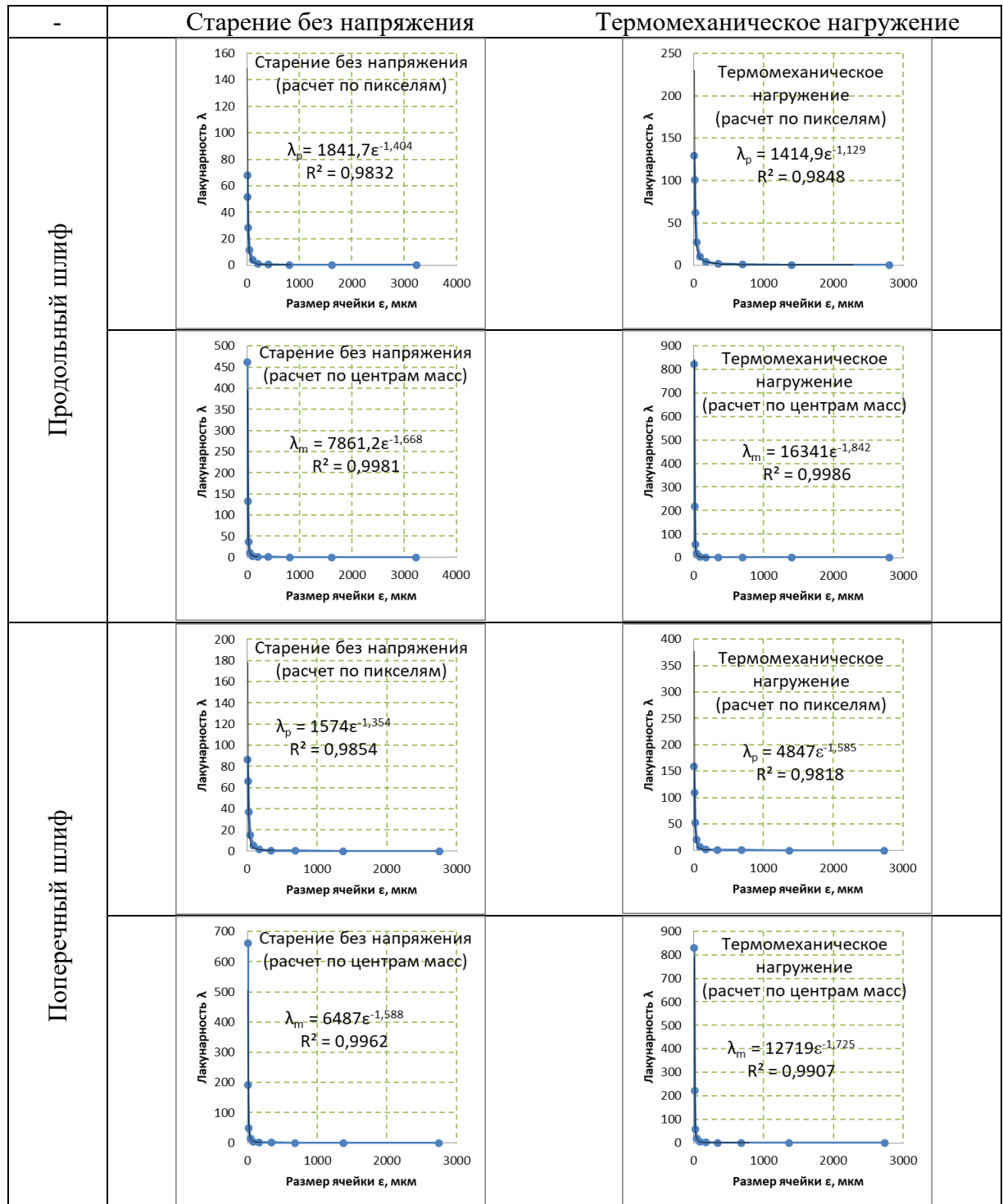


Рисунок 3.33 – Зависимость лакуарности λ от размера ячейки ϵ сплава марки СЛЖС5-ВИ

Анализ лакуарности по пикселям для продольных шлифов (таблица 3.3) показал, что структурные элементы (рисунок 3.30а) после термомеханического нагружения сжатием распределены более упорядоченно, чем после старения без напряжения, несмотря на то что во втором случае явно просматривается строчечная структура. Можно предположить, что это связано с тем, что структурные элементы после старения без напряжения распределены более упорядоченно в продольном направлении, что подтверждается исследованием изображений шлифов в поперечном направлении, кроме того, сами объекты имеют больший разброс по своим размерам. Это приводит к тому, что «пустоты» между объектами (то есть материал без пор и включений) становятся более неоднородными по размерам, что приводит к повышению лакуарности. Таким образом, для оценки строчечности наблюдаемых объектов наиболее корректно применять оценку лакуарности по центрам масс, что приводит к закономерным результатам (рисунок 3.30а) – после термомеханического нагружения сжатием меньше объектов и там нет строчечной структуры, после старения без напряжения она присутствует, при этом размеры объектов не учитываются и они не вносят вклад в размеры «пустот» между ними, из-за чего разница в однородности более чем двукратная. Аналогичная ситуация наблюдается для инвариантности (показателя самоподобия, см. таблицу 3.3).

Наблюдаемое снижение оцененной фрактальной размерности за счет применения термомеханического нагружения сжатием позволяет сделать вывод о том, что как количество, так и размер наблюдаемых пор снижаются.

В то же время, определенные значения энтропии Вороного структурных элементов (показателя хаотичности распределения объектов) сплава марки СЛЖС5-ВИ, состаренного без напряжения и подвергнутого термомеханическому нагружению сжатием (таблица 3.3, рисунок 3.30б), почти не отличаются (отличие менее 3%) при рассмотрении шлифов как продольного, так и поперечного направления, что свидетельствует о том, что для оценки упорядоченности структурных элементов требуется рассмотрение различных параметров структуры, а также изображений шлифов монокристаллического сплава вдоль различных направлений.

В проведенном анализе рассматриваются поры, карбиды и неметаллические включения в совокупности, так как количественная оценка параметров непосредственно для пор осложняется тем, что часть «пор» представляют собой несплошности в металлической матрице от выкрошившихся карбидов и неметаллических включений в процессе пробоподготовки шлифов, об этом свидетельствует:

- форма пустот, отличная от округлой (рисунок 3.34а, 3.34б);
- большая доля карбидов и неметаллических включений после термомеханического нагружения сжатием (рисунок 3.29б), по сравнению с образцом, состаренным без напряжения (рисунок 3.29а);
- анализ локального химического состава дна несплошностей (рисунок 3.34а), а также неметаллических включений у края несплошности (рисунок 3.34б).

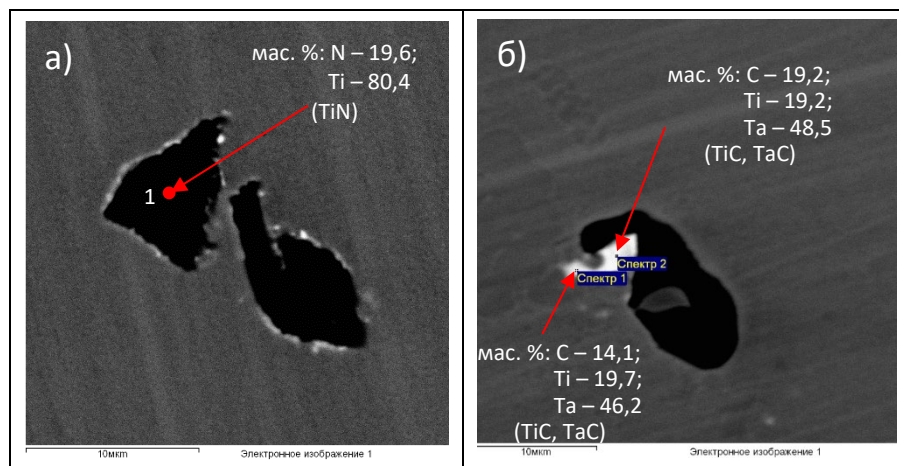


Рисунок 3.34 – Несплошности в сплаве марки СЛЖС5-ВИ, состаренного без напряжения, от выпавших нитридов титана (а), карбидов тантала и титана (б)

Предотвращение отделения неметаллических включений от металлической матрицы в процессе пробоподготовки за счет метода термомеханического нагружения сжатием свидетельствует о повышении прочности границ включений и матрицы, что позволяет дать дополнительное объяснение повышению значений пластических характеристик при кратковременных испытаниях, а также длительной прочности и сопротивления ползучести, так как растягивающие напряжения в ходе проведения вышеуказанных испытаний могут приводить к

зарождению микротрещин на границе между включением и сплавом, которые, в свою очередь, распространяются в сплаве, объединяются в магистральную трещину и приводят к разрушению изделия [206].

Исследование микроструктуры методом растровой микроскопии также позволило установить, что микропористость образуется в первую очередь в междендритном пространстве (рисунок 3.35), при этом на данном рисунке едва различимо, что поры находятся по краям структурной составляющей, предположительно затвердевшего ликвата (эвтектики $\gamma-\gamma'$), что подтверждает их усадочный характер.

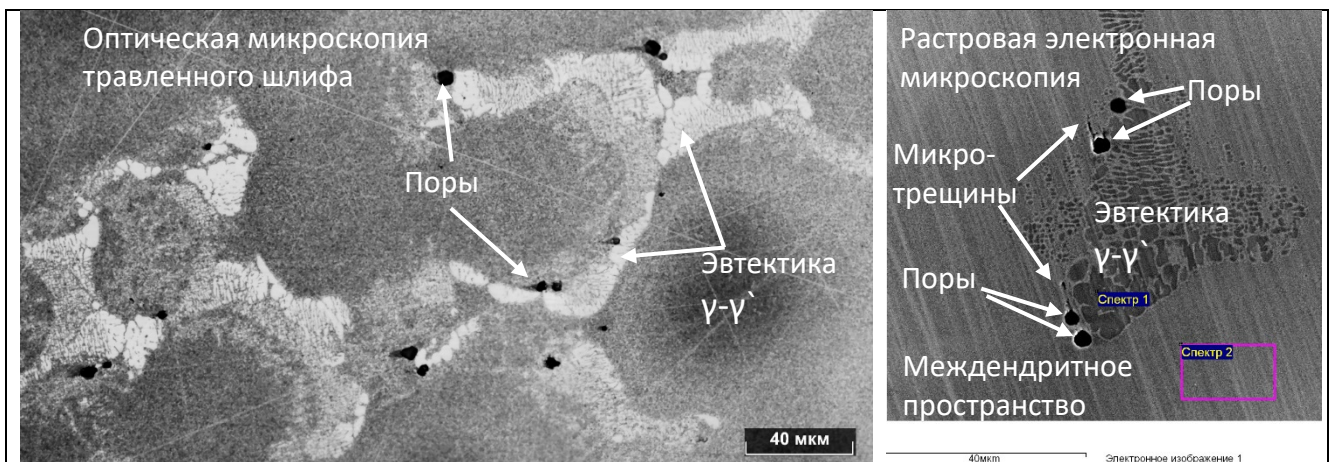


Рисунок 3.35 – Микроструктура продольного шлифа сплава марки СЛЖС5-ВИ, состаренного без напряжений (эвтектика $\gamma-\gamma'$ и поры)

Методом оптической микроскопии на травленных шлифах (рисунок 3.35а), а также методом растровой микроскопии при большем увеличении (рисунок 3.35б), было подтверждено, что поры в сплаве марки СЛЖС5-ВИ образуются в результате того, что ликвата, затвердевающего в междендритном пространстве в процессе кристаллизации расплава, недостаточно для питания несплошностей. По результатам анализа спектров рисунка 3.35б было установлено, что ликват (спектр 2) по сравнению с междендритным пространством (спектр 1) обогащен Al (5,4 и 3,2 мас.% соответственно) и Ti (7,0 и 3,8 мас.% соответственно), и, в то же время, обеднен тугоплавкими элементами, такими как Re (0,0 и 5,1 мас.% соответственно) и W (2,0 и 2,6 мас.% соответственно), что также свидетельствует о том, что спектр 2 соответствует металлу, закристаллизовавшемуся позже, чем

металл спектра 1.

Сами же поры (типичный размер пор – от 5 до 10 мкм) представлены на рисунке 3.36, их идентификация была осуществлена на основании характерных «засветов» по краям и расфокусировки, характеризующих перепад высоты, и визуально различимого дна поры (рисунок 3.36а, б), а также «капельки» закристаллизовавшегося в последнюю очередь металла (рисунок 3.36в). Для рисунка 3.36в, а также рисунка 3.36б от краев пор расходятся микротрещины, образовавшиеся, предположительно, в процессе кристаллизации расплава, которые также могут снизить эксплуатационные характеристики сплава марки СЛЖС5-ВИ.

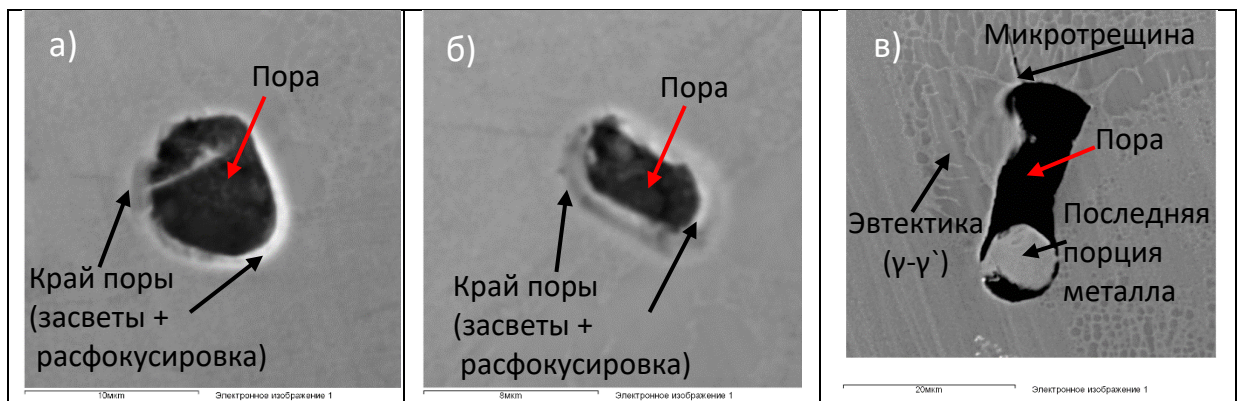


Рисунок 3.36 – Поры в сплаве марки СЛЖС5-ВИ (старение без напряжений)

Таким образом, исследование микропористости никелевого сплава марки СЛЖС5-ВИ, не подвергнутого термомеханическому нагружению сжатием, позволило установить:

- пористость образуется преимущественно в эвтектике γ - γ' , наличие которой может приводить к образованию и росту пор при дальнейшей эксплуатации за счет некомпенсированности диффузионных потоков;
- обнаруженные поры могут сопровождаться микротрещинами, являющихся концентраторами напряжений;
- расположение пор характеризуется упорядоченностью, связанной с направленностью дендритной структуры вдоль одного направления, что усугубляет влияние микропористости на механические характеристики и жаропрочность;
- подтверждено наличие неметаллических включений, обладающих

небольшой прочностью границы между неметаллическим включением и металлической матрицы.

Как показано выше, термомеханическое нагружение сжатием снижает микропористость, что повышает характеристики сплава при кратковременных и длительных испытаниях.

Отсутствие видимой эвтектики ($\gamma-\gamma'$) в междендритном пространстве, а также менее выраженное отличие контрастов областей с дендритами и междендритным пространством на образце, подвергнутом термомеханическому нагружению сжатием (рисунок 3.29б), по сравнению с образцом, состаренным без напряжения (рисунок 3.29а), позволило предположить, что обработка способом термомеханического нагружения сжатием приводит к снижению дендритной ликвации. На основании вышеизложенного был проведен анализ влияния термомеханического нагружения сжатием на дендритную ликвацию.

3.6.3 Исследование ликвационной неоднородности

Значительная дендритная ликвация может привести к образованию нежелательных фаз, таких как топологически плотноупакованные фазы (ТПУ-фазы), обогащенные тугоплавкими элементами, в частности рением, в ходе длительной эксплуатации [56, 57].

С целью подтверждения данного утверждения был исследован шлиф сплава марки СЛЖС5-ВИ, состаренного без напряжения и подвергнутого высокотемпературной выдержке при температуре 900°C в течение 3000 ч (рисунок 3.37). По результатам проведенного исследования были обнаружены пластинчатые фазы в осях дендритов, характеризующиеся геометрически правильным расположением относительно друг друга (наблюдаются углы 90° и 120°) – все это свидетельствует о том, что это ТПУ-фазы, образовавшиеся в осях дендритов, обогащенных тугоплавкими элементами, а именно σ -фазы, μ -фазы и P -фазы, что подтверждается исследованиями, проведенными для монокристаллических жаропрочных никелевых составов других марок (таблица 3.4, [207]).

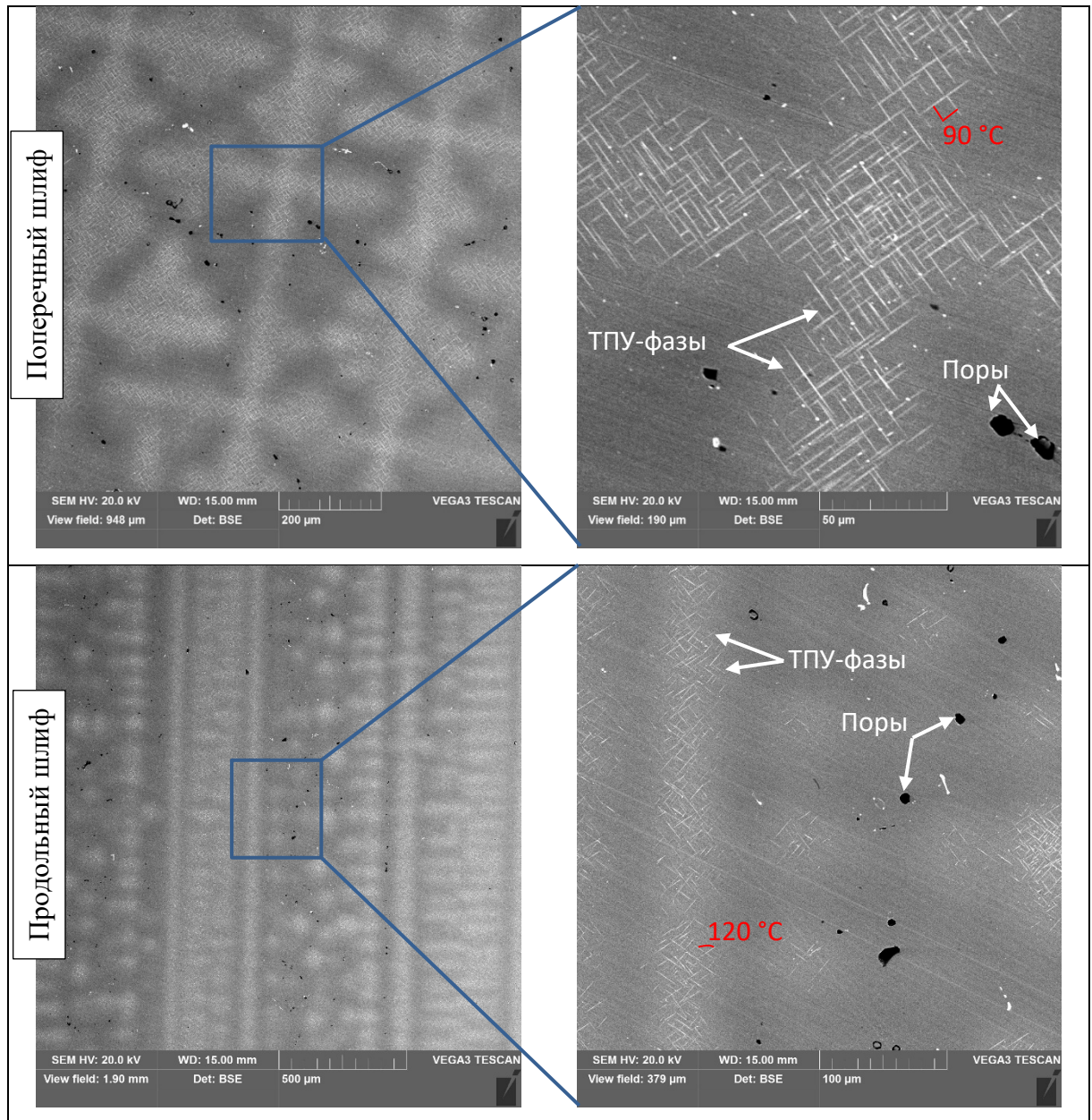


Рисунок 3.37 – Дендритная структура и ТПУ-фазы сплава марки СЛЖС5-ВИ после старения без напряжения и выдержки в течении 3000 ч при температуре 900°C

Таблица 3.4 – Описание ТПУ-фаз, наблюдаемых в жаропрочных никелевых сплавах

ТПУ-фаза	Сингония (пример)	Пространственная группа	Параметры решетки, нм	Угол, °	Ориентационная зависимость	
					Плоскости	Направления
σ	Тетрагональная (Cr ₂ Re ₃)	$P_{42/mnm}$	$a = b = 0,93$ $c = 0,486$	90	$(001)_{\sigma} \parallel (111)_{\gamma}$	$[110]_{\sigma} \parallel [1\bar{1}0]_{\gamma}$
μ	Тригональная (W ₆ Co ₇)	$R_{\bar{3}m}$	$a = b = 0,47$ $c = 2,55$	120	$(111)_{\mu} \parallel (111)_{\gamma};$ $(1\bar{1}2)_{\mu} \parallel (100)_{\sigma}$	$[01\bar{1}]_{\mu} \parallel [11\bar{2}]_{\gamma};$ $[110]_{\mu} \parallel [001]_{\sigma}$
P	Орторомбическая (Cr ₉ Mo ₂₁ Ni ₂₀)	P_{nma}	$a = 1,72$ $b = 0,48$ $c = 0,91$	90	$(010)_P \parallel (111)_{\gamma};$ $(010)_P \parallel (001)_{\sigma}$	$[102]_P \parallel [1\bar{1}0]_{\gamma};$ $[100]_P \parallel [110]_{\sigma}$

Можно предположить, что геометрически правильное расположение ТПУ-фаз, так называемая «Видманштетовая структура», связано с выделением данных фаз вдоль октаэдрических плоскостей ГЦК решетки никелевого раствора происходит из-за необходимости обеспечения минимума поверхностной и упругой энергий [208].

Данные фазы из-за их вытянутой формы являются концентраторами напряжений с одной стороны, и, с другой стороны, приводят к обеднению твердого раствора тугоплавкими элементами, обеспечивающими удовлетворительные характеристики длительной прочности и ползучести.

Исходя из вышеизложенного, был проведен анализ влияния термомеханического нагружения сжатием на дендритную ликвацию сплава марки СЛЖС5-ВИ (рисунок 3.38).

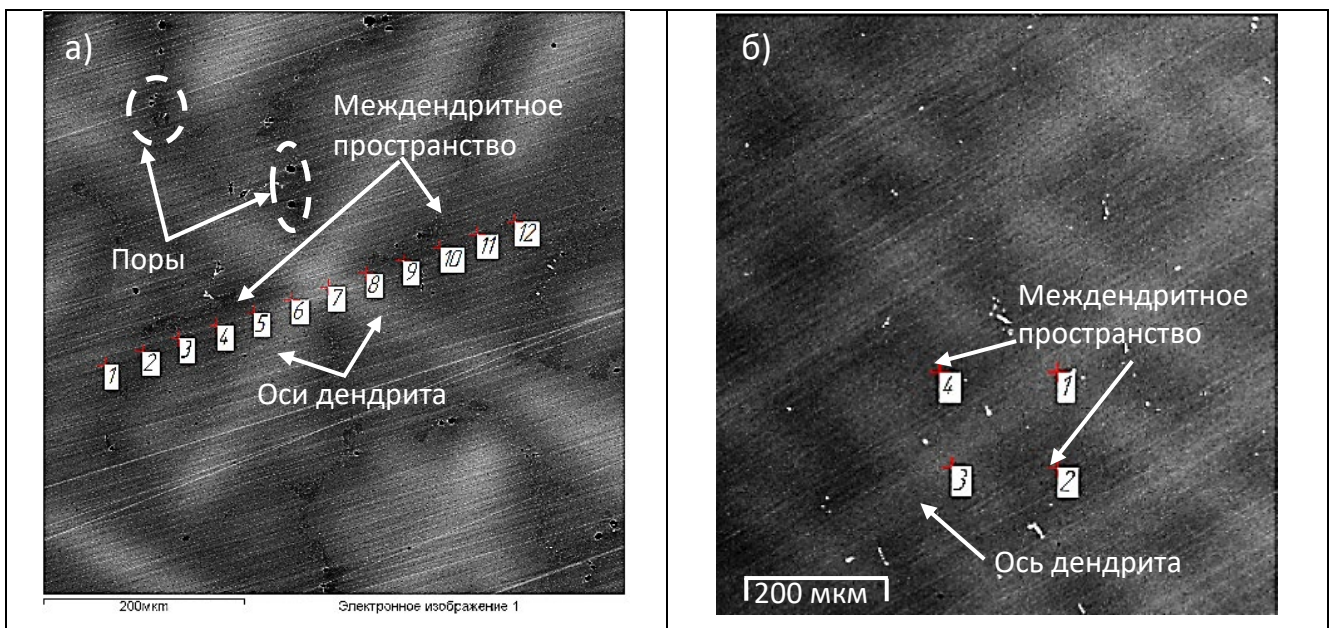


Рисунок 3.38 – Дендритная структура сплава марки СЛЖС5-ВИ, состаренного без напряжения (а) и подвергнутого термомеханическому нагружению сжатием (б)

На основании проведенного химического анализа спектров сплава, состаренного без напряжения (№ 1–12, рисунок 3.38а), и подвергнутого термомеханическому нагружению (№ 1–4, рисунок 3.38б) были определены коэффициенты ликвации K_{li} (таблица 3.5) в соответствии с формулой 3.8:

$$K_{li} = C_{maxi}/C_{mini} \quad (3.8)$$

где C_{maxi} – средняя концентрация i -го элемента в оси дендрита;

C_{mini} – средняя концентрация i -го элемента в междендритном пространстве.

Таблица 3.5 – Коэффициенты ликвации легирующих элементов сплава марки СЛЖС5-ВИ

Вид термической обработки	Коэффициенты ликвации								
	Al	Ti	Cr	Co	Ni	Mo	Ta	W	Re
Старение без напряжения	0,90	0,86	1,07	1,02	0,94	1,08	0,89	1,25	1,65
Термомеханическое нагружение	0,93	0,97	1,01	1,03	0,97	1,06	1,00	1,07	1,43

Повышенные значения коэффициента ликвации рения и вольфрама ($K_{\text{лRe}} = 1,65$, $K_{\text{лW}} = 1,25$), а также повышенное содержание хрома и кобальта (12,32 мас.% и 15,05 мас.% соответственно) в сплаве марке СЛЖС5-ВИ, позволяют предположить, что наблюдаемые на рисунке 3.37 ТПУ-фазы представляют собой, преимущественно, σ -фазы и μ -фазы.

Анализ спектров позволил установить снижение коэффициента дендритной ликвации для рения с 1,65 до 1,43, а для вольфрама с 1,25 до 1,07 (таблица 3.5). Для кобальта коэффициент ликвации увеличился с 1,02 до 1,03, что не превышает погрешности измерения.

Снижение дендритной ликвации свидетельствует об интенсификации диффузионных процессов в ходе проведения термомеханического нагружения, что позволяет высказать предположение о реализации механизма снижения микропористости, за счет протекания диффузионных процессов, в частности:

- распада метастабильных трещин на полигональные стенки краевых дислокаций, проходящего за счет диффузии по берегам трещины [88];
- эмиссии порами вакансионных дислокационных петель [89, 90].

Таким образом, можно предположить, что при длительной эксплуатации сплав марки СЛЖС5-ВИ, подвергнутый термомеханическому нагружению сжатием, будет меньше склонен к образованию ТПУ-фаз в осях дендритов за счет снижения дендритной ликвации.

3.6.4 Исследование морфологии γ' -фазы, выделяющейся в процессе старения

На рисунке 3.39 представлены структуры высокого разрешения сплава марки СЛЖС5-ВИ, подвергнутого термомеханическому нагружению сжатием и состаренного без напряжения, на которых видна упрочняющая γ' -фаза, состоящая преимущественно из Ti, Al, Ta, Hf, и примесей – Si и Mn (на основании регрессионных зависимостей, представленных в [5]). Остальные элементы также присутствуют в химическом составе γ' -фазы, однако они преимущественно остаются в твердом растворе (γ -фазе). Морфология упрочняющей γ' -фазы представляет собой равноосные сфероиды (поверхности вращения в трехмерном пространстве, образованные при вращении эллипса вокруг одной из его главных осей).

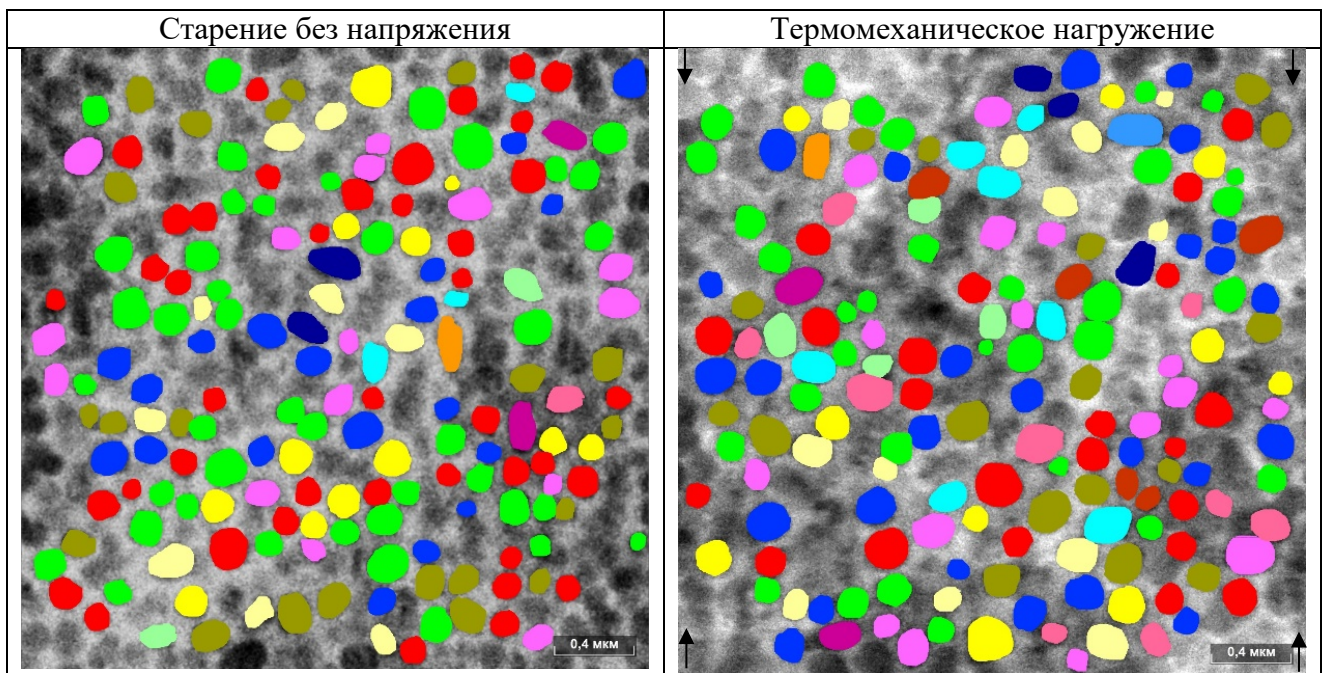
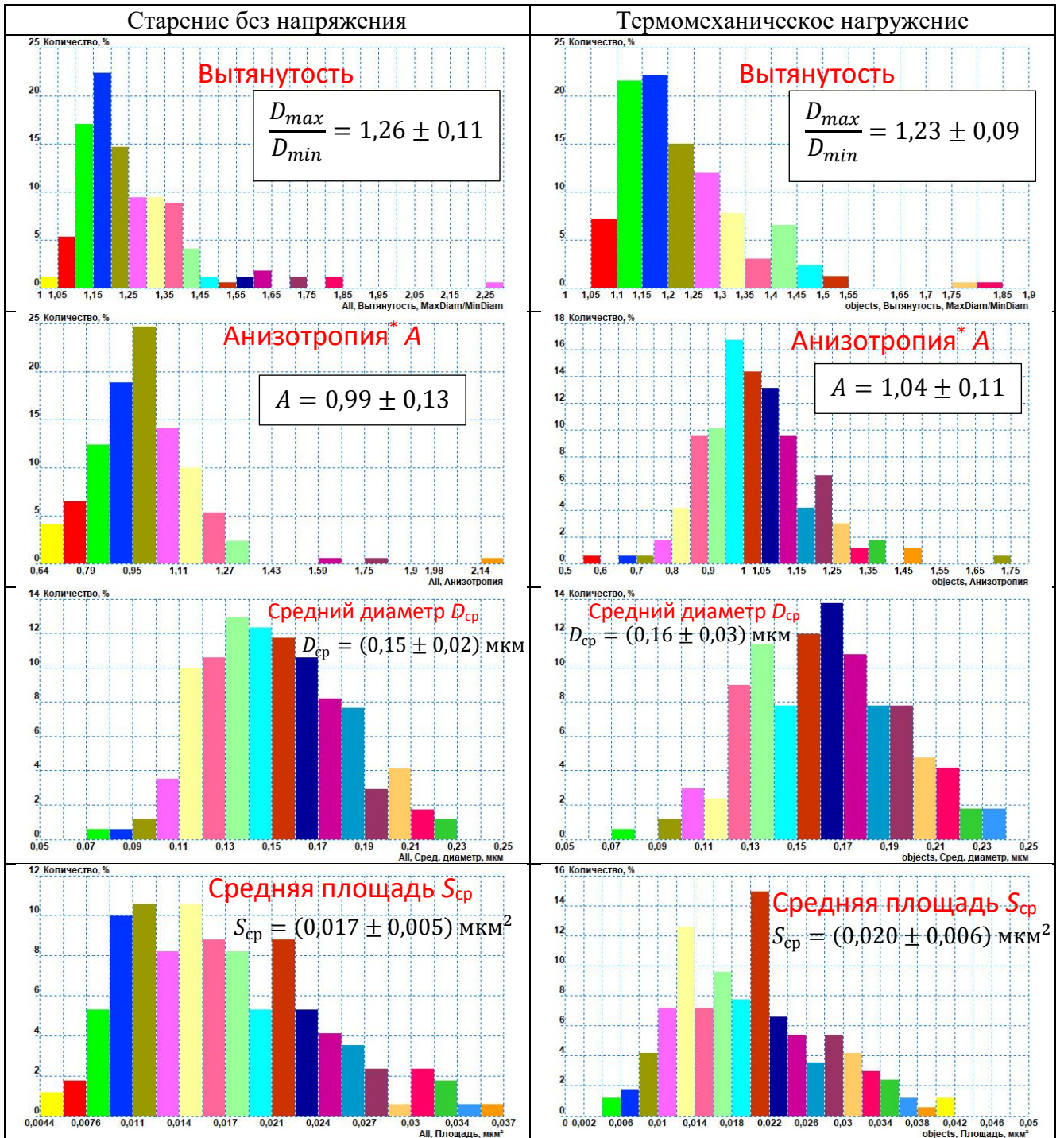


Рисунок 3.39 – Растровые электронные микроскопические изображения структуры высокого разрешения сплава марки СЛЖС5-ВИ после старения

(продольные шлифы, пример выделения γ' -фазы в программе Thixomet)

Цифровая обработка в программе Thixomet изображений, представленных на рисунке 3.39, позволила установить, что сжимающие напряжения при старении в направлении вдоль оси образца не оказывают влияния на морфологию и размер интерметаллидной γ' -фазы (рисунок 3.40, погрешности приведены для уровня

доверия 95%).



* – отклонение большей оси эллипса, вписанного в интерметаллид, от направления [001]

Рисунок 3.40 – Результаты цифровой обработки изображений, представленных на рисунке 3.39

Данные результаты не подтверждают данные, полученные при исследовании монокристаллического никелевого сплава марки Удимет-700 [100, 103], для которого, как было рассмотрено в главе 1, нагружение сжатием вдоль кристаллографического направления [001] приводит к заметному изменению

морфологии γ' -фазы (выделению в процессе старения упрочняющей γ' -фазы с преимущественным продольным ориентированием относительно кристаллографического направления [001] монокристалла). Это может быть объяснено повышенной стабильностью структуры промышленного жаропрочного никелевого сплава марки СЛЖС5-ВИ, предназначенного для морских газотурбинных двигателей морского назначения, стабильность структуры данного сплава исследована в работе [209], а программное нагружение и старение под напряжением, как было отмечено ранее, являются диффузионными процессами. В главе 1 было указано, что основное влияние на морфологию γ' -фазы оказывает величина мисфита: так, для авиационного сплава марки ЖС32-ВИ, известного своей структурной нестабильностью, мисфит составляет 0,29 [54], тогда как сплав марки СЛЖС5-ВИ имеет величину мисфита, равную 0,01 [5], что нашло отражение в форме выделяющейся γ' -фазы для исследованного сплава. Общепринятой точкой зрения является, что форма γ' -фазы в жаропрочных никелевых сплавах должна быть кубоидной для обеспечения лучшей жаропрочности, однако данный подход верен для авиационных жаропрочных никелевых сплавов (таких, как ЖС32-ВИ), тогда как жаропрочные никелевые сплавы морского назначения эксплуатируются при меньших температурах и нагрузках, но большем времени эксплуатации, как отмечалось в главе 1, вследствие чего структурная стабильность сплава выходит на первое место, именно небольшое значение мисфита обеспечивает минимальное значение напряжения между фазами, и, как следствие, низкую скорость коагуляции упрочняющей γ' -фазы.

Таким образом, термомеханическое нагружение сжатием жаропрочного никелевого сплава марки СЛЖС5-ВИ, не привело к заметному изменению морфологии и размера γ' -фазы, как следствие, рассмотренный механизм не мог оказать влияния на рассмотренные выше эксплуатационные характеристики данного сплава.

Как показали исследования, предложенный способ термомеханического нагружения сжатием в процессе старения сплава марки СЛЖС5-ВИ, позволяет увеличить время до разрушения образцов при максимальной рабочей температуре

900°С в ходе проведения испытаний на длительную прочность. С учетом того, что судовые турбины подвергаются в меньшей степени значительным изменениям режима работы (форсажу), то этот эффект может дать заметное увеличение продолжительности работы газотурбинного двигателя без ремонта. При этом значительное снижение скорости ползучести может позволить снизить увеличение длины лопатки в процессе эксплуатации и сохранить перо лопаток от поломок, связанных с ползучестью материала.

ВЫВОДЫ К ГЛАВЕ 3

1. Установлено, что термомеханическое нагружение сжатием в процессе старения жаропрочного никелевого сплава марки СЛЖС5-ВИ, по сравнению со старением без напряжения, обеспечивает:

– снижение скорости ползучести при температуре 900°С и напряжении 285 МПа с 0,153 %/ч до 0,060 %/ч, а при температуре 950°С и напряжении 175 МПа с 0,027 %/ч до 0,005 %/ч;

– повышение долговечности (прогнозируемого времени до разрушения) при длительном нагружении растяжением при температуре 900°С и напряжении 175 МПа с 2302 до 5498 ч при межремонтном периоде 4000 ч для двигателя М70ФРУ-2;

– при испытаниях на растяжение при температурах 20°С и 900°С – увеличение относительного удлинения с 10,0 % до 17,6 % и с 14,0 % до 23,5 % соответственно, относительного сужения с 10 % до 20 % и с 33 % до 54 % соответственно, без значительного изменения прочностных свойств.

2. Выявлено, что термомеханическое нагружение сжатием приводит к образованию значительного количества вязкой составляющей (до 13,2%) в междендритном пространстве в изломах образцов, подвергнутых испытанию на длительную прочность при температуре 900°С и напряжении 345 МПа, по сравнению с образцами, состаренными без напряжения (доля вязкой составляющей – до 5,3%) в сплаве марке СЛЖС5-ВИ, микропористость в междендритном

пространстве которого приводит к локализации деформации на границах дендритных ячеек, и как следствие, снижению характеристик жаропрочности.

3. Показано, что термомеханическое нагружение сжатием сплава марки СЛЖС5-ВИ приводит к снижению микропористости не менее чем в 2 раза и, как следствие, повышению разупорядоченности таких структурных элементов, как микропоры, карбиды и неметаллические включения в совокупности (повышению лакунарности структурных элементов в 2 раза и инвариантности на (9–10)%, а также снижению фрактальной размерности на (7–11)%).

4. Установлено, что термомеханическое нагружение сжатием сплава марки СЛЖС5-ВИ, склонного к образованию ТПУ-фаз при длительной выдержке при температуре 900°C в течение 3000 ч, приводит к снижению коэффициента дендритной ликвации для рения с 1,65 до 1,43 (на 13%), а для вольфрама с 1,25 до 1,07 (на 14%), что позволяет высказать предположение о реализации механизма снижения микропористости за счет протекания диффузионных процессов.

5. Разработана методика консервативной оценки напряжений и скорости деформации образца в оправке в ходе проведения термомеханического нагружения сжатием. Проведена консервативная оценка значений сжимающего напряжения, скорости деформации и скорости нагружения образца из жаропрочного никелевого сплава марки СЛЖС5-ВИ в ходе термомеханического нагружения сжатием в процессе старения сплава марки СЛЖС5-ВИ при нагреве со скоростью 80°C/ч от комнатной температуры до 900°C и последующей выдержке в течение 16 ч:

- величина сжимающего напряжения не превышает $0,7\sigma_T$;
- скорость деформации не превышает $1 \cdot 10^{-4}\%/с$;
- скорость нагружения не превышает 0,1 МПа/с.

6. Установлено, что термомеханическое нагружение сжатием сплава марки СЛЖС5-ВИ не приводит к изменению морфологии и размера γ' -фазы, выделяющейся в процессе старения, что может быть связано с повышенной структурной стабильностью сплава.

ГЛАВА 4. РАЗРАБОТКА СПОСОБА ПОВЫШЕНИЯ СОПРОТИВЛЕНИЯ СОЛЕВОЙ КОРРОЗИИ И ИССЛЕДОВАНИЕ ЕГО ВЛИЯНИЯ НА СОПРОТИВЛЕНИЕ СОЛЕВОЙ КОРРОЗИИ СПЛАВА МАРКИ СЛЖС5-ВИ

4.1 Экспериментальное подтверждение целесообразности разработки способа повышения сопротивления солевой коррозии

В соответствии с [210], жаропрочные никелевые сплавы, применяемые в газотурбинных двигателях, допускается эксплуатировать на воздухе (в среде с малым содержанием ионов серы и хлора, например, в авиационных двигателях) до температур не выше 1100°C , тогда как в случае риска реализации солевой коррозии (в морских двигателях) предельная температура эксплуатации данных изделий не должна превышать 790°C . Таким образом, очевидно, что для рабочих лопаток, эксплуатируемых при температурах выше 790°C , необходимо применение покрытий, обеспечивающих защиту от коррозионного воздействия. С учетом того, что для сплава марки СЛЖС5-ВИ рабочая температура составляет 900°C , представляет интерес исследовать сопротивление солевой коррозии данного сплава (с защитным слоем и без слоя), а также сплавов-аналогов в температурном диапазоне $(800-900)^{\circ}\text{C}$.

Ограничительный перечень ОПО-07516250-001-2017 [211] включает в себя ряд покрытий, допускаемых для применения в качестве материалов и узлов газотурбинных двигателей морского назначения, в частности однослойное покрытие ПВ-НХ16Ю6Ит и двухслойное покрытие ПВ-НХ16Ю6Ит+ЦрОИ-7. Таким образом, было предположено, что данные покрытия обеспечат защиту поверхности металла от коррозионного воздействия в наиболее жестких условиях, когда с поверхностью изделия взаимодействует солевой расплав, в температурном диапазоне $(800-900)^{\circ}\text{C}$.

На основании вышеизложенного, было проведено исследование поверхности и поверхностного слоя образцов из сплава марки ЭП648-ВИ с защитными покрытиями до и после проведения коррозионных испытаний. Выбор сплава марки ЭП648-ВИ в качестве материала подложки обусловлен тем, что в соответствии с ограничительным перечнем [118], данный материал допущен к применению до температуры 1000°C, превышающей рабочую температуру сплава марки СЛЖС5-ВИ, равную 900°C, а двухслойное покрытие ПВ-НХ16Ю6Ит+ЦрОИ-7 допущено к применению до температуры 900°C, что позволило предположить, что применение данного материала в качестве материала подложки для сравнительных испытаний обеспечит консервативную оценку целесообразности применения защитных покрытий и слоев для сплава марки СЛЖС5-ВИ.

На рисунке 4.1а представлена микроструктура поверхностного слоя сплава марки ЭП648-ВИ с покрытием ПВ-НХ16Ю6Ит в исходном состоянии, химический состав поверхностного слоя представлен на рисунке 4.1б.

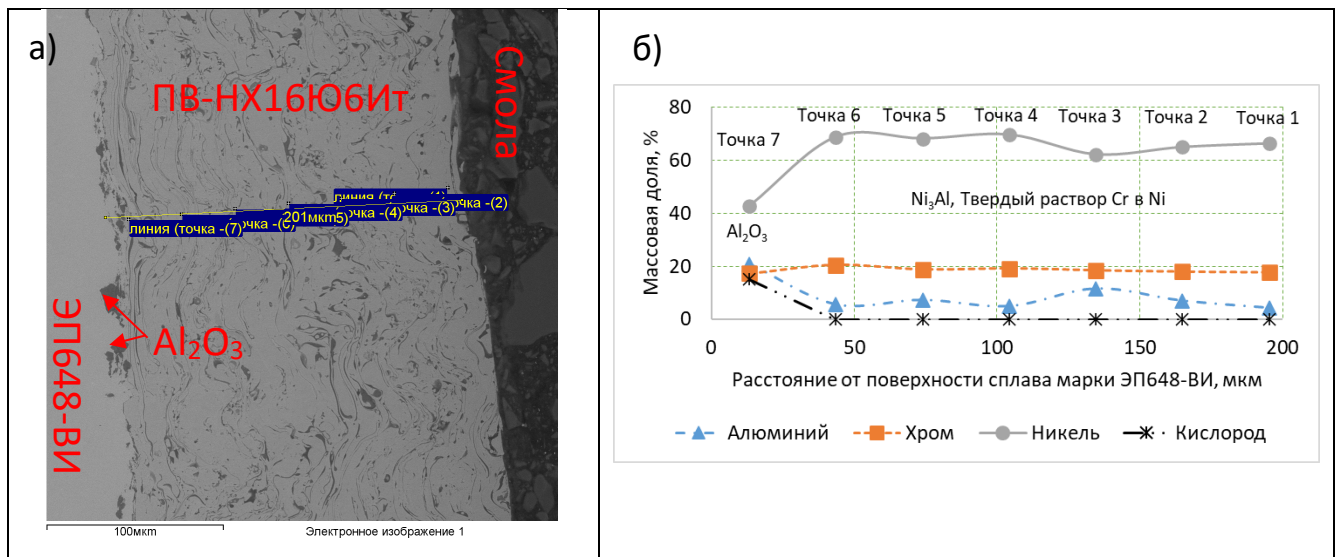


Рисунок 4.1 – Микроструктура поверхностного слоя сплава марки ЭП648-ВИ с покрытием ПВ-НХ16Ю6Ит в исходном состоянии (а) и основные химические элементы (б)

Покрытие представляет собой интерметаллид Ni₃Al, а также твердый раствор Cr в Ni, что косвенно подтверждается результатами РСМА (рисунок 4.1б), а также исследований, представленных в работе [212]. Установлено, что толщина нанесенного покрытия варьируется в диапазоне от 171 до 205 мкм (рисунок 4.1а), таким образом наблюдается неравномерность толщины нанесенного покрытия, с

разбросом толщины более 15%. Структура покрытия имеет характерный для плазменных покрытий волнообразный характер с завихрениями (рисунок 4.1а). Получаемое при плазменной обработке покрытие значительно увеличивает размер обрабатываемого изделия. При обработке рабочей лопатки нанесение такого покрытия повлечет изменение геометрических размеров и дисбаланс эксплуатируемой лопатки, а значит и изменение ее аэродинамических характеристик. Кроме того, увеличение размера рабочей лопатки приведет к возрастанию массы изготовленной лопатки, что повлечет к увеличению центробежных сил, воздействующих на лопатку в ходе эксплуатации. Устранение данных недостатков может быть достигнуто при применении термодиффузионного алитирования, так как основная часть алюминия, осаждаемого на подложке, диффундирует по глубине изделия, таким образом увеличение размера изделия, вызванное термодиффузионным алитированием, незначительно (толщину слоя можно контролировать заданием продолжительности химико-термической обработки). Полученное плазменное покрытие значительно отличается по химическому составу от металла подложки (рисунок 4.1б), что свидетельствует о пониженной термостойкости (устойчивости к теплосменам) вследствие различных коэффициентов линейного расширения по сравнению с термодиффузионным алитированием. На границе контакта металлического подслоя ПВ-НХ16Ю6Ит и сплава обнаружено повышенное содержание кислорода и алюминия (рисунок 4.1, точка 7), свидетельствующее об образовании оксида алюминия, выделение которого обусловлено окислением порошка ПВ-НХ16Ю6Ит вследствие его нагрева в процессе нанесения покрытия, высокой термодинамической стабильностью оксида алюминия, повышенным содержанием алюминия в порошке (8% мас.) по сравнению с металлом подложки (1,04% мас.) и меньшими затратами энергии на образование новой фазы на границе раздела фаз. Находясь на границе контакта и обладая меньшим ТКЛР, чем сплав и покрытие, оксиды алюминия в ходе эксплуатации могут вызывать снижение адгезионной прочности покрытия к подложке сплава, а также образование пор и трещин.

На рисунке 4.2а представлена микроструктура сплава марки ЭП648-ВИ с металлическим подслоем ПВ-НХ16Ю6Ит и керамическим покрытием ЦрОИ-7 в исходном состоянии. Толщина подслоя ПВ-НХ16Ю6Ит варьируется в диапазоне от 124 до 156 мкм, толщина покрытия ЦрОИ-7 – в диапазоне от 282 до 406 мкм. В случае двуслойного покрытия (ЭП648-ВИ+ПВ-НХ16Ю6Ит+ЦрОИ-7) проблема увеличения размера рабочей лопатки становится еще более актуальной, чем при нанесении однослойного покрытия (ЭП648-ВИ+ПВ-НХ16Ю6Ит, рисунок 4.1). Покрытие ЦрОИ-7 представляет из себя оксид цирконий, стабилизированный иттрием (химический состав представлен на рисунке 4.3б) и имеет вполне различимую поверхность раздела с металлическим подслоем ПВ-НХ16Ю6Ит, что, как и в случае однослойного покрытия, свидетельствует о риске отслоения покрытия в процессе эксплуатации. Кроме того, в покрытии ЦрОИ-7 различимы поры, необходимые для обеспечения пониженной теплопроводности теплозащитного покрытия [210], которые, однако способны привести к ускорению коррозионных процессов за счет проникновения солевого расплава по данным порам.

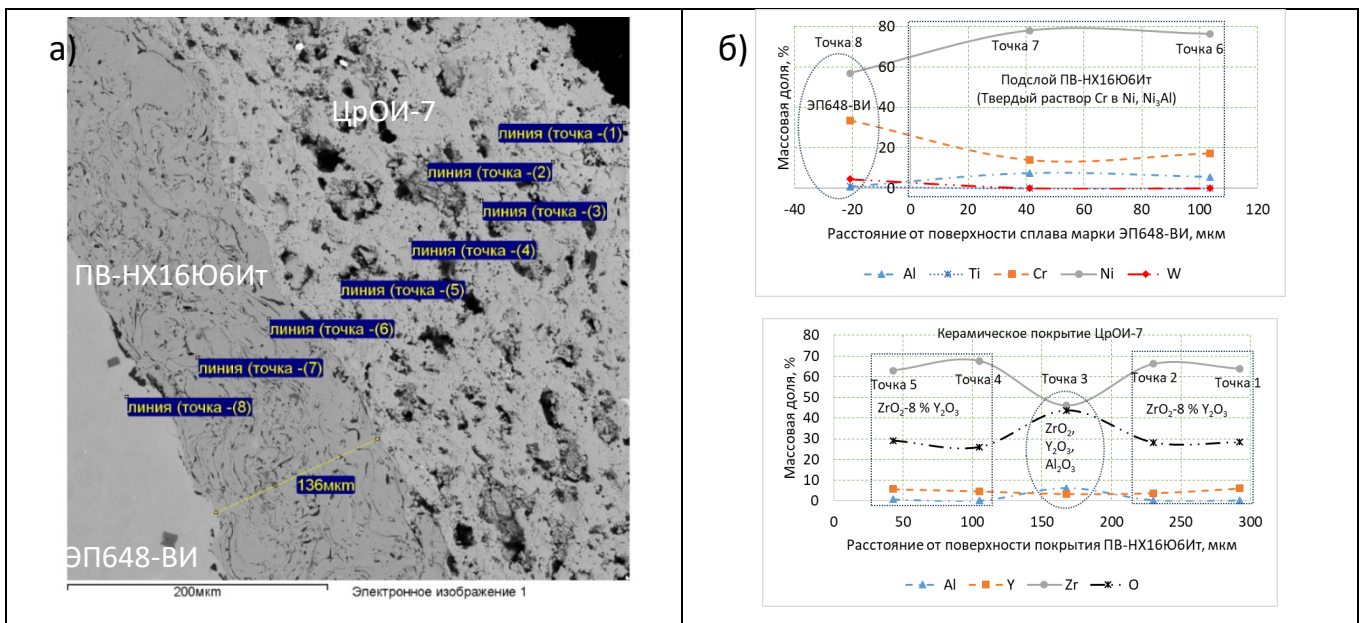


Рисунок 4.2 – Микроструктура поверхностного слоя сплава марки ЭП648-ВИ+ПВ-НХ16Ю6Ит+ЦрОИ-7 в исходном состоянии (а) и основные химические элементы (б)

Образцы из сплава марки ЭП648-ВИ с защитными покрытиями после проведения коррозионных испытаний представлены на рисунке 4.3.



Рисунок 4.3 – Поверхность образцов сплава марки ЭП648-ВИ с защитными покрытиями после коррозионных испытаний в солевом расплаве состава 75% Na₂SO₄ + 25% NaCl

На образцах сплава марки ЭП648-ВИ с металлическим покрытием ПВ-НХ16Ю6Ит после коррозионных испытаний при температуре 800°C наблюдается интенсивная неравномерная общая коррозия с отдельными пятнами продуктов коррозии зеленого цвета, а также локальная коррозия с образованием сросшихся язв. При температуре 900°C наблюдается интенсивная неравномерная общая и язвенная коррозия, продукты коррозии из язв, выделившиеся на поверхности образца, покрывают большую ее часть. Нанесенное керамическое покрытие ЦрОИ-7 поверх подслоя ПВ-НХ16Ю6Ит на сплав марки ЭП648-ВИ снизило видимые коррозионные повреждения при температуре 900°C, однако выявлено появление трещин наружного керамического покрытия, через которые проникают следы коррозии подслоя.

Фотографии поверхностного слоя образцов из сплава марки ЭП648-ВИ с защитными покрытиями после коррозионных испытаний, а также расшифровка основных элементов исследуемых спектров, представлены на рисунке 4.4.

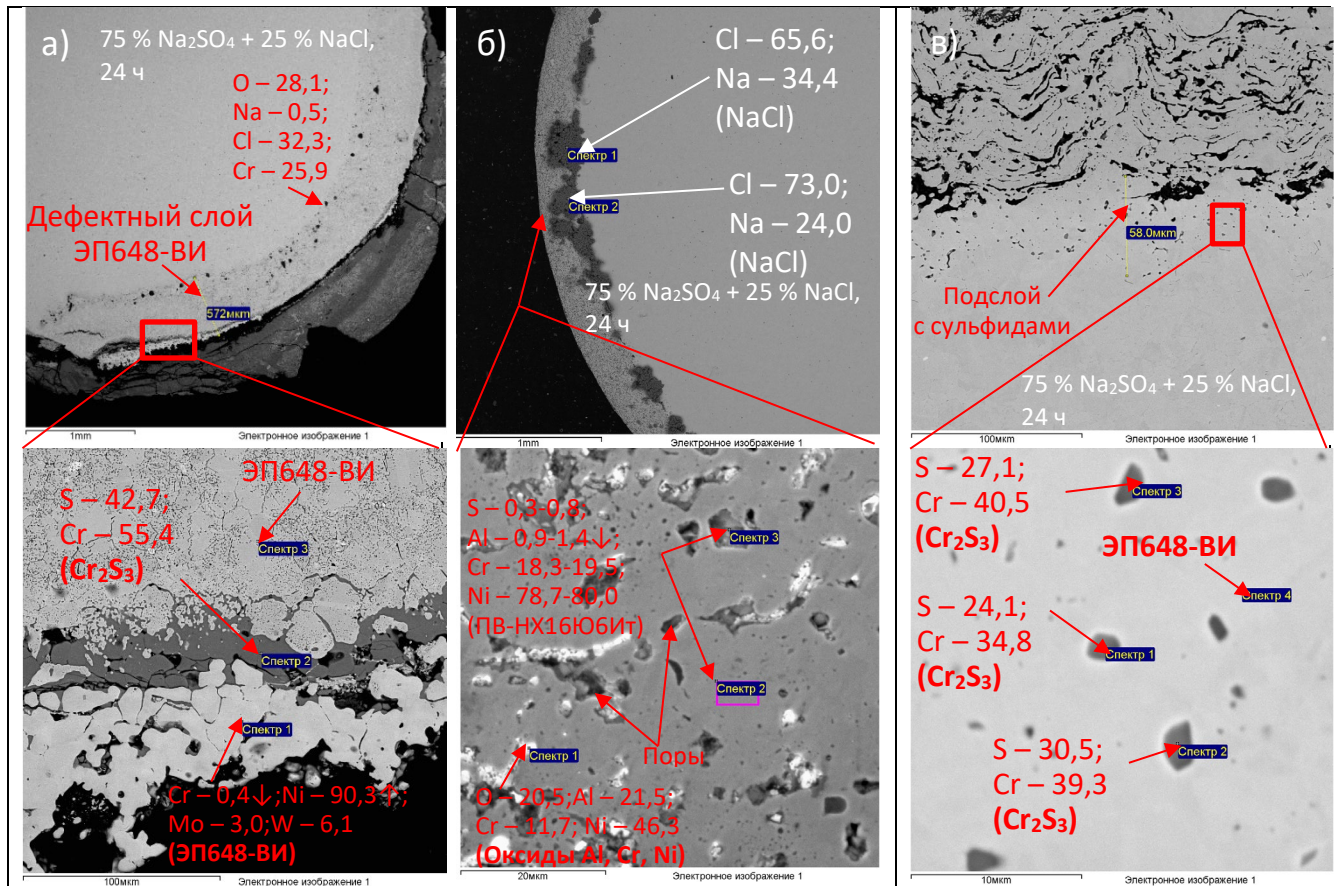


Рисунок 4.4 – Поперечное сечение жаропрочного никелевого сплава марки ЭП648-ВИ с защитными покрытиями после испытаний в солевом расплаве (химический состав – в мас.%)

а) ЭП648-ВИ+ПВ-НХ16Ю6Ит, 800°С; б) ЭП648-ВИ+ПВ-НХ16Ю6Ит, 900°С;

в) ЭП648-ВИ+ПВ-НХ16Ю6Ит+ЦрОИ-7, 900°С

На рисунке 4.4а представлен наиболее поврежденный участок поверхностного слоя жаропрочного никелевого сплава марки ЭП648-ВИ + ПВ-НХ16Ю6Ит после испытаний в солевом расплаве состава 75% Na₂SO₄ + 25% NaCl при температуре 800°С в течение 24 ч и составы локальных участков. На данном участке покрытие ПВ-НХ16Ю6Ит потеряло контакт со сплавом марки ЭП648-ВИ, глубина дефектного слоя, в котором были обнаружены следы солевого расплава и оксиды хрома, составляет 572 мкм (без учета толщины покрытия ПВ-НХ16Ю6Ит). При большем увеличении видно, что к приповерхностному слою, содержащему зернограничные и внутризеренные дисперсные выделения сульфидов со стороны покрытия ПВ-НХ16Ю6Ит примыкает сплошной слой сульфидов хрома толщиной 30 мкм, на наружной поверхности которого располагается полностью разлегированный по хрому слой толщиной около 80 мкм

с 90% мас. содержанием никеля. На рисунке отчетливо видны зерна металла, по границам которых выделились сульфиды, которые в некоторых местах образуют непрерывные цепочки.

При исследовании поверхностного слоя сплава марки ЭП648-ВИ с покрытием ПВ-НХ16Ю6Ит после коррозионных испытаний в солевом расплаве состава 75% Na_2SO_4 + 25% NaCl при температуре 900 °С в течение 24 ч было обнаружено большое количество продуктов коррозии от солевого расплава: натрий, сера, хлор, проникающих к поверхности защищаемого сплава по трещинам и язвам в покрытии ПВ-НХ16Ю6Ит, расположенным вне плоскости подготовленного шлифа (рисунок 4.4б). В приповерхностном слое наблюдаются оксиды алюминия, обеднение состава приповерхностного слоя сплава марки ЭП648-ВИ по хрому и алюминию (рисунок 4.4б), а также диффузионная микропористость – наличие данных факторов обуславливает проникновение солевого расплава под защитное покрытие к подложке.

Аналогичным образом был исследован поверхностный слой сплава марки ЭП648-ВИ с металлическим подслоем ПВ-НХ16Ю6Ит и керамическим покрытием ЦрОИ-7 после испытаний в солевом расплаве состава 75% Na_2SO_4 + 25% NaCl при температуре 900 °С в течение 24 ч. Несмотря на то, что, при применении двухслойного покрытия наблюдается значительная меньшая степень коррозионных повреждений по сравнению с однослойным покрытием ПВ-НХ16Ю6Ит, под металлическим подслоем ПВ-НХ16Ю6Ит обнаружен подповерхностный слой глубиной до 58 мкм (рисунок 4.4в), в котором при большем увеличении выявлены скопления частиц оксидов алюминия и сульфидов хрома размером около 3 мкм и меньше, что свидетельствует о том, что коррозионные повреждения охватили поверхностный слой металла подложки.

Таким образом, однослойное покрытие ПВ-НХ16Ю6Ит и двухслойное покрытие ПВ-НХ16Ю6Ит+ЦрОИ-7 при испытаниях на солевую коррозию не обеспечивают защиту сплава марки ЭП648-ВИ от коррозионного воздействия, и имеются основания полагать, что при определенных условиях эксплуатации рабочих лопаток из сплава марки СЛЖС5-ВИ с защитными покрытиями (в

частности, при образовании солевого расплава на поверхности), будут наблюдаться повреждения аналогичного характера, которые могут привести к ускоренному разрушению изделия. Как следствие, целесообразно рассмотрение альтернативного способа повышения сопротивления солевой коррозии для сплава марки СЛЖС5-ВИ.

4.2 Разработка способа термодиффузионного алитирования сплава марки СЛЖС5-ВИ

На основании анализа различных методов повышения сопротивления солевой коррозии, приведенных в разделе 1.6 (краткий анализ представлен на рисунке 4.5), был предложен метод термодиффузионного алитирования для повышения сопротивления солевой коррозии сплава марки СЛЖС5-ВИ.

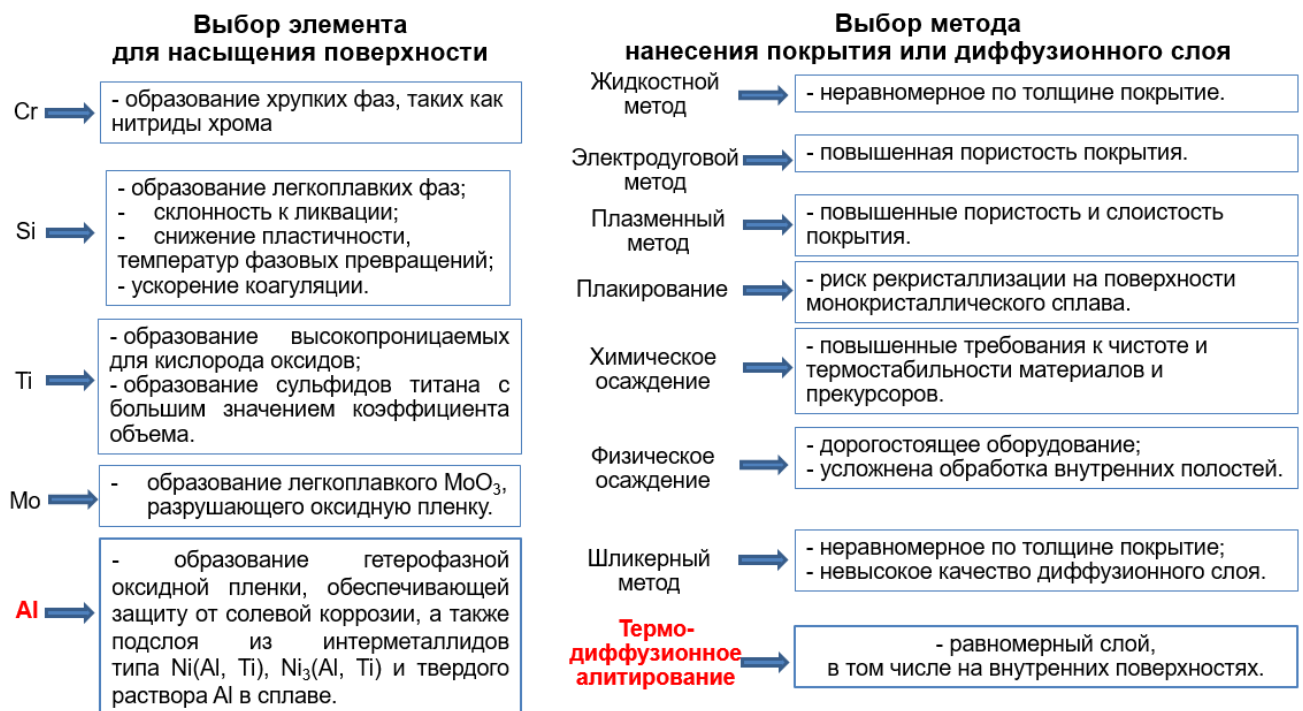


Рисунок 4.5 – Анализ методов повышения сопротивления солевой коррозии

Для решения задачи разработки способа повышения сопротивления солевой коррозии лопаток газотурбинного двигателя из сплава марки СЛЖС5-ВИ, необходимо решение дополнительных технологических подзадач:

а) Выбор температуры термодиффузионного алитирования

Температура для проведения термодиффузионного алитирования снизу ограничена скоростью протекания диффузионных процессов (насыщения алюминием подложки обрабатываемого изделия). С другой стороны, данная температура не должна вызывать растворения упрочняющей γ' -фазы и ускоренного выделения ТПУ-фаз и других нежелательных фаз. Кроме того, в связи с тем, что проводимые исследования являются заделом для разработки способа совмещенного процесса термодиффузионного алитирования и термомеханического нагружения сжатием в процессе старения, была выбрана температура старения сплава марки СЛЖС5-ВИ, совпадающая с его максимальной рабочей температурой – 900°C .

б) Выбор шихтового состава для проведения термодиффузионного алитирования

В качестве источника алюминия выбран ферроалюминий (50% Fe + 50% Al), так как при выбранной температуре алитирования, он, в отличие от чистого алюминия, не переходит в жидкое состояние.

Известно, что для проведения термодиффузионного алитирования используют активатор – хлористый аммоний (NH_4Cl), однако его применение связано с повышенной вредностью производства [213]. В связи с этим, для проведения алитирования предложено использование **йодистого аммония (NH_4I)**.

Так как при выбранной температуре термодиффузионного алитирования возможно спекание шихтовой смеси, в качестве одного из компонента смеси выбран инертный для материала лопаток **глинозем (Al_2O_3)**, предотвращающий спекание рабочей смеси.

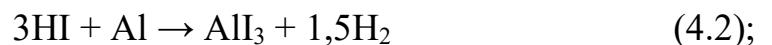
Термодиффузионное алитирование образцов из сплава марки СЛЖС5-ВИ проводилось в контейнере с шихтой, состоящей из 89% ферроалюминия (50% Fe + 50% Al), 1% йодистого аммония и 10% глинозема. Температура алитирования составляла $(900 \pm 5)^{\circ}\text{C}$. Алитирование проводилось в течение 2 ч после прогрева контейнера (общее время нагрева, с учетом прогрева и последующей выдержки, составило 13 ч). Вышеуказанная смесь относится к насыщаемым средам средней активности в соответствии с классификацией [214], ее выбор обусловлен тем, что применение сред высокой активности приводит к

образованию диффузионных слоев с малой пластичностью, а также интерметаллидов типа $NiAl_3$, плавящихся при температуре $854\text{ }^\circ\text{C}$, тогда как применение сред малой активности требует большего времени продолжительности выдержки при температуре алитирования.

В процессе алитирования йодистый аммоний в контейнере разлагался по реакции (4.1).

Затем происходила реакция между йодистым водородом и алюминием по реакции (4.2) с образованием летучего йодистого алюминия.

Далее йодистый алюминий AlI_3 реагировал с никелем подложки с образованием атомарного алюминия (4.3) с дальнейшей его адсорбцией на подложке.



Дальнейшая диффузия атомарного алюминия по глубине подложки приводила к насыщению алюминием поверхностного слоя с образованием следующих слоев (которые могут накладываться друг на друга) от поверхностного слоя до подложки: $Ni_2Al_3 \rightarrow NiAl \rightarrow Ni_3Al$ [215], а также твердого раствора Al в Ni матрице во внутреннем слое.

4.3 Исследование сопротивления солевой коррозии жаропрочных никелевых сплавов

Исследование влияния термодиффузионного алитирования на сопротивление солевой коррозии проводилось на жаропрочном никелевом сплаве марки СЛЖС5-ВИ (до и после термодиффузионного алитирования), с учетом сравнительного анализа сопротивления солевой коррозии сплавов-аналогов – поликристаллических жаропрочных никелевых сплавов марок ЧС70-ВИ, ЧС88У-ВИ, ВЖЛ2-ВИ, ЭП742-ИД, ЭП648-ВИ с металлическим покрытием ПВ-НХ16ЮБИТ и ЭП648-ВИ с металлическим покрытием (подслоем)

ПВ-НХ16Ю6Ит и керамическим покрытием ЦрОИ-7. Сравнительный анализ обеспечивался:

- определением скорости коррозии сплавов гравиметрическим (весовым) методом (взвешиванием образцов до и после испытаний);
- исследованием микроструктуры и химического состава поверхностного слоя сплава марки СЛЖС5-ВИ (до и после термодиффузионного алитирования) после коррозионных испытаний.

Исследование сопротивления солевой коррозии проводилось с помощью ускоренных испытаний на солевую коррозию, так как условия испытаний отвечают максимально жестким режимам работы ГТД, когда в щелевых зазорах узлов соединения деталей газовой турбины накапливаются отложения агрессивных солей и происходит их расплавление при работе этих узлов в наиболее опасных диапазонах температур, что обеспечивает консервативность проведенного исследования.

Целью исследования сплавов на сопротивление солевой коррозии является количественная и качественная оценка сопротивления солевой коррозии сплавов для морских газотурбинных двигателей, работающих в среде, насыщенной ионами хлора и сульфат-ионами, при высоких температурах.

4.3.1 Оценка скорости коррозии жаропрочных никелевых сплавов

По результатам ускоренных сравнительных испытаний был построен график (рисунок 4.6) скорости коррозии образцов сплава марки СЛЖС5-ВИ с алитированным слоем и без слоя, а также сплавов-аналогов в зависимости от температуры испытания. Коррозионная стойкость определялась весовым методом. На графике показаны результаты ускоренных сравнительных испытаний следующих материалов для сравнения коррозионной стойкости: жаропрочные никелевые сплавы марок ЧС70-ВИ, ЧС88У-ВИ, ВЖЛ2-ВИ, ЭП742-ИД, ЭП648-ВИ с металлическим покрытием ПВ-НХ16Ю6Ит и ЭП648-ВИ с металлическим покрытием (подслоем) ПВ-НХ16Ю6Ит и керамическим покрытием ЦрОИ-7,

используемые в качестве материалов для узлов газотурбинных двигателей морского назначения.

Как видно на рисунке 4.6, при температуре 800°C скорость солевой коррозии, определенная весовым методом, для сплава марки СЛЖС5-ВИ с защитным слоем соизмерима со сплавом без слоя и на 1-3 порядка меньше скорости солевой коррозии сплавов-аналогов, тогда как при рабочей температуре 900 °С алитированный слой обеспечил увеличение сопротивления солевой коррозии на 2 порядка, а также на 2-4 порядка по сравнению с другими жаропрочными никелевыми сплавами, применяемыми в качестве материалов газотурбинных двигателей морского назначения.

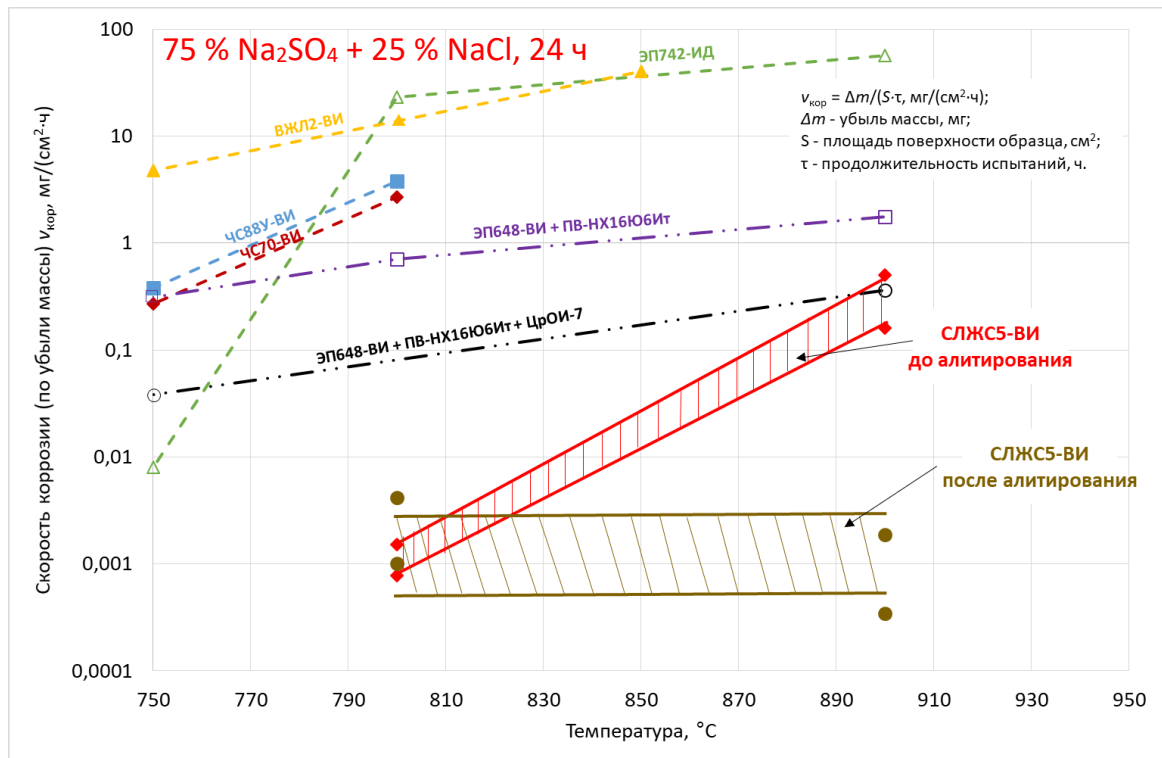


Рисунок 4.6 – Скорость коррозии (по убыли массы) различных никелевых сплавов в зависимости от температуры ускоренных сравнительных испытаний в расплаве солей

Так как определение скорости коррозии по убыли массы не позволяет учитывать образование локальных коррозионных повреждений, приводящих к выходу из строя изделия, а направлено, в первую очередь, на описание равномерной общей коррозии, были построены аналогичные температурные зависимости скоростей коррозии, рассчитанные по глубине коррозии, в результате

чего была отмечена качественно иная картина (рисунок 4.7): сплав марки СЛЖС5-ВИ после термодиффузионного алитирования значительно превосходит сплав марки СЛЖС5-ВИ без защитного диффузионного слоя и сплав марки ЭП648-ВИ с защитными покрытиями на всем исследованном температурном диапазоне. Таким образом, определение скорости коррозии по глубине поврежденного слоя позволило установить, что сплав марки СЛЖС5-ВИ с защитным диффузионным слоем при температурах 800°C и 900°C характеризуется меньшей скоростью коррозии, чем сплав марки СЛЖС5-ВИ (без диффузионного слоя) – в 1,2 раза, а сплав марки ЭП648-ВИ с защитными покрытиями – на 1 порядок соответственно.

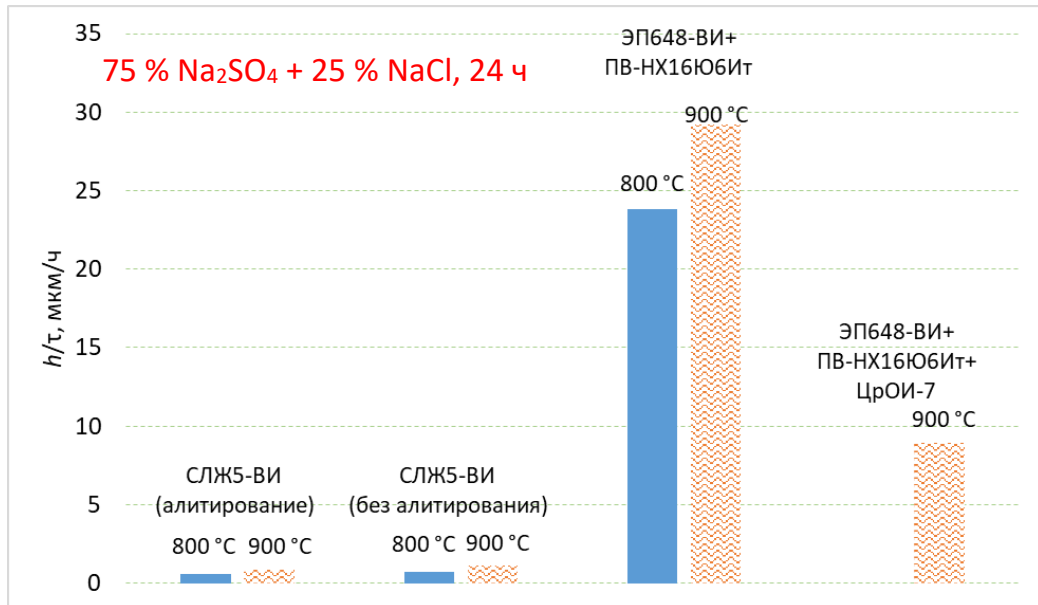


Рисунок 4.7 – Скорость коррозии (по глубине) сплава марки СЛЖС5-ВИ и сплава марки ЭП648-ВИ с защитными покрытиями в зависимости от температуры ускоренных сравнительных испытаний в расплаве солей

Оценка скорости коррозии по глубине для остальных сплавов-аналогов не проводилась из-за значительных коррозионных повреждений, приведших к потере исходной формы образцов, таким образом, оценка по убыли массы позволила провести более полную сравнительную оценку сопротивления солевой коррозии сплавов.

Отмеченную выше оценку относительной коррозионной стойкости при ускоренных сравнительных испытаниях проводили по коэффициенту

сравнительной коррозионной стойкости $K_{\text{кс}}$, определяемому при заданных условиях испытаний как отношение максимальной скорости коррозии сплава марки СЛЖС5-ВИ с алитированным слоем $v_{\text{алит.кор}}$ (мг/(см²·ч) – при оценке по убыли массы, мкм/ч – при оценке по глубине коррозии) к средней скорости коррозии рассматриваемого материала $v_{\text{кор}}$ (мг/(см²·ч) – при оценке по убыли массы, мкм/ч – при оценке по глубине коррозии) по формуле (4.4):

$$K_{\text{кс}} = v_{\text{алит.кор}} / v_{\text{кор}} \quad (4.4)$$

Консервативным критерием стойкости к солевой коррозии сплава марки СЛЖС5-ВИ после термодиффузионного алитирования является выполнение соотношения (4.5):

$$K_{\text{кс}} \geq 1 \quad (4.5)$$

Результаты определения скоростей коррозии и коэффициентов сравнительной коррозионной стойкости представлены в таблице 4.1.

Таблица 4.1 – Скорости коррозии* и коэффициенты сравнительной коррозионной стойкости жаропрочных никелевых сплавов

Марка сплава	$t, \text{ }^\circ\text{C}$	Скорость коррозии $v_{\text{кор}}$		$K_{\text{кс}} = v_{\text{алит.кор}} / v_{\text{кор}}$	
		По убыли массы, мг/(см ² ·ч)	По глубине коррозии, мкм/ч	По убыли массы	По глубине коррозии
СЛЖС5-ВИ (с защитным слоем)	800	0,0042	0,58	1	1
	900	0,0057	0,88	1	1
СЛЖС5-ВИ (без защитного слоя)	800	0,0011	0,71	$2,75 \cdot 10^{-1}$	$1,22 \cdot 10^0$
	900	0,33	1,085	$1,77 \cdot 10^2$	$1,23 \cdot 10^0$
ЭП648-ВИ + ПВНХ16ЮИТ	800	0,712	23,83	$1,71 \cdot 10^2$	$4,12 \cdot 10^1$
	900	1,75	29,24	$9,37 \cdot 10^2$	$3,32 \cdot 10^1$
ЭП648-ВИ + ПВНХ16ЮИТ + ЦРОИ-7**	800*	0,0814	-	$1,95 \cdot 10^1$	-
	900	0,36	8,92	$1,93 \cdot 10^2$	$1,01 \cdot 10^1$
ЧС70-ВИ	800	2,7	-	$6,48 \cdot 10^2$	-
ЧС88У-ВИ	800	3,8	-	$9,12 \cdot 10^2$	-
ВЖЛ2-ВИ	800	12,57	-	$3,02 \cdot 10^3$	-
ЭП742-ИД	800	23,0	-	$5,52 \cdot 10^3$	-
	900	57,0	-	$3,05 \cdot 10^4$	-

* – значения, полученные методом интерполяции

** – без учета потерь керамического покрытия

Стоит учитывать, что оценка скорости коррозии и глубины коррозионных повреждений, полученная при помощи тигельных испытаний, является консервативной и не является подтверждением непригодности рассмотренных сплавов и защитных покрытий для применения в качестве материалов узлов газотурбинного двигателя морского назначения при исследованных температурах – как уже отмечалось ранее, лопатки газотурбинного двигателя морского назначения работают при более щадящих условиях эксплуатации.

С целью установления причин, вызывающих повышение сопротивления солевой коррозии сплава марки СЛЖС5-ВИ с алитированным слоем по сравнению со сплавом без слоя при температурах 800°C и 900°C, а также сплавами-аналогами, были проведены исследования поверхности сплавов и микроструктуры поверхностного слоя сплава марки СЛЖС5-ВИ.

4.3.2 Влияние солевой коррозии на сплав марки СЛЖС5-ВИ без алитированного слоя

На рисунке 4.8 представлены образцы сплава марки СЛЖС5-ВИ без диффузионного алитированного слоя после испытаний на солевую коррозию при температурах 800°C и 900°C, с выдержкой 24 ч в солевом расплаве 75% Na₂SO₄+25% NaCl. Образцы исследовались после удаления смываемого осадка. При температуре 800°C (рисунок 4.8а) наблюдается рыхлая оксидная пленка с отдельными нарушениями оксидной пленки на поверхности образцов в виде пятен более светлого и зеленоватого цвета, что свидетельствует об образовании участков с начальной стадией поражения оксидной пленки. При температуре 900°C (рисунок 4.8б) на образцах отмечено значительное количество коррозионных дефектов в виде язв.

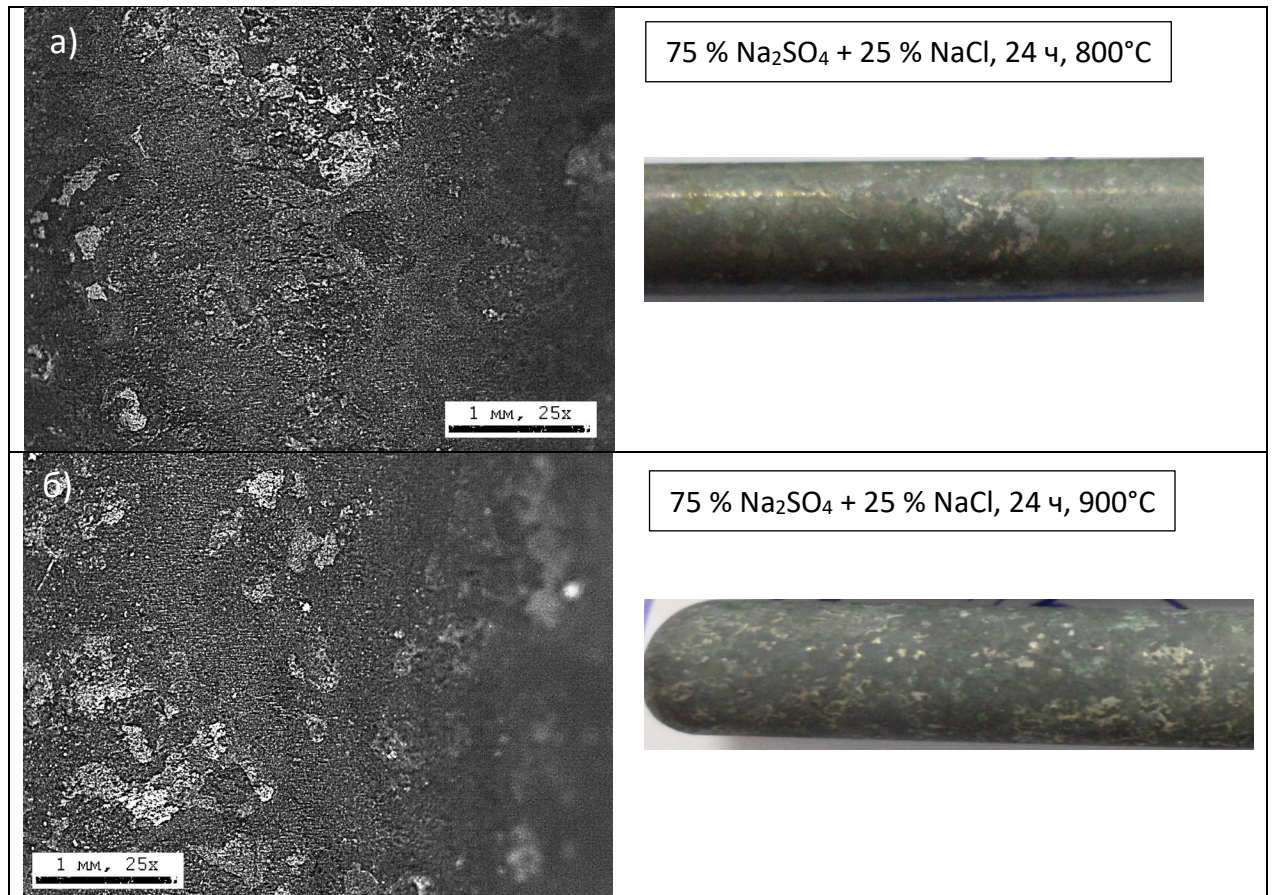


Рисунок 4.8 – Образец сплава марки СЛЖС5-ВИ без диффузионного алитированного слоя после испытаний на солевую коррозию при температуре 800°C (а) и 900°C (б)

Анализ поверхности сплава марки СЛЖС5-ВИ без алитированного диффузионного слоя после коррозионных испытаний при температуре 800°C.

Анализ продуктов коррозии сплава марки СЛЖС5-ВИ после коррозионных испытаний без алитированного слоя при температуре 800°C показал (рисунок 4.9, спектр 1), что на поверхности выявлено образование оксидной пленки, содержащей оксиды алюминия, никеля, кобальта и хрома, присутствует незначительное количество натрия с содержанием в поверхностном слое на уровне 1% мас., серы и хлора не обнаружено, что свидетельствует о том, что данные компоненты солевого расплава удаляются при кипячении образцов, либо расположены в подповерхностном слое сплава. Выявлено, что содержание кислорода при анализе участка составляет 10%, что существенно меньше стехиометрического содержания в оксидах. Этот факт свидетельствует о том, что толщина оксидного слоя на этом участке меньше локальности определения по

глубине анализируемого слоя, составляющей примерно 1,5 мкм.

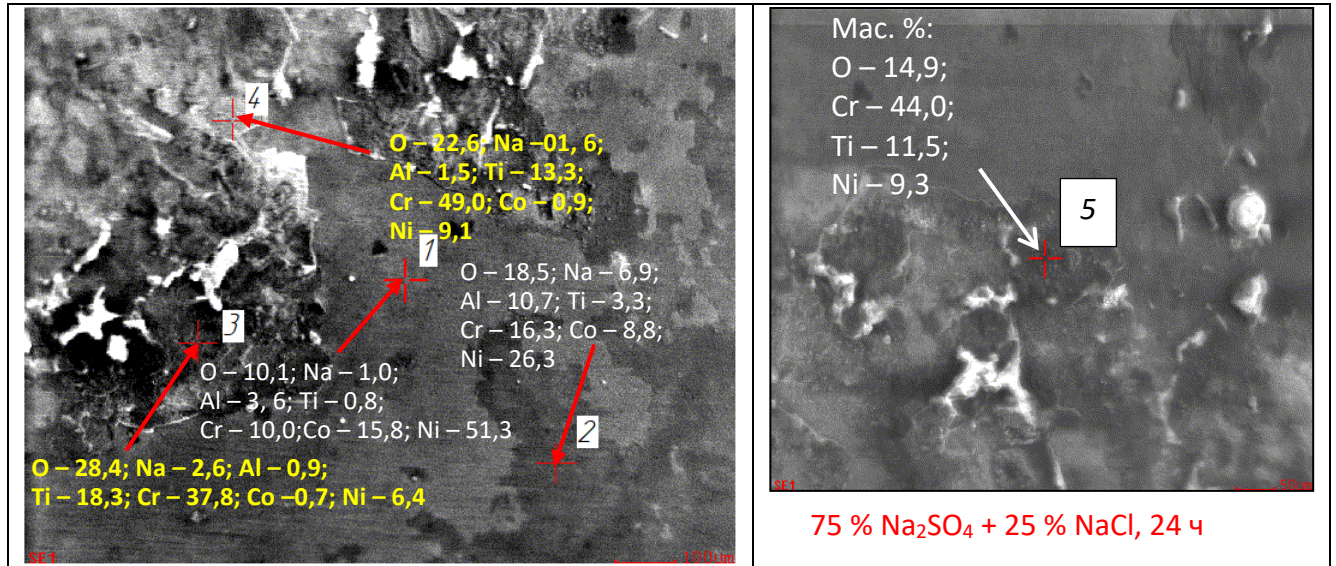


Рисунок 4.9 – Участки с локальным анализом поверхности сплава марки СЛЖС5-ВИ без алитирования после коррозионных испытаний при 800°С в солевом расплаве

На спектре 3 выявлены оксидные пленки с повышенным содержанием хрома, в окрестностях язв на поверхности. На спектре 2, помимо оксидов хрома, выявлены оксидные пленки с повышенным относительно состава сплава содержанием алюминия, титана, а также оксиды никеля. Всё это свидетельствует об «уходе» легирующих элементов в продукты коррозии. Наличие серы и хлора также практически не обнаружено.

На поверхности язв (спектры 4, 5 рисунка 4.9) также зафиксированы оксиды элементов (хрома, титана, никеля), имеющих повышенное сродство к кислороду. Признаков образования сульфидов и хлоридов на поверхности после коррозионных испытаний в солевом расплаве при температуре 800 °С также практически не обнаружено.

Таким образом, на основании анализа поверхности сплава марки СЛЖС5-ВИ без алитированного диффузионного слоя после коррозионных испытаний при температуре 800°С в солевом расплаве состава 75% Na₂SO₄ + 25% NaCl отмечено:

– разлегирование поверхности сплава за счет «ухода» легирующих элементов (Al, Ni, Co, Cr) в продукты коррозии и образования оксидов хрома;

- наличие на поверхности сплава поврежденной оксидной пленки, состоящей, преимущественно из оксидов элементов, имеющих повышенное сродство с кислородом (хром, титан, никель, кобальт);
- локализация коррозионных повреждений (образование язв, также состоящих из оксидов элементов, имеющих повышенное сродство с кислородом);
- отсутствие серы и хлора, свидетельствующее о том, что оксидная пленка не повреждена до подслоя, обогащенного сульфидами.

Анализ поверхности сплава марки СЛЖС5-ВИ без алитированного диффузионного слоя после коррозионных испытаний при температуре 900°С.

Повышение температуры испытания до 900°С привело к изменению характера коррозионных повреждений, и, как следствие, элементного состава поверхности образцов.

Отмечено (рисунок 4.10, рисунок 4.11 (спектр 2)), что при температуре 900°С на поверхности присутствуют продукты коррозии металла (алюминий, титан, хром, кобальт, никель) совместно с натрием, серой, хлором и кислородом, что свидетельствует о том, что оксидная пленка повреждена до сульфидного подслоя. Общий химический состав поверхности оксидной пленки свидетельствует о наличии сложной смеси компонентов в оксидах, в продуктах коррозии также обнаружены сульфиды.

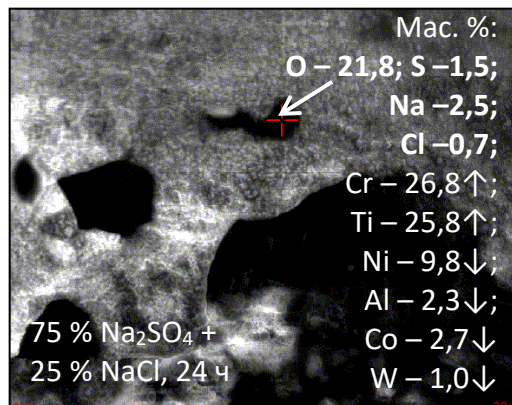


Рисунок 4.10 – Участок с локальным анализом оксидной пленки на поверхности сплава марки СЛЖС5-ВИ без алитирования после коррозионных испытаний при 900°С в солевом расплаве

Спектр 2 рисунка 4.11 характеризует участок солевой коррозии (язв), содержащий повышенное количество оксидов хрома, а также сульфидов никеля и кобальта. В то же время спектр 4 рисунка 4.11 характеризует участок оксидной коррозии, в оксидной пленке имеется повышенное количество хрома, титана и никеля.

На рисунке 4.11, спектр 6, представлен локальный анализ поверхности сплава марки СЛЖС5-ВИ без алитирования, свидетельствующий о наличии отдельных участков солевой коррозии (сульфидно-оксидные отложения, содержащие сульфиды и оксиды никеля и кобальта) с повышенным относительно химического состава исходного сплава содержанием никеля.

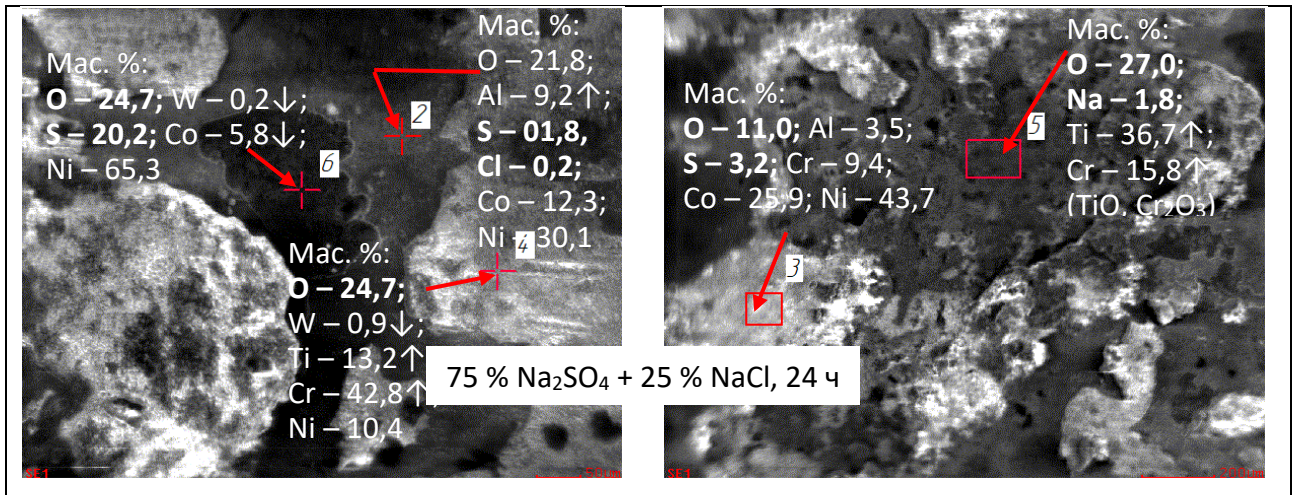


Рисунок 4.11 – Участок с локальным анализом поверхности сплава марки СЛЖС5-ВИ без алитирования после коррозионных испытаний при 900°C в солевом расплаве

Спектр 3 рисунка 4.11 характеризует сульфидно-оксидные отложения, содержащие повышенное количество сульфидов никеля, кобальта и оксидов хрома. Кроме того, в сульфидно-оксидных отложениях обнаружено присутствие оксидов хрома с незначительными примесями других компонентов сплава (рисунок 4.11, спектр 4), а также сложных оксидов титана-хрома в виде продуктов коррозионных отложений (рисунок 4.11, спектр 5).

На основании анализа поверхности сплава марки СЛЖС5-ВИ без алитированного диффузионного слоя после коррозионных испытаний при температуре 900°C в солевом расплаве состава 75% Na₂SO₄ + 25% NaCl можно отметить схожую картину коррозионных повреждений,

наблюдаемую при температуре испытаний 800°C (разлегирование поверхности, поврежденная оксидная пленка), однако было отмечено:

- увеличение локализации коррозионных повреждений;
- наличие серы и хлора на поверхности, свидетельствующее о том, что оксидная пленка повреждена, как минимум, до подслоя, обогащенного сульфидами.

Наряду с изучением прокорродировавшей поверхности, была изучена микроструктура высокого разрешения поверхностного слоя по глубине образцов из сплава марки СЛЖС5-ВИ после коррозионных испытаний в солевом расплаве состава 75% Na₂SO₄ + 25% NaCl при температурах 800°C и 900°C с проведением рентгеноспектрального микроанализа.

Анализ поверхностного слоя сплава марки СЛЖС5-ВИ без алитированного диффузионного слоя после коррозионных испытаний при температуре 800°C в солевом расплаве состава 75% Na₂SO₄ + 25% NaCl в течение 24 ч.

После коррозионных испытаний при температуре 800°C (рисунок 4.12а) в наружном поверхностном слое никелевого сплава без алитирования обнаружено интенсивное отслаивание оксидной пленки и сильное разлегирование поверхностного слоя по алюминию, титану, хрому (спектры 4, 6, 7 рисунка 4.12а), никелю, и рению при температуре 800°C. На границе слоя коррозионных повреждений обнаружены очаги сульфидизации (спектры 3, 5 рисунка 4.12а).

На поверхности образцов без алитированного слоя при температуре 800°C (рисунок 4.12а) наружный слой образован такими оксидами, как NiO, TiO₂, Cr₂O₃, Al₂O₃. В него также входят сложные оксиды шпинельного типа (Ni, Fe, Co)(Cr, Al)₂O₄ и NiTiO₃. В наружном слое также выявлены соединения серы. Внутренний подслоя продуктов коррозии представляет собой сульфиды типа Ni₃S₂, Co₄S₃, AlS и другие сульфиды. Величина дефектного слоя составила около 17 мкм.

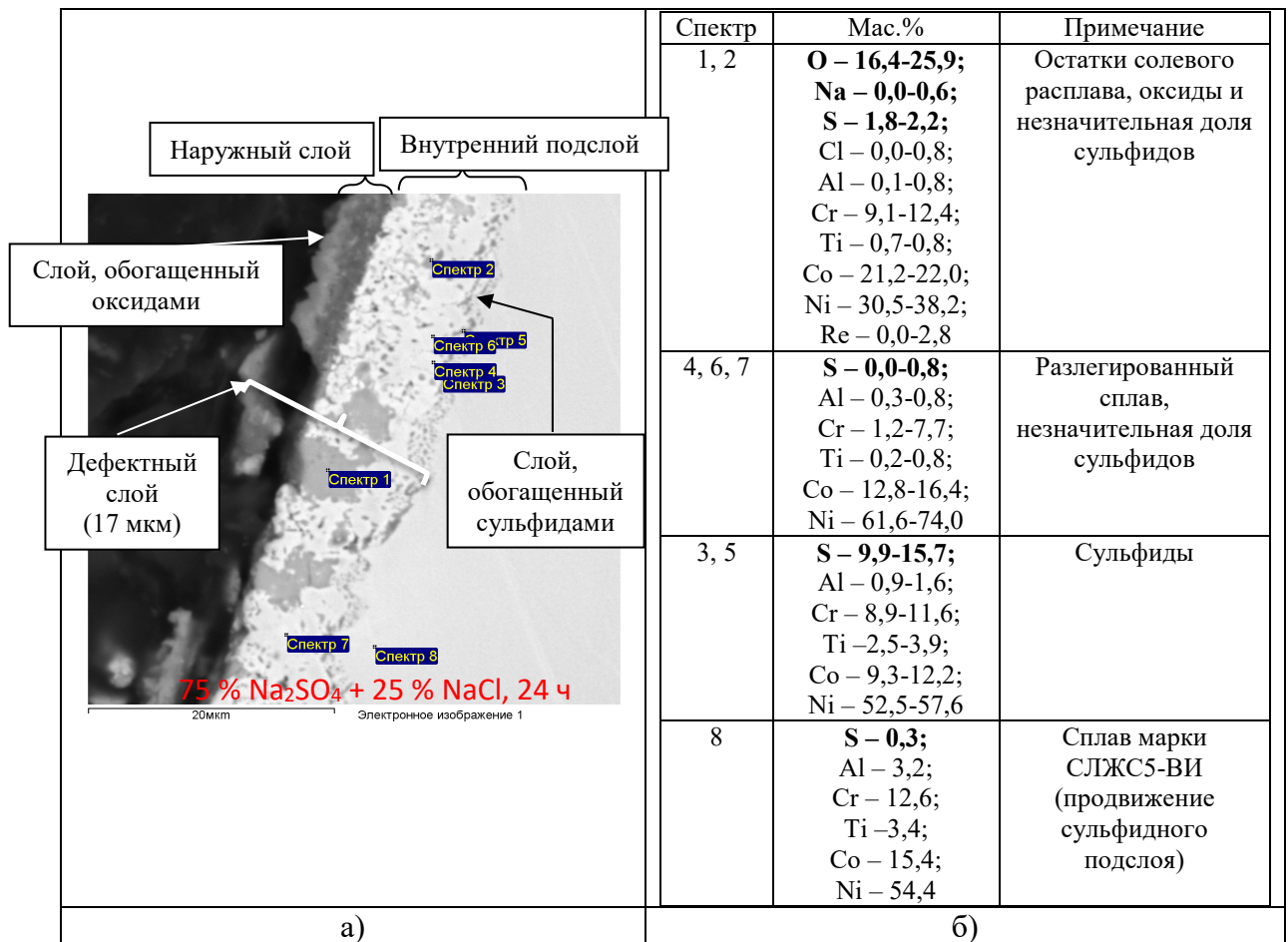


Рисунок 4.12 – Прокорродировавший слой сплава марки СЛЖС5-ВИ без алитирования после испытаний на солевую коррозию в солевом расплаве при температуре 800°C (а) и основные химические элементы, наблюдаемые по глубине (б)

Таким образом, в поверхностном слое сплава марки СЛЖС5-ВИ без алитированного диффузионного слоя после коррозионных испытаний при температуре 800°C в солевом расплаве состава 75% Na₂SO₄ + 25% NaCl обнаружено, так же, как и при анализе поверхности сплава: разлегирование поверхности сплава за счет «ухода» легирующих элементов в продукты коррозии, наличие на поверхности сплава поврежденной оксидной пленки, вид наблюдаемой коррозии – общая неравномерная коррозия. Кроме того, подтверждено, что сульфидный слой расположен под слоем, обогащенном оксидами, что связано с тем, что образующиеся оксиды обладают большей термодинамической стабильностью, чем сульфиды [216, 217] – таким образом фронт сульфидирования всегда опережает фронт окисления за счет вытеснения кислородом серы в более глубокие слои подложки (рисунок 4.13а). Исходя из анализа значений энергий

Гиббса, представленных на рисунке 4.13а, можно сделать вывод, что образование сульфидов титана, алюминия и хрома является более вероятным, чем образование сульфидов кобальта и никеля, аналогично, образование оксидов алюминия, титана и хрома, является более вероятным, чем образование оксидов кобальта никеля, что подтверждается результатами рентгеноспектрального микроанализа.

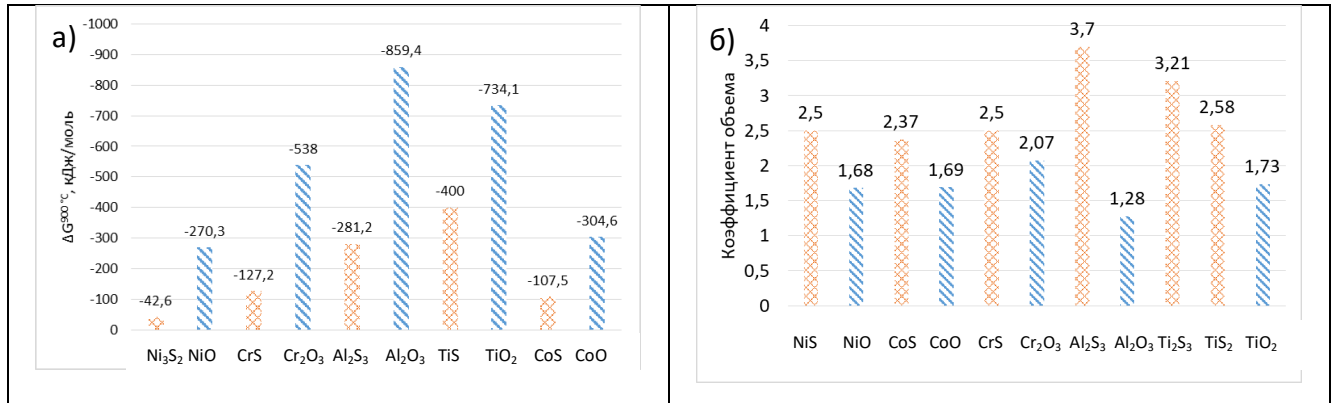


Рисунок 4.13 – Энергия Гиббса образования (а) и коэффициенты объема (б) оксидов и сульфидов основных легирующих элементов жаропрочных никелевых сплавов [216–218]

Обнаруженные трещины и отслаивание в оксидном и сульфидных слоях объясняются тем, что образование сульфидов и оксидов связано с большими коэффициентами объема [218] (рисунок 4.13б).

Анализ поверхностного слоя сплава марки СЛЖС5-ВИ без алитированного диффузионного слоя после коррозионных испытаний при температуре 900°C в солевом расплаве состава 75% Na₂SO₄ + 25% NaCl в течение 24 ч.

При температуре 900°C анализ поверхностного слоя был сосредоточен на коррозионных очагах, так как наблюдается еще большая локализация коррозии. В режиме контраста атомного номера разлегированные участки выглядят более светлыми за счет увеличения среднего атомного номера металлической матрицы при выходе из нее в оксид алюминия, титана и хрома (рисунок 4.14б).

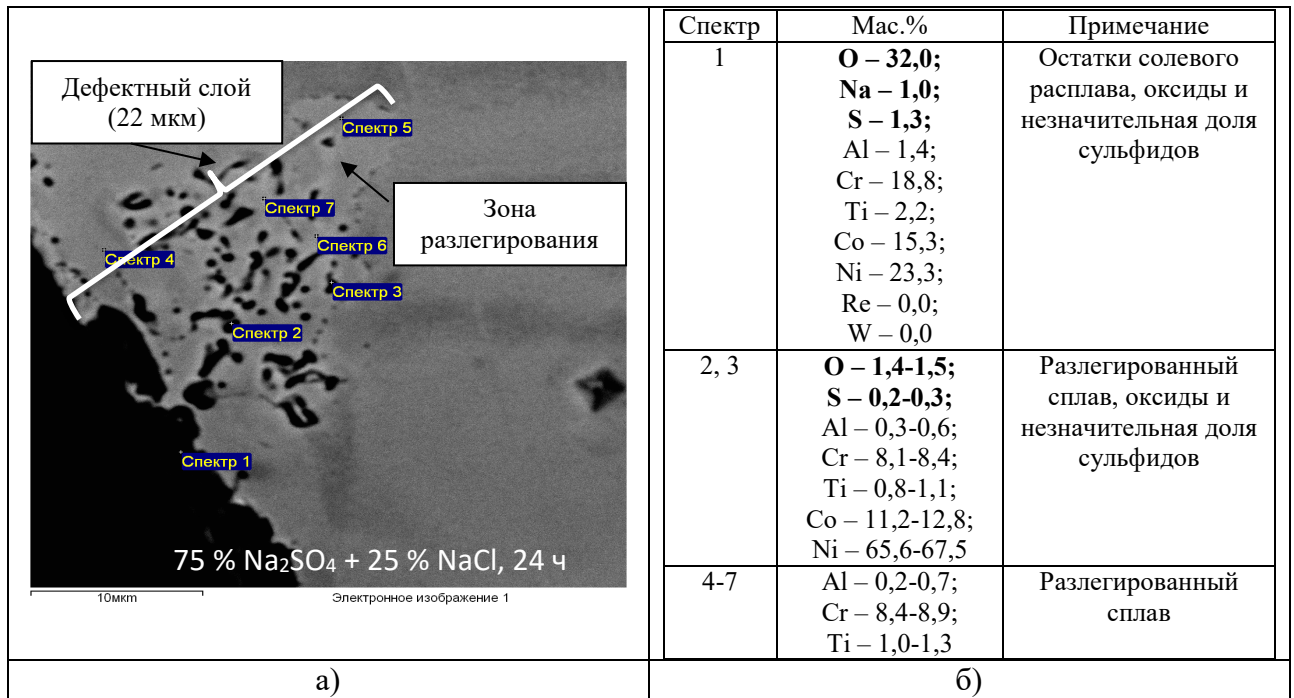


Рисунок 4.14 – Прокорродировавший слой сплава марки СЛЖС5-ВИ без алитирования после испытаний на солевую коррозию в солевом расплаве при температуре 900°C (а) и основные химические элементы, наблюдаемые по глубине (б)

На рисунке 4.14б выявлены продукты солевой коррозии, с образованием оксидов и сульфидов, содержащих хром, никель, кобальт, титан, алюминий и молибден. На исследованном участке (Спектр 1 рисунка 4.14б) слой продуктов коррозии представляет собой оксиды, в частности оксиды хрома, титана, алюминия. В этом слое также обнаружены компоненты из солевого расплава (натрий и сера), отсутствуют вольфрам и рений. Толщина зоны разлегирования составила около 22 мкм. В поверхностном слое обнаружены микропоры и микротрещины, что может привести к снижению как кратковременной, так и длительной прочности.

Аналогичную картину можно наблюдать на рисунке 4.15, на котором наблюдается сильное разлегирование по алюминию, хрому и титану, а также большая толщина зоны разлегирования (до 26 мкм).

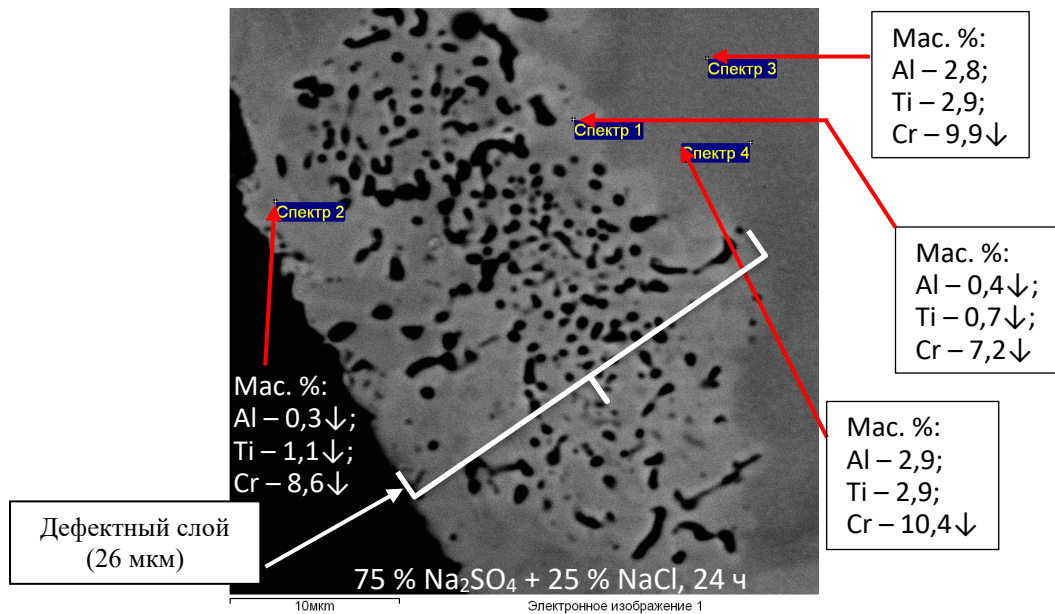


Рисунок 4.15 – Очаг коррозионных повреждений в подповерхностном слое сплава марки СЛЖС5-ВИ без алитирования после коррозионных испытаний при 900°C в солевом расплаве

На основании анализа поверхностного слоя сплава марки СЛЖС5-ВИ без алитированного диффузионного слоя после коррозионных испытаний при температуре 900°C в солевом расплаве состава 75% Na₂SO₄ + 25% NaCl установлено (помимо ранее отмеченных наблюдений при температуре 800°C):

- увеличение глубины дефектного слоя по сравнению с результатами испытаний при 800°C;
- увеличение локализации коррозионных повреждений (по сравнению с результатами испытаний при 800°C) с проникновением очагов вглубь подложки (серы, однако, в самих очагах коррозионных повреждений обнаружено не было, как и кислорода, кроме наружных слоев, что свидетельствует о том, что коррозионные повреждения достигли подложки сплава);
- микропористость в очагах коррозионных повреждений, вызванную увеличением скорости диффузии легирующих элементов.

4.3.3 Влияние солевой коррозии на сплав марки СЛЖС5-ВИ после термодиффузионному алитированию

На рисунке 4.16 представлены образцы сплава марки СЛЖС5-ВИ с нанесенным ранее диффузионным алитированным слоем после испытаний на солевую коррозию при температурах 800°C и 900°C в течении 24 ч в солевом расплаве 75% Na₂SO₄+25% NaCl.

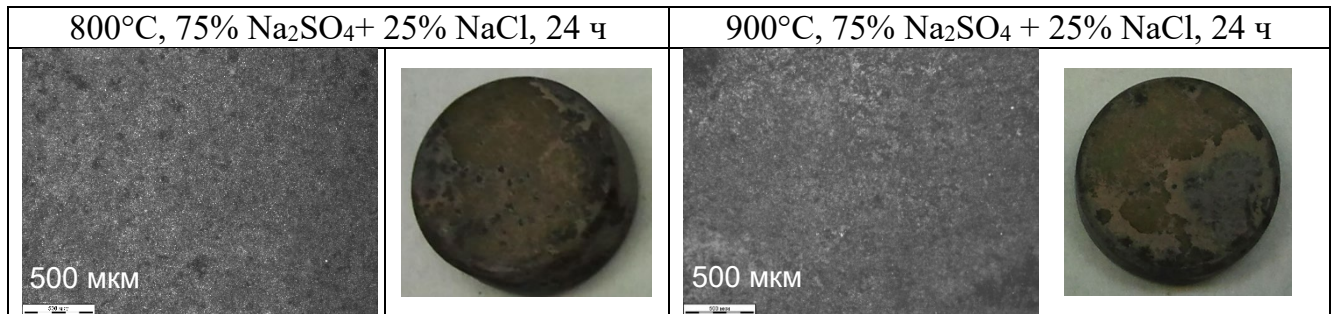


Рисунок 4.16 – Образцы сплава марки СЛЖС5-ВИ с диффузионным алитированным слоем после испытаний на солевую коррозию

Образцы исследовались после удаления смываемого осадка. Как видно, на образцах сплава марки СЛЖС5-ВИ после термодиффузионного алитирования образовался плотный защитный слой.

Анализ поверхностного слоя сплава марки СЛЖС5-ВИ с алитированным диффузионным слоем после коррозионных испытаний при температуре 800°C в солевом расплаве состава 75% Na₂SO₄ + 25% NaCl в течение 24 ч.

На рисунке 4.17 представлена микроструктура прокорродировавшего слоя и результаты рентгеноспектрального микроанализа для прокорродировавшего слоя сплава марки СЛЖС5-ВИ (по глубине прокорродировавшего слоя) с алитированным слоем после испытаний на солевую коррозию в течение 24 ч при температуре 800°C в солевом расплаве состава 75% Na₂SO₄ + 25% NaCl (рисунок 4.17а), а также основные химические элементы, наблюдаемые по глубине прокорродировавшего слоя, а также предполагаемые фазы и составные составляющие наблюдаемого поверхностного слоя (4.17б).

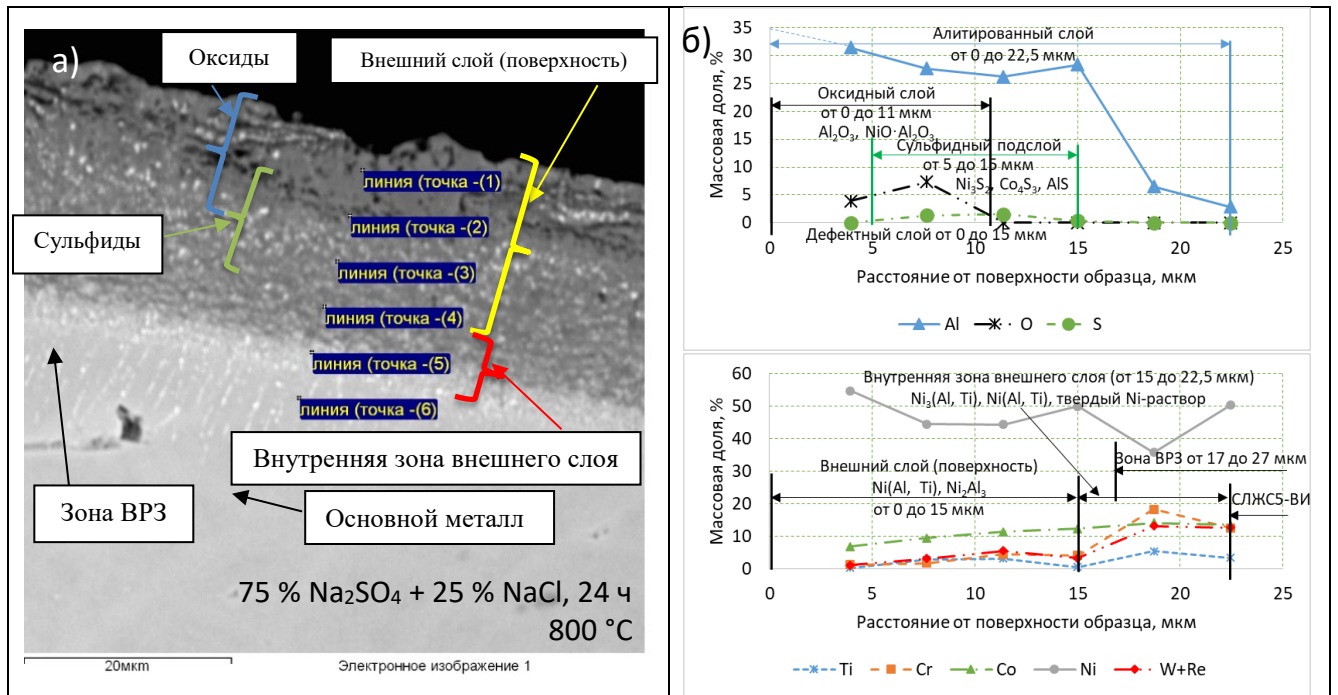


Рисунок 4.17 – Прокорродировавший слой сплава марки СЛЖС5-ВИ с алитированным слоем после испытаний на солевую коррозию при температуре 800°C (а) и основные химические элементы, наблюдаемые по глубине прокорродировавшего слоя (б)

При температуре проведения испытания 800°C (рисунок 4.17) коррозионные повреждения менее выражены по сравнению со сплавом без алитированного слоя, испытанного в тех же условиях. Обнаружены незначительные отслаивание окисной пленки и разлегирование поверхностного слоя. Поверхность внешнего слоя в основном содержит интерметаллиды типа Ni(Al, Ti) и Ni₂Al₃, а также оксиды Al₂O₃ и сложный оксид шпинельного типа NiO·Al₂O₃ (рисунок 4.17). В плотном подповерхностном слое, во внутренней зоне внешнего слоя, определяющего высокие свойства диффузионного алитированного слоя, имеется фаза-матрица – твердый раствор алюминия в никеле, а также интерметаллидные фазы типа Ni₃(Al, Ti) и Ni(Al, Ti). Содержание алюминия на глубине 17 мкм понижается с 23-30% до 3-6%, а Re, W, Cr возрастает, что характеризует начало появления гетерофазной зоны на исследованном участке (рисунок 4.17), также известной как вторичная реакционная зона (ВРЗ) или secondary reaction zone (SRZ), глубиной от 5 до 10 мкм с включениями, ориентированными нормально к поверхности раздела, предположительно электронными соединениями (топологически плотноупакованными фазами (ТПУ фазами)). Наличие данной зоны можно связать

с наличием поверхностного дефекта, спровоцировавшим образование данной зоны, что, в частности, подтверждается тем, что при температуре 900°C данной зоны выявлено не было.

Глубина алитированного слоя сплава марки СЛЖС5-ВИ составила до 22,5 мкм, рисунок 4.17 (при глубине дефектного слоя, связанного с оксидной коррозией до 11 мкм и сульфидной коррозией до 10 мкм).

Таким образом, в поверхностном слое сплава марки СЛЖС5-ВИ с алитированным диффузионным слоем после коррозионных испытаний при температуре 800°C в солевом расплаве состава 75% Na₂SO₄ + 25% NaCl обнаружено:

- снижение степени разлегирования поверхности сплава за счет «ухода» легирующих элементов в продукты коррозии по сравнению с результатами испытаний при температуре 800°C сплава без алитированного диффузионного слоя;

- сохранение сплошности оксидной пленки по сравнению с результатами испытаний при температуре 800°C сплава без алитированного диффузионного слоя;

- изменение фазового состава поверхностного слоя (по сравнению с результатами испытаний при температуре 800°C сплава без алитированного диффузионного слоя) в наружном слое помимо оксидов обнаружены интерметаллидные фазы типа Ni(Al, Ti) и Ni₂Al₃, во внутренней зоне внешнего слоя помимо сульфидов и твердого раствора алюминия в никеле обнаружены интерметаллидные фазы типа Ni₃(Al, Ti) и Ni(Al, Ti);

- образование тонкой вторичной реакционной зоны с, предположительно, электронными соединениями (ТПУ фазами), вызванное наличием поверхностного дефекта;

- исходя из того, что глубина слоя, связанного с оксидной коррозией (11 мкм), сопоставима с глубиной слоя, связанного с сульфидной коррозией (10 мкм), можно заключить, что одновременно протекает и сульфидная, и оксидная коррозия.

Анализ поверхностного слоя сплава марки СЛЖС5-ВИ с алитированным диффузионным слоем после коррозионных испытаний при температуре 900°C в солевом расплаве состава 75% Na₂SO₄ + 25% NaCl в течение 24 ч.

На рисунке 4.18 представлена микроструктура прокорродировавшего слоя и результаты рентгеноспектрального микроанализа для прокорродировавшего слоя сплава марки СЛЖС5-ВИ (по глубине прокорродировавшего слоя) с алитированным слоем после испытаний на солевую коррозию в течение 24 ч при температуре 900°C в солевом расплаве состава 75% Na₂SO₄ + 25% NaCl (рисунок 4.18а), а также основные химические элементы, наблюдаемые по глубине прокорродировавшего слоя, а также предполагаемые фазы и составные составляющие наблюдаемого поверхностного слоя (4.18б).

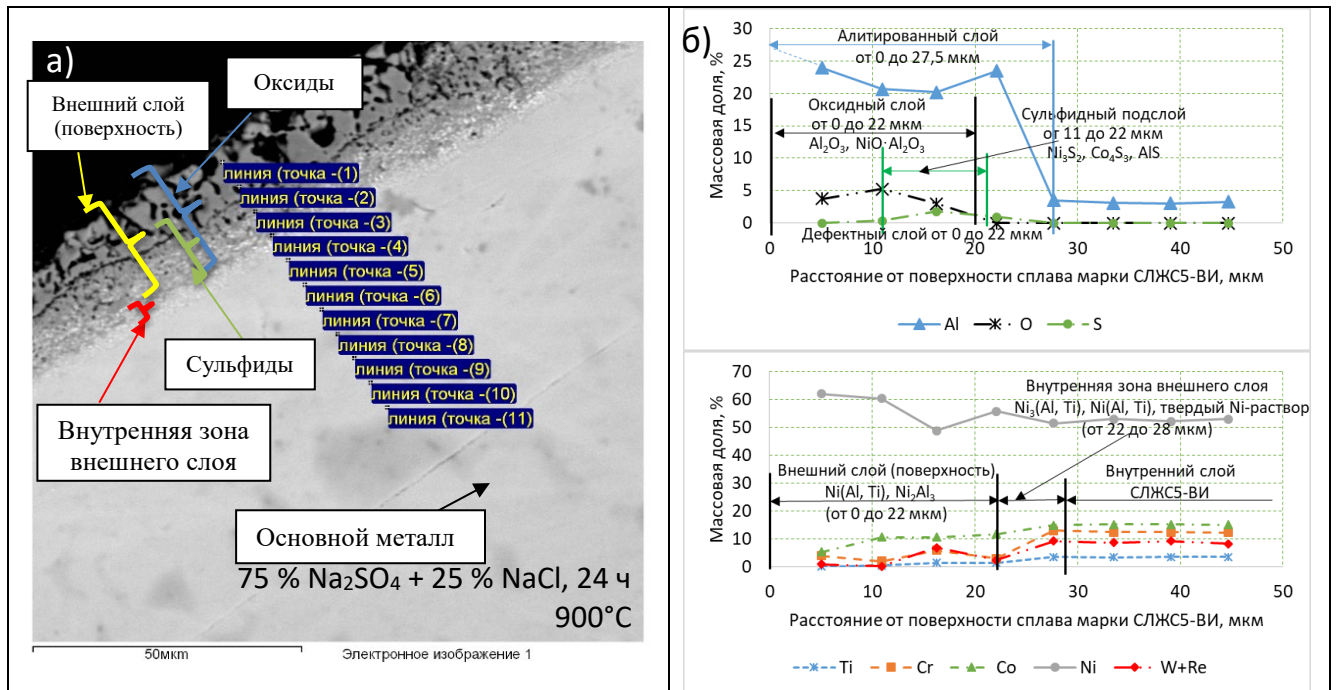


Рисунок 4.18 – Прокорродировавший слой сплава марки СЛЖС5-ВИ с алитированным слоем после испытаний на солевую коррозию при температуре 900°C (а) и основные химические элементы, наблюдаемые по глубине прокорродировавшего слоя (б)

Определенный химический состав позволяет заключить, что при температуре испытания 900°C в солевом расплаве состава 75% Na₂SO₄ + 25% NaCl снижение коррозионных повреждений по сравнению со сплавом без алитированного слоя и, как следствие, повышение сопротивления солевой коррозии, связано с образованием интерметаллида типа NiAl с широкой областью

гомогенности, что привело к предотвращению проникновения коррозионных повреждений вглубь защищаемого сплава-подложки по сравнению с безалитированным слоем (рисунок 4.18). Несмотря на то, что нельзя говорить об однозначном снижении «ухода» легирующих элементов таких как хром и титан, можно отметить, что насыщение поверхностного слоя сплава марки СЛЖС5-ВИ алюминием привело к значительному повышению его концентрации.

Глубина алитированного слоя сплава марки СЛЖС5-ВИ составила около 27,5 мкм, рисунок 4.18 (при глубине дефектного слоя, связанного с оксидной коррозией до 22 мкм, и сульфидной коррозией до 11 мкм), то есть около 5 мкм диффузионного слоя не подверглось коррозионному воздействию.

На основании анализа поверхностного слоя сплава марки СЛЖС5-ВИ с алитированным диффузионным слоем после коррозионных испытаний при температуре 900°C в солевом расплаве состава 75% Na₂SO₄ + 25% NaCl установлено:

- снижение степени разлегирования поверхности сплава за счет «ухода» легирующих элементов в продукты коррозии по сравнению с результатами испытаний при температуре 900°C сплава без алитированного диффузионного слоя;

- фазовый состав поверхностного слоя после коррозионных испытаний схож с наблюдаемым фазовым составом поверхностного слоя сплава, подвергнутого термодиффузионному алитированию после испытаний при температуре 800°C – в наружном слое обнаружены оксидов и интерметаллидные фазы типа Ni(Al, Ti) и Ni₂Al₃, во внутренней зоне внешнего слоя обнаружены сульфиды, твердый раствор алюминия в никеле и интерметаллидные фазы типа Ni₃(Al, Ti) и Ni(Al, Ti), однако при этом отсутствовала вторичная реакционная зона с электронными соединениями (ТПУ фазами);

- наблюдается разрушение оксидной пленки в ее наружных слоях, при этом сплошность подслоя с сульфидами и интерметаллидными фазами типа Ni₃(Al, Ti) и Ni(Al, Ti) сохраняется, обеспечивая защиту подложки металла;

– исходя из того, что глубина прокорродировавшего слоя, связанного с сульфидной коррозией (11 мкм), меньше глубины слоя, связанного с оксидной коррозией (22 мкм), можно отметить, что наиболее интенсивно протекает оксидная коррозия.

Можно сделать вывод, что полученный алитированный слой превышает на 5 мкм глубину дефектного слоя, образовавшегося после испытаний при температурах 800°C и 900°C в солевом расплаве состава 75% Na₂SO₄ + 25% NaCl в течение 24 ч, что обеспечивает эффективную защиту сплава от солевой коррозии. Соизмеримые значения скорости коррозии сплава марки СЛЖС5-ВИ с защитным слоем и без слоя после испытаний при температуре 800°C объясняются тем, что в обоих случаях на сплаве сохраняется оксидная пленка, обеспечивающая защиту подложки металла, тогда как после испытаний при температуре 900°C сплав марки СЛЖС5-ВИ без алитированного слоя оксидная пленка разрушена.

Анализируя полученные результаты сопротивления солевой коррозии сплава марки СЛЖС5-ВИ и сплавов-аналогов можно заключить следующее: несмотря на большее содержание хрома в сплавах марок ЧС70-ВИ, ЧС88У-ВИ, ЭП742-ИД и ВЖЛ2-ВИ (15,9% мас., 15,6% мас., 13,9% мас. и до 15% мас. соответственно), чем в сплаве марки СЛЖС5-ВИ (~12,32% мас.), наблюдаемая степень коррозионных повреждений на сплаве марки ЧС88У-ВИ выше, что можно объяснить, в первую очередь, образованием плотного интерметаллидного подслоя с Ni₃(Al, Ti) и Ni(Al, Ti) в поверхностном слое сплава марки СЛЖС5-ВИ, а также образованием гетерофазной пленки из оксидов хрома и алюминия на поверхности алитированного слоя, которая, однако, подвергается растворению, что особенно заметно при повышении температуры с 800°C до 900°C. Сплав марки ЭП648-ВИ с одно- и двуслойными покрытиями (ЭП648-ВИ+ПВ-НХ16Ю6Ит и ЭП648-ВИ+ПВ-НХ16Ю6Ит+ЦрОИ-7 соответственно) обладает еще большим содержанием хрома (33,37% мас.), однако данные покрытия не обеспечивают должной защиты подложки металла из-за образующихся трещин и отслаивания покрытий, в данном случае покрытия могут образовывать гальваническую микропару с подложкой металла и приводить к ускорению коррозионных процессов, что приводит к

ускорению развития коррозионных повреждений. Химический состав плазменного покрытия ПВ-НХ16ЮБИт, основными элементами которого являются хром (16,8% мас.) и алюминий (8,0% мас.), обеспечивает образование гетерофазной оксидной пленки, однако она также не служит гарантией должной защиты подложки сплава из-за растворения оксидной пленки в расплаве Na_2SO_4 .

Проведенные исследования являются подтверждением выбора метода термодиффузионного алитирования в качестве способа защиты поверхности сплава марки СЛЖС5-ВИ. Результаты исследования влияния алитирования на сопротивление солевой коррозии сплава марки СЛЖС5-ВИ представлены в работах [194, 196, 219, 220–223], а предложенный метод алитирования внедрен в ПАО «ОДК-Сатурн» на опытной партии монокристаллических лопаток из сплава марки СЛЖС5-ВИ (ПРИЛОЖЕНИЕ А).

По результатам работы секции судового машиностроения и энергетических установок межведомственной комиссии, проведенной в НИЦ «Курчатовский институт» – ЦНИИ КМ «Прометей», на основании проведенных испытаний на сопротивление солевой коррозии: сплав марки СЛЖС5-ВИ включен в ограничительный перечень материалов, покрытий и припоев, разрешенных для применения в газотурбинных двигателях морского назначения ОПО-07516250-001-2017 [118], а техническим условиям ТУ 17-3200-132-09137166-2015 на выплавку шихтовой заготовки данного сплава с литерой «О» была присвоена литера «О₁» с выпуском изменения № 4 (решение № 44/1 от 19.09.2017 г.).

ВЫВОДЫ К ГЛАВЕ 4

1. На основании исследования образцов из сплава марки ЭП648-ВИ с защитными покрытиями после коррозионных испытаний в солевом расплаве в течение 24 ч, а также анализа имеющихся способов защиты подтверждена целесообразность разработки способа повышения сопротивления солевой коррозии для сплава марки СЛЖС5-ВИ при температурах (800–900)°С.

2. Показано, что в отличие от термодиффузионного алитирования сплава марки СЛЖС5-ВИ, защитные покрытия ПВ-НХ16Ю6Ит и ПВ-НХ16Ю6Ит+ЦрОИ-7 на сплаве марки ЭП648-ВИ не обеспечили должной защиты подложки металла при испытании в солевом расплаве из-за образующихся трещин и отслаивания покрытий.

3. На основании анализа поверхностного слоя сплава марки СЛЖС5-ВИ без алитированного диффузионного слоя после коррозионных испытаний при температуре 800°C в солевом расплаве состава 75% Na₂SO₄ + 25% NaCl в течение 24 ч подтверждено, что сульфидный слой расположен под слоем, обогащенном оксидами, что связано с тем, что образующиеся оксиды обладают большей термодинамической стабильностью, чем сульфиды. Обнаруженные трещины и отслаивание в оксидном и сульфидном слоях объясняются тем, что образование сульфидов и оксидов связано с большими коэффициентами объема.

Выявлено, что для сплава марки СЛЖС5-ВИ, с диффузионным алитированным слоем и без него, с повышением температуры испытания в ходе протекания солевой коррозии преимущественный механизм коррозии изменяется от сульфидной коррозии к оксидной.

4. Обнаружено, что основными повреждениями, вызванными солевой коррозией и выявленными при испытании сплава марки СЛЖС5-ВИ без защитного алитированного слоя в солевом расплаве состава 75% Na₂SO₄ + 25% NaCl в течение 24 ч, являлись:

- разлегирование поверхности сплава за счет «ухода» алюминия в продукты коррозии;
- проникновение продуктов коррозии под защитную поверхность по трещинам и диффузионным каналам;
- повреждение оксидной пленки, вызванное большими коэффициентами объема образования оксидов и сульфидов;
- локальные коррозионные повреждения;
- диффузионная микропористость (при повышении температуры испытания до 900°C), вызванная увеличением скорости диффузии легирующих элементов.

Повышение температуры испытания с 800°C до 900°C приводило к интенсификации коррозионных процессов, что нашло отражение при определении скорости коррозии.

5. Показано, что термодиффузионное алитирование сплава марки СЛЖС5-ВИ позволило обеспечить скорость солевой коррозии, определенную по убыли массы:

5.1. При температуре испытания 800°C – соизмеримую со сплавом марки СЛЖС5-ВИ (без диффузионного слоя) и на 1–3 порядка меньше скорости солевой коррозии сплавов-аналогов марок: ЧС70-ВИ, ЧС88У-ВИ, ВЖЛ2-ВИ, ЭП742-ИД, ЭП648-ВИ с металлическим покрытием ПВ-НХ16Ю6Ит и ЭП648-ВИ с металлическим покрытием (подслоем), ПВ-НХ16Ю6Ит и керамическим покрытием ЦрОИ-7 (другими жаропрочными никелевыми сплавами, применяемыми в качестве материалов газотурбинных двигателей морского назначения);

5.2. При температуре испытания 900°C – на 2 порядка меньшую по сравнению со сплавом марки СЛЖС5-ВИ (без диффузионного слоя), а также на 2–4 порядка меньшую по сравнению со сплавами-аналогами.

6. На основании анализа поверхностного слоя сплава марки СЛЖС5-ВИ с алитированным диффузионным слоем после коррозионных испытаний при температуре 800°C в солевом расплаве состава 75% Na₂SO₄ + 25% NaCl в течение 24 ч обнаружено:

– снижение степени разлегирования поверхности сплава по сравнению с результатами испытаний при температуре 800°C сплава без алитированного диффузионного слоя;

– сохранение сплошности оксидной пленки по сравнению с результатами испытаний при температуре 800°C сплава без алитированного диффузионного слоя;

– изменение фазового состава поверхностного слоя (по сравнению с результатами испытаний при температуре 800°C сплава без алитированного диффузионного слоя) – в наружном слое помимо оксидов обнаружены

интерметаллидные фазы типа NiAl и Ni_2Al_3 , во внутренней зоне внешнего слоя помимо сульфидов и твердого раствора алюминия в никеле обнаружены интерметаллидные фазы типа $\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Ti})$ и $\text{Ni}(\text{Al}, \text{Ti})$;

– образование тонкой вторичной реакционной зоны с электронными соединениями (ТПУ фазами) на наиболее поврежденном участке, вызванное наличием поверхностного дефекта.

Повышение температуры испытания до 900°C привело к:

– отсутствию формирования вторичной реакционной зоны с электронными соединениями (ТПУ фазами);

– разрушению оксидной пленки в ее наружных слоях, при этом сплошность подслоя с сульфидами и интерметаллидными фазами типа $\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Ti})$, $\text{Ni}(\text{Al}, \text{Ti})$ и твердым раствором алюминия в никелевом сплаве сохраняется, таким образом обеспечивая защиту подложки металла.

Глубина полученного алитированного слоя превышает глубину дефектного слоя, образовавшегося после испытаний при температурах 800°C и 900°C в солевом расплаве состава $75\% \text{Na}_2\text{SO}_4 + 25\% \text{NaCl}$ в течение 24 ч, что обеспечивает эффективную защиту сплава от солевой коррозии. Соизмеримые значения скорости коррозии, определенные по убыли массы, сплава марки СЛЖС5-ВИ с защитным слоем и без слоя после испытаний при температуре 800°C объясняются тем, что в обоих случаях на сплаве сохраняется оксидная пленка, обеспечивающая защиту подложки металла, тогда как после испытаний при температуре 900°C в сплаве марки СЛЖС5-ВИ без алитированного слоя оксидная пленка разрушена и сопротивление против солевой коррозии обеспечивается слоем с интерметаллидными фазами.

7. Защита сплава марки СЛЖС5-ВИ с диффузионным слоем от разлегирования поверхности, проникновения продуктов коррозии к поверхности сплава, локализации коррозионных повреждений, образования диффузионной микропористости, обеспечивается образованием подслоя с интерметаллидами типа $\text{Ni}(\text{Al}, \text{Ti})$ и $\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Ti})$, а также твердого раствора, насыщенного алюминием.

ГЛАВА 5. ПРИМЕНЕНИЕ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОГО НАГРУЖЕНИЯ СЖАТИЕМ И ТЕРМОДИФФУЗИОННОГО АЛИТИРОВАНИЯ ДЛЯ РАБОЧИХ ЛОПАТОК

5.1 Анализ возможности применения термомеханического нагружения сжатием для рабочих лопаток газотурбинных двигателей

Проведенные выше исследования подтверждают возможность повышения жаропрочности и сопротивления ползучести сплава марки СЛЖС5-ВИ за счет термомеханического нагружения сжатием, но данный способ был применен только на цилиндрических образцах.

С целью определения условий возможности применения термомеханического нагружения сжатием для рабочих лопаток, была рассмотрена модель лопатки, представленная на рисунке 5.1, с периферийным сечением лопатки под углом 15° по отношению к корневому сечению лопатки, с последующим моделированием нагружения сжатием вдоль вертикальной оси лопатки в системе ANSYS (модель лопатки была зафиксирована между неподвижными плоскостями и нагревалась от комнатной температуры до 900°C , в качестве ТКЛР материала была принята разность ТКЛР сплава марки СЛЖС5-ВИ и стали марки 07X15H4M2T, податливость лопатки и релаксация напряжений не учитывались).

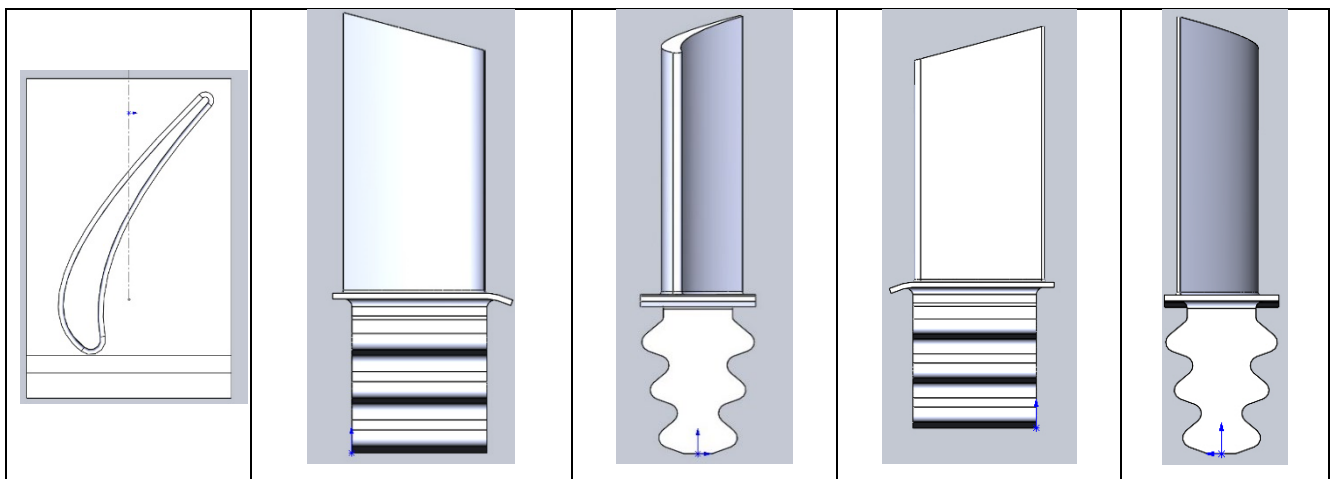


Рисунок 5.1 – Проекция 3D модели рабочей лопатки

Проекция корневого сечения модели рабочей лопатки представлена на рисунке 5.2. Максимальная высота пера лопатки составляла 140 мм.

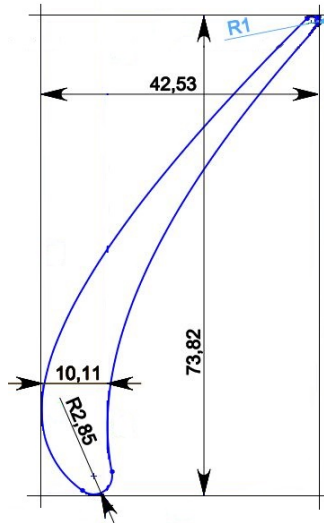


Рисунок 5.2 – Проекция корневого сечения (профиля) модели рабочей лопатки

Напряженно-деформированное состояние пера лопатки, полученное по результатам расчета при сжатии модели лопатки, под нагрузкой, обеспечивающей создание сжимающих напряжений на уровне (295 ± 15) МПа, представлено на рисунке 5.3.

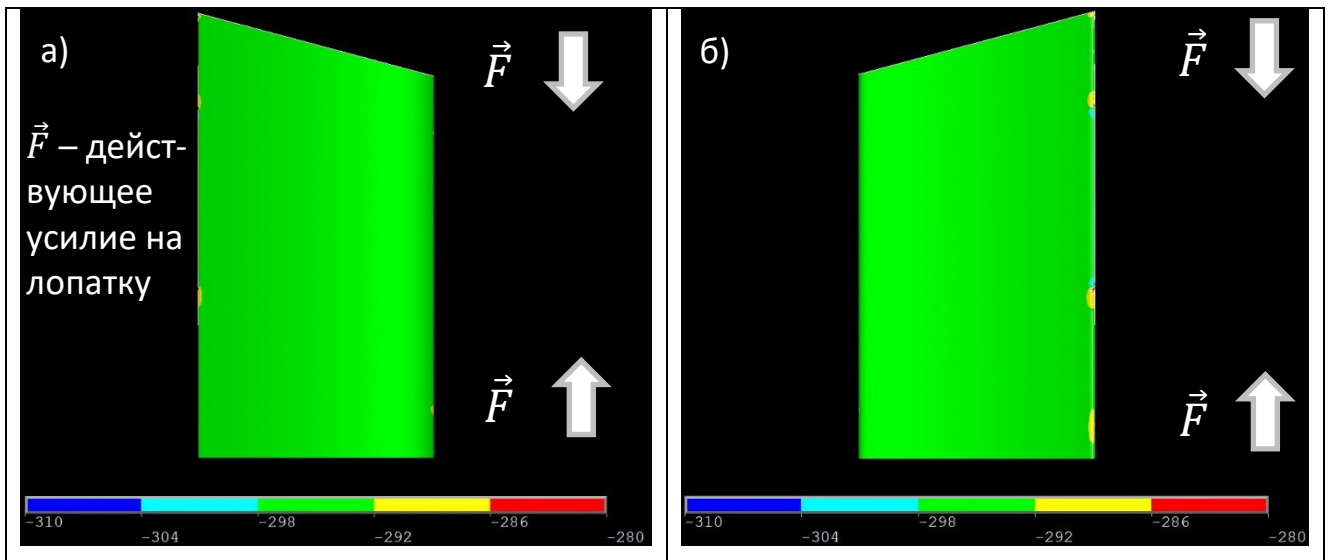


Рисунок 5.3 – Напряженно-деформированное состояние пера лопатки при сжатии

а) вид на спинку пера; б) вид на корыто пера

На основании проведенных расчетов было установлено, что термомеханическое нагружение не приводит к потере устойчивости рассмотренной

модели лопатки при сжатии вдоль вертикальной оси лопатки. Наблюдаемый разброс напряжений составляет около $\pm 5\%$, что позволяет обеспечить равномерные характеристики жаропрочности.

В то же время необходимо учесть, что рабочая лопатка газотурбинного двигателя может иметь более сложную форму, характеризующуюся:

- переменной площадью сечения пера лопатки, уменьшающейся от корневого до периферийного сечения лопатки, что приводит к неравномерному распределению напряжений по высоте лопатки в ходе проведения термомеханического нагружения сжатием;

- закруткой пера лопатки (разностью между углами установки периферийного и корневого сечений), наличием наклона лопатки на корыто, наличием изгиба средней части лопатки в сторону корыта или спинки, что может привести к тому, что определенные области лопатки будут подвержены растягивающим напряжениям или несовпадающим по направлению с направлением [001].

Кроме того, для лопаток, длина пера которых может достигать 400 мм, существует риск потери устойчивости в ходе проведения термомеханического нагружения сжатием. С учетом того, что значение модуля нормальной упругости большинства монокристаллических никелевых сплавов [123] минимально вдоль кристаллографической ориентации [001], риск потери устойчивости лопатки в ходе проведения термомеханического нагружения сжатием повышается. На основании формулы (3.4), может быть сформулировано требование к безразмерной величине $I/(S_{\text{сеч. min}} l^2)$, характеризующей геометрию лопатки (5.1):

$$\frac{I}{S_{\text{сеч. min}} l^2} \geq \frac{\sigma_{\text{кр}} \mu^2}{E n^2 \pi^2} \quad (5.1),$$

где I – геометрический момент инерции, мм^4 ;

$S_{\text{сеч. min}}$ – площадь наименьшего сечения лопатки, перпендикулярного направлению сжимающего напряжения, мм^2 ;

l – длина пера лопатки, мм ;

$\sigma_{\text{кр}}$ – критическое напряжение, при котором происходит потеря

устойчивости, МПа;

n – число полуволн;

E – модуль упругости сплава марки СЛЖС5-ВИ, МПа;

μ – коэффициент приведенной длины стержня.

Рассматривая случай, при котором выражение справа в неравенстве (5.1) принимает максимальное значение ($\sigma_{кр} = \sigma_T(900^\circ\text{C}) = 720$ МПа, $E = E(900^\circ\text{C}) = 69\,000$ МПа, $\mu = 1$ и $n = 1$), можно отметить, что величина $I/(S_{сеч.min}l^2)$ должна превышать 0,00323.

Для лопаток с геометрическим моментом инерции пера лопатки, недостаточным для предотвращения потери (в том числе локальной) устойчивости, с целью обеспечения возможности проведения термомеханического нагружения сжатием целесообразно повышать жесткость, например, за счет установки лопатки в специальные ложементы.

На основании вышеизложенного, проведение термомеханического нагружения сжатием лопаток газотурбинного двигателя из жаропрочного никелевого сплава марки СЛЖС5-ВИ должно быть ограничено длиной пера (с обеспечением выполнения выражения (5.1)), лопатки должны быть изготовлены без закрутки пера, наклона лопатки на корыто, изгиба средней части лопатки в сторону корыта или спинки (по крайней мере, необходимым условием является расположение центров масс сечений пера лопатки на общей радиальной оси), этим условиям зачастую удовлетворяют лопатки первой ступени турбины. С учетом того, что данные лопатки эксплуатируются при наибольших значениях (по сравнению с рабочими лопатки остальных ступеней турбины) температуры и коррозионной нагрузки [224], применение термомеханического нагружения сжатием для рабочих лопаток первой ступени турбины обеспечит повышение ресурса двигателя в целом.

В то же время разница площадей корневых и периферийных поперечных сечений лопаток не представляется значимым фактором, так как обеспечение больших характеристик жаропрочности в сечениях с меньшей площадью может

быть целесообразно с точки зрения обеспечения «функционально-ориентированных свойств» (принципа равнопрочности) [29–32].

5.2 Методика консервативной оценки напряжений и скорости деформации изделия в оправке в ходе проведения термомеханического нагружения сжатием

На основании проведенных исследований в главе 3, посвященных консервативной оценке напряжений и скорости деформации образца в оправке в ходе проведения термомеханического нагружения, была рассмотрена возможность проведения аналогичной консервативной оценки для изделия, например рабочей лопатки газотурбинного двигателя с учетом следующих обобщений:

- наличие между нагружающими плоскостями оправки и нагружаемыми плоскостями изделия натяга или зазора, с целью регулирования действующего уровня напряжений и скорости деформации;
- изделие имеет переменное по высоте сечение;
- использование изделия с отношением площади контакта изделия к площади минимального поперечного сечения изделия, отличным от рассмотренного в главе 3.

Тогда, консервативная оценка напряжений σ_{max} в наименьшем сечении изделия $S_{min.сеч.}$ в ходе проведения термомеханического нагружения сжатием будет осуществляться в соответствии с формулой (5.2):

$$\sigma_{изд.мах} = \begin{cases} \frac{S_{конт.}}{S_{сеч.мин}} (\sigma_{дил.} - \sigma_{фикс.} + \sigma_{нат.}), t \leq A_{c_1} \\ \frac{S_{конт.}}{S_{сеч.мин}} (2\sigma_{дил.}(A_{c_1}) - \sigma_{фикс.} - \sigma_{дил.}(t) + \sigma_{нат.}), A_{c_1} \leq t \leq A_{c_3} \\ \frac{S_{конт.}}{S_{сеч.мин}} \left((\sigma_{дил.}(A_{c_3}) - \sigma_{фикс.} + \sigma_{нат.}) e^{-n_1(\tau - \tau(A_{c_3}))} \right), A_{c_3} \leq t \leq t_{стар.} \\ \frac{S_{конт.}}{S_{сеч.мин}} \left((\sigma_{дил.}(t_{стар.}) - \sigma_{фикс.} + \sigma_{нат.}) e^{-n_2(\tau - \tau(t_{стар.}))} \right), t = t_{стар.} \end{cases} \quad (5.2),$$

Где $\sigma_{изд.мах}$ – максимальное напряжение в сечении изделия $S_{сеч.мин}$, МПа;

$S_{конт.}$ – площадь контакта «изделие – оправка», мм²;

$\sigma_{\text{дил.}}$ – напряжение, фиксируемое dilatометром при заземлении образца из сплава марки 07X15H4M2T, МПа (данные приведены на рисунке 3.5);

$\sigma_{\text{фикс.}}$ – напряжение, необходимое для заземления деформационной системой dilatометра образца, равное 10 МПа;

$\sigma_{\text{нат}}$ – напряжения, обусловленные наличием натяга при фиксации изделия в оправке, МПа;

t – температура изделия, °С;

A_{c_1} – температура начала обратного мартенситного превращения (для стали марки 07X15H4M2T, равная 615°С при скорости нагрева 80°С/ч);

A_{c_3} – температура окончания обратного мартенситного превращения (для стали марки 07X15H4M2T, равная 715°С при скорости нагрева 80°С/ч);

$t_{\text{стар.}}$ – температура старения сплава (для сплава марки СЛЖС5-ВИ равна 900°С);

n_1 – предэкспоненциальный множитель, равный 0,000076 с⁻¹;

n_2 – предэкспоненциальный множитель, равный 0,00017 с⁻¹.

При этом в случае наличия натяга между изделием и оправкой напряжение $\sigma_{\text{нат}}$ определяется в соответствии с формулой (5.3):

$$\sigma_{\text{нат}} = \frac{\varepsilon_{\text{нат}} E_{\text{СЛЖС5-ВИ}}}{100} \left(1 - \frac{E_{\text{СЛЖС5-ВИ}}}{E_{\text{СЛЖС5-ВИ}} + E_{07X15H4M2T}} \right) \quad (5.3),$$

где $\varepsilon_{\text{нат}}$ – величина натяга, %;

$E_{\text{СЛЖС5-ВИ}}$ – модуль нормальной упругости сплава марки СЛЖС5-ВИ, МПа (см. рисунок 3.7);

$E_{07X15H4M2T}$ – модуль нормальной упругости стали марки 07X15H4M2T, МПа (температурная зависимость представлена на рисунке 5.4, при температуре, превышающей 540°С, модуль нормальной упругости принимается равным 133000 МПа, так как для стали данной марки, претерпевающей обратной мартенситное превращение, не установлена возможность дальнейшей линейной экстраполяции).

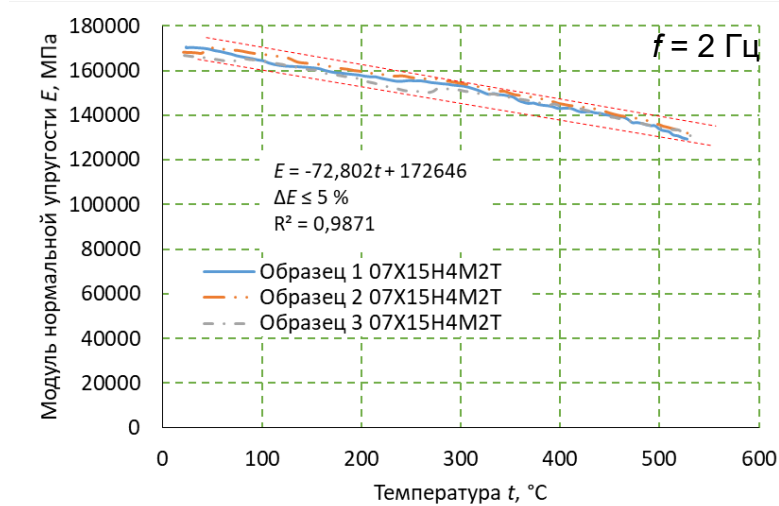


Рисунок 5.4 – Температурная зависимость модуля нормальной упругости стали марки 07X15H4M2T

В случае наличия зазора между одной из плоскостей изделия и плоскостью оправки, при анализе кривой, приведенной на рисунке 3.5, вносится соответствующая поправка за счет сдвига данной кривой на величину $\Delta t_{\text{заз}}$, определяемой в соответствии с формулой (5.4):

$$\Delta t_{\text{заз}} = t_{\text{сопр}} - 20 = \frac{\varepsilon_{\text{заз}}}{100(\alpha_{\text{СЛЖС5-ВИ}} - \alpha_{07\text{X15H4M2T}})} \quad (5.4),$$

где $t_{\text{сопр}}$ – температура, при которой изделие и оправка соприкоснутся при нагреве от комнатной температуры;

$\varepsilon_{\text{заз}}$ – величина зазора, %;

$\alpha_{\text{СЛЖС5-ВИ}}$ – ТКЛР сплава марки СЛЖС5-ВИ в интервале температур от 20°C до $t_{\text{сопр}}$, K^{-1} (определяется на основании дилатометрической кривой, представленной на рисунке 3.4а);

$\alpha_{07\text{X15H4M2T}}$ – ТКЛР стали марки 07X15H4M2T в интервале температур от 20°C до $t_{\text{сопр}}$, K^{-1} (определяется на основании дилатометрической кривой, представленной на рисунке 3.4б).

Консервативная оценка скорости деформации $\dot{\varepsilon}$ (%/с) изделия осуществляется в соответствии с формулой (5.5):

$$\dot{\varepsilon} = \frac{100}{E_{\text{СЛЖС5-ВИ}}(t)} \cdot \frac{\delta\sigma_{\text{изд,max}}}{\delta\tau} \quad (5.5),$$

где $E_{\text{СЛЖС5-ВИ}}(t)$ – модуль нормальной упругости сплава марки СЛЖС5-ВИ при температуре t , МПа (определяется в соответствии с рисунком 3.7).

С учетом проведенных исследований и анализа, термомеханическое нагружение сжатием было внедрено в Санкт-Петербургском государственном технологическом институте (техническом университете) с разработкой и оформлением технологической инструкции ТИ.25221.00001-2023 «Программное нагружение изделий из монокристаллического жаропрочного никелевого сплава марки СЛЖС5-ВИ» (ПРИЛОЖЕНИЕ Б, В). Инструкция включает в себя методику консервативной оценки напряжений и скорости деформации изделия в оправке в ходе проведения термомеханического нагружения сжатием.

5.3 Способ термодиффузионного алитирования литого монокристаллического сплава марки СЛЖС5-ВИ

Одновременное повышение длительной прочности и сопротивления солевой коррозии зачастую является трудноосуществимой задачей для жаропрочных никелевых сплавов, так как повышение коррозионной стойкости осуществляется за счет введения хрома, который при большой концентрации приводит к значительному снижению жаропрочности [225]. Кроме того, режимы термодиффузионной обработки часто не согласуются с режимами процесса старения, необходимыми для обеспечения удовлетворительных значений длительной прочности. Выходом из данной ситуации может являться нанесение защитных покрытий или создание диффузионных слоев, рассмотренных, в частности, в главе 4 данной работы с одновременным проведением термомеханического нагружения сжатием, реализация которого была рассмотрена в главе 3 данной работы.

На основании исследований, проведенных в главах 3 и 4 данной работы, был предложен и защищен патентом РФ способ химико-термической обработки лопаток из литых монокристаллических никелевых сплавов, позволяющий

совмещать термодиффузионное алитирование и термомеханическое нагружение сжатием лопаток газотурбинных двигателей в единый технологический цикл.

Предложенный способ химико-термической обработки может позволить избежать снижения жаропрочности при проведении отдельной операции термодиффузионного алитирования [226], за счет того, что этот процесс проводится при температурах старения монокристаллических лопаток газовых турбин. Схема одного из возможных вариантов установки для проведения обработки лопаток из жаропрочных никелевых сплавов представлен на рисунке 5.5.

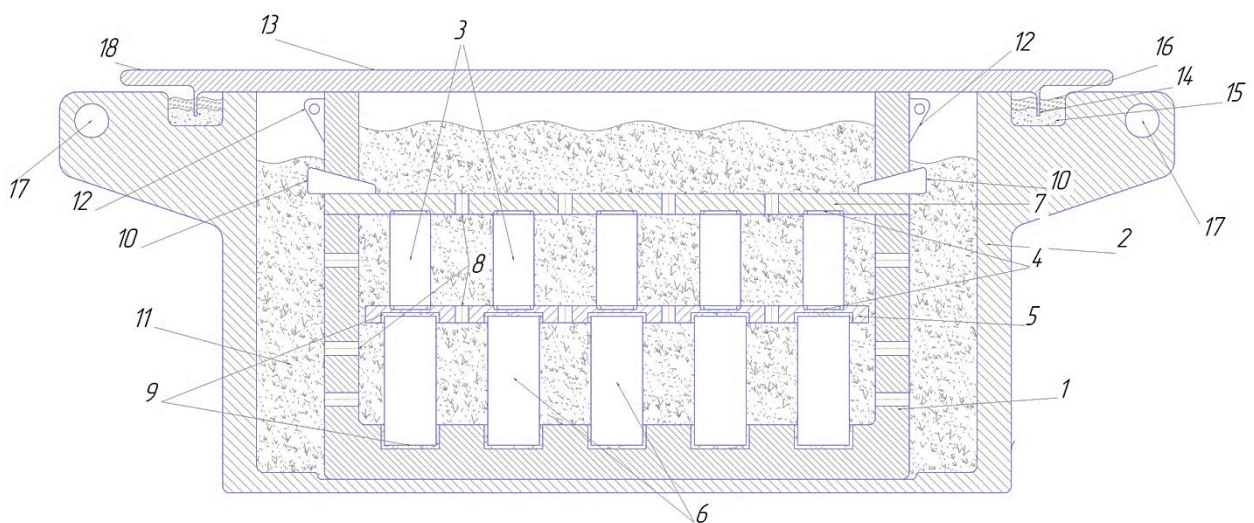


Рисунок 5.5 – Схема установки для химико-термической обработки, совмещенной с процессом старения под напряжением (патент RU 2772475 от 20.05.2022 [227])

Если лопатки изготавливаются из монокристаллических никелевых сплавов, с гомогенизационным отжигом и закалкой, то диффузионное алитирование предлагается проводить под воздействием деформации сжатия вдоль оси лопатки с напряжениями не более $0,7\sigma_T$ при температуре старения сплава, со скоростью нагружения менее $10^{-4}\%/с^{-1}$. Эти ограничения соответствуют литературным данным [6, 78], а также результатам работы, представленным в предыдущих главах.

Контейнер, представленный на рисунке 5.5, предлагается засыпать шихтой из йодистого аммония (NH_4I), сплава железа и алюминия, а для устранения спекания в шихту вводят порошок окиси алюминия Al_2O_3 . Реакции, проходящие в контейнере при термодиффузионном алитировании, приведены в разделе 4.2.

Одновременно с химико-термическим процессом алитирования материал лопатки будет подвергаться термомеханическому нагружению сжатием в процессе старения при температуре, соответствующей температуре алитирования – 900°C.

Представленная на рисунке 5.5 схема установки для обработки лопаток из жаропрочных никелевых сплавов, представляет собой систему из внутреннего (1) и внешнего контейнеров (2). Диффузионное алитирование в контейнере совмещается с термическим старением под сжимающим напряжением, осуществляемое за счет разности коэффициентов линейного расширения направляющих (3), изготовленных из стали аустенитного класса марки 08X18H10T, имеющей высокий коэффициент линейного расширения, и корпуса контейнера, изготовленного из стали марки 07X15H4M2T, имеющей более низкий коэффициент линейного расширения. Направляющие устанавливаются в пазы (4) нижней плиты (5), непосредственно контактирующей с лопатками (6), и верхней плиты (7). В верхней и нижней плите, а также боковых стенках внутреннего контейнера предусмотрены отверстия (8) для интенсификации процесса алитирования.

Обрабатываемые лопатки (6) предлагается устанавливать в пазы для замков и пера лопаток (9), расположенные в подине внутреннего контейнера и нижней плите, предварительно засыпаемые шихтой. Верхняя плита (5) фиксируется клиньями (10) с заданным усилием из материала контейнера. Свободное пространство внутреннего контейнера заполняется шихтой (11). После вышеизложенных операций контейнер (1) поднимается за проушины (12) и устанавливается во внешний контейнер (2), свободное пространство которого также заполняется шихтой (11). На внешний и внутренний контейнер устанавливается крышка (13), которая своими ножами (14) внедряется в углубления внешнего контейнера с песком (15) и засыпается жидким стеклом (16). После проведенных операций установка готова к химико-термической обработке и загрузке в печь при помощи проушин (17). В процессе нагрева контейнера при температуре выше 500°C будет происходить расплавление жидкого стекла и

герметизация контейнера. Для вскрытия контейнера после химико-термической обработки, на крышке могут быть предусмотрены технологические выступы (18).

Контейнер предлагается помещать в термическую печь, затем проводят химико-термическую обработку, совмещенную с термомеханическим нагружением сжатием. Далее в течение 11 ч будет осуществляться прогрев контейнера с образованием жидкостного затвора и при температуре 900°C проходить процесс алитирования, совмещенный с процессом старения под сжимающим напряжением (термомеханическое нагружение) в течение 16 часов. Для алитирования предлагается применять шихтовую смесь следующего состава:

- 89% сплава железа с алюминием (50% Fe + 50% Al);
- 1% йодистого аммония;
- 10% окиси алюминия.

На основании второго закона Фика для одномерной задачи может быть определена глубина алитированного слоя x , м [228]:

$$x = K\sqrt{D\tau} \quad (5.6)$$

где K – постоянная (безразмерная величина);

D – коэффициент диффузии алюминия в сплаве марки СЛЖС5-ВИ (для упрощения принят не зависящим от концентрации алюминия), м²/с;

τ – продолжительность алитирования, с.

С учетом проведенных исследований в главе 4, за 16 ч алитирования толщина алитированного слоя составит около 70 мкм.

Применение предложенного способа термодиффузионного алитирования, совмещенного с термомеханическим нагружением сжатием, позволит существенно сократить длительность производственного цикла, и, как следствие, затраты на его осуществление. На основании результатов работ, проведенных в главах 3 и 4, можно предположить, что при проведении процесса алитирования, совмещенного со старением под сжимающим напряжением, может быть достигнуто повышение пластических характеристик, длительной прочности и сопротивления солевой коррозии, а также снижение скорости ползучести для рабочих лопаток из монокристаллического никелевого сплава марки СЛЖС5-ВИ, приводящие к

увеличению их межремонтных периодов, что будет исследовано в дальнейших работах.

Способ химико-термической обработки и схема установки представлены в патенте РФ (ПРИЛОЖЕНИЕ Г).

ВЫВОДЫ К ГЛАВЕ 5

1. Показана возможность применения термомеханического нагружения сжатием для рабочих лопаток первой ступени турбины газотурбинных двигателей, эксплуатируемых при наибольших значениях температуры и коррозионной нагрузки.

2. Разработана методика консервативной оценки напряжений и скорости деформации изделия в оправке в ходе проведения термомеханического нагружения сжатием.

3. Разработанные способ и схема установки для проведения термической обработки могут позволить совместить процесс термодиффузионного алитирования с термомеханическим нагружением никелевых сплавов при создании сжимающих напряжений. Способ химико-термической обработки литых монокристаллических лопаток из никелевых сплавов защищен патентом РФ (RU 2772475 от 20.05.2022).

ВЫВОДЫ

Выполненные исследования позволили разработать способ повышения жаропрочности и сопротивления ползучести (термомеханическое нагружение сжатием), а также способ повышения сопротивления солевой коррозии (термодиффузионное алитирование) монокристаллического жаропрочного никелевого сплава марки СЛЖС5-ВИ, предназначенного для лопаток газовых турбин морского назначения.

1. Установлено, что термомеханическое нагружение сжатием никелевого сплава марки СЛЖС5-ВИ по сравнению со старением без напряжения, обеспечивает:

– снижение скорости ползучести при температуре 900°С и напряжении 285 МПа с 0,153 %/ч до 0,060 %/ч, а при температуре 950°С и напряжении 175 МПа с 0,027 %/ч до 0,005 %/ч;

– повышение долговечности (прогнозируемого времени до разрушения) при длительном нагружении растяжением при температуре 900°С и напряжении 175 МПа с 2302 до 5498 ч при межремонтном периоде 4000 ч для двигателя М70ФРУ-2;

– при испытаниях на растяжение при температурах 20°С и 900°С – увеличение относительного удлинения с 10,0 % до 17,6 % и с 14,0 % до 23,5 % соответственно, относительного сужения с 10 % до 20 % и с 33 % до 54 % соответственно, без значительного изменения прочностных свойств.

2. Выявлено, что термомеханическое нагружение сжатием приводит к образованию значительного количества вязкой составляющей (до 13,2%) в междендритном пространстве в изломах образцов, подвергнутых испытанию на длительную прочность при температуре 900°С и напряжении 345 МПа, по сравнению с образцами, состаренными без напряжения (доля вязкой составляющей – до 5,3%), что свидетельствует о снижении влияния микропористости на разрушение сплава марки СЛЖС5-ВИ.

3. Показано, что термомеханическое нагружение сжатием сплава марки

СЛЖС5-ВИ приводит к снижению микропористости не менее чем в 2 раза.

4. Установлено, что термомеханическое нагружение сжатием сплава марки СЛЖС5-ВИ приводит к снижению коэффициента дендритной ликвации для рения с 1,65 до 1,43, а для вольфрама с 1,25 до 1,07.

5. Проведена консервативная оценка значений сжимающего напряжения, скорости деформации и скорости нагружения образца из жаропрочного никелевого сплава марки СЛЖС5-ВИ, размеры которого соизмеримы с размерами рабочей лопатки первой ступени турбины, в ходе термомеханического нагружения сжатием в процессе старения сплава марки СЛЖС5-ВИ при нагреве со скоростью 80°С/ч от комнатной температуры до 900°С и последующей выдержке в течение 16 ч:

- величина сжимающего напряжения не превышает $0,7\sigma_T$;
- скорость деформации не превышает $1 \cdot 10^{-4}\%/с$;
- скорость нагружения не превышает 0,1 МПа/с.

6. Показано, что термодиффузионное алитирование сплава марки СЛЖС5-ВИ позволило снизить скорость солевой коррозии в расплаве солей 75% Na₂SO₄ + 25% NaCl, определенную по убыли массы:

6.1. При температуре испытания 800°С – на 1–3 порядка по сравнению со сплавами-аналогами марок: ЧС70-ВИ, ЧС88У-ВИ, ВЖЛ2-ВИ, ЭП742-ИД, ЭП648-ВИ с металлическим покрытием ПВ-НХ16Ю6Ит и ЭП648-ВИ с металлическим покрытием (подслоем) ПВ-НХ16Ю6Ит и керамическим покрытием ЦрОИ-7 (жаропрочными никелевыми сплавами, применяемыми в качестве материалов газотурбинных двигателей морского назначения);

6.2. При температуре испытания 900°С – на 2 порядка по сравнению со сплавом марки СЛЖС5-ВИ (без диффузионного слоя), а также на 2–4 порядка по сравнению со сплавами-аналогами.

7. Установлено, что защита сплава марки СЛЖС5-ВИ с диффузионным слоем от разлегирования поверхности, проникновения продуктов коррозии к поверхности сплава, локализации коррозионных повреждений, образования диффузионной микропористости, обеспечивается образованием подслоя с интерметаллидами типа Ni(Al, Ti) и Ni₃(Al, Ti), а также твердого раствора, насыщенного алюминием.

8. Показана возможность применения термомеханического нагружения сжатием для рабочих лопаток первой ступени турбины газотурбинных двигателей, эксплуатируемых при наибольших значениях температуры и коррозионной нагрузки.

9. Разработана методика консервативной оценки напряжений и скорости деформации изделия в оправке в ходе проведения термомеханического нагружения сжатием.

СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННОЙ ЛИТЕРАТУРЫ

1. Жаров Г.Г. Судовые высокотемпературные газотурбинные установки / Г.Г. Жаров, Л.С. Венцюллис // Л.: Судостроение, 1973. – 359 с.
2. Каблов Е.Н. Материалы и химические технологии для авиационной техники / Е.Н. Каблов // Вестник Российской академии наук. – 2012. – Т. 82. – № 6. – С. 23–45.
3. Данилов Д.В. Методологические основы автоматизированного проектирования жаропрочных сплавов на никелевой основе. Часть 1 / Д.В. Данилов, А.В. Логунов, Ю.Н. Шмотин // Технология металлов – 2014. – № 5. – С. 3–10.
4. Самойлов А.И. Аналитический метод оптимизации легирования жаропрочных никелевых сплавов / А.И. Самойлов, Г.И. Морозова, А.И. Кривко, О.С. Афоничева // Материаловедение. – 2000. – № 2. – С. 14–17.
5. Данилов Д.В. Разработка высоконагруженного никелевого сплава с повышенной коррозионной стойкостью в условиях воздействия морской солевой среды для монокристаллических лопаток: дис.....канд. техн. наук – Рыбинск, 2015. – 152 с.
6. Пастухова Ж.П., Рахштадт А.Г., Каплун Ю.А. Динамическое старение сплавов. – М.: Металлургия, 1985. – 223 с.
7. Неклюдов И.М. Развитие в ННЦ «ХФТИ» методов направленного изменения структуры и свойств конструкционных материалов при активизации релаксационных процессов: обзор, посвященный 80-летию Национального научного центра «Харьковский физико-технический институт» / И.М. Неклюдов, В.И. Соколенко, В.М. Нетесов // Успехи физики металлов. – 2008. – Т. 9. – С. 171–193.
8. Петтит Ф. Высокотемпературная коррозия поверхностей и способы их защиты // Обработка поверхности и надежность материалов. – М.: Мир, 1985. – С. 94–113.

9. Mrowec S. The mechanism of high temperature sulfur corrosion of nickel-chromium alloys / S. Mrowec, T. Werber, M. Zastawnik // Corrosion Science. – 1966. – V. 6. – No 2. – P. 47–58.

10. Орышич И.В. Влияние хрома, алюминия и титана на коррозионную стойкость никеля в расплавах сульфата и хлорида натрия // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1985. – № 3. – С. 47–43.

11. Бабынькина А.Н. Влияние титана и РЗМ на повышение коррозионной стойкости высокотемпературных покрытий системы Me-Cr-Al для лопаток судовых ГТД: дис.....канд. техн. наук – Ленинград, 1989. – 159 с.

12. Сидоров В.В. Фазовый состав и термостабильность литейного жаропрочного никелевого сплава с кремнием / В.В. Сидоров, Г.И. Морозова, Н.В. Петрушин, Е.А. Кулешева, А.М. Кулебякина, Л.И. Дмитриева // Металлы. – 1990. – № 1. – С. 26–32.

13. Бабынькина А.Н. Влияние титана и РЗМ на повышение коррозионной стойкости высокотемпературных покрытий системы Me-Cr-Al для лопаток судовых ГТД: автореф. дис. канд. техн. наук (05.16.01). – Свердловск, 1989. – 20 с.

14. Махорин В.В. Экстремальные значения силы при колебании модели ледокола в вязкой среде / В.В. Махорин, П.Н. Звягин // Студенты и молодые ученые – инновационной России: материалы работ молодеж. научн. конф. (23–24 мая 2013 г.). – СПб., 2013. – С.18–19.

15. Гильмияров Е.Б. Многокритериальный подход к выбору судовой энергетической установки / Е.Б. Гильмияров, В.В. Цветков // Вестник МГТУ. – 2006. – Т. 9. – № 3. – С. 502–513.

16. Половинкин В.Н. Оценка целесообразности и способов разработки и создания корабельного газотурбинного двигателя 5-го поколения / В.Н. Половинкин, В.В. Барановский, Д.Ю. Колодяжный // Судостроение. – 2019. – № 1. – С. 11–31.

17. Soudarev A.V. Research-Engineering Center Ceramic Heat Engines (NIZ KTD) at the Research-Technological Institute for Power Engineering (NITIEM) /

A.V. Soudarev, V.Yu. Tikhoplav // Ceramic Gas Turbine Design and Test Experience. Progress in Ceramic Gas Turbine Development / Ed. by Mark von Roode, Mattison K. Ferber, David W. Richerson, New York, ASME PRESS, 2002. – V. 1. – Ch. 32. – P. 683-707.

18. Ribaud Y., Guidez J., Rouzaud S. A DecaWatt ultramicroturbine of the cocoon type // Proceedings of International Gas Turbine Congress 2007 Tokyo, 9th congress in Japan (IGTC2007Tokyo), Tokyo, Japan, December 3–7, 2007, IGTC2007 Tokyo TS-100. – 5 p.

19. Пат. 2806080 Российская Федерация МПК C04V 35/01. Способ получения высокотемпературного лазернопрототипируемого керамического материала / Орыщенко А.С., Каштанов А.Д., Конаков В.Г., Фукс М.Д., Охапкин К.А., Махорин В.В.; заявитель и патентообладатель Минпромторг России. – № 2022121924, заявл. 11.08.2022, опубл. 25.10.2023. – Бюл. № 15. – 15 с.

20. Махорин В.В. Влияние гомогенизирующего отжига на снижение содержания δ -феррита в высокопрочной высокохромистой стали мартенситного класса марки 07X15H5Д4Б, полученной методом селективного лазерного сплавления / В.В. Махорин, М.И. Оленин, А.Д. Каштанов, О.Н. Романов // Вопросы материаловедения. – 2021. – № 2 (106). – С. 47–54.

21. Махорин В.В. Исследование влияния гомогенизирующего отжига на структуру и свойства стали мартенситного класса, полученной методом селективного лазерного сплавления / В.В. Махорин, М.И. Оленин, А.Д. Каштанов, О.Н. Романов // Современные материалы и передовые производственные технологии (СМПТТ-2021): Материалы работ Международной научной конференции, Санкт-Петербург, 21–23 сентября 2021 года. – Санкт-Петербург: Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого, 2021. – С. 279–281.

22. Махорин В.В. Проведение гомогенизирующего отжига стали мартенситного класса, полученной методом селективного лазерного сплавления, и его влияние на структуру и свойства / В.В. Махорин, М.И. Оленин, А.Д. Каштанов, О.Н. Романов // Материалы работ VIII Всероссийского с международным участием

молодежного научного форума «Open Science 2021», г. Гатчина, 17–19 ноября 2021 г. – С. 125–126.

23. Машиностроение. Энциклопедия. Ред. совет: К.В. Фролов (пред.) и др. – М.: Машиностроение. Турбинные установки. / В.А. Рассохин, Л.А. Хоменок, В.Б. Михайлов и др. / под ред. Ю.С. Васильева. – 2015. – Т. IV-19. – 1030 с.

24. Павлов А.С. Военные корабли СССР и России 1945–1995 г. Якутск: Сахаполиграфиздат. – 1994. – 208 с.

25. Апальков Ю. Справочник. Боевые корабли мира 1941–1992. (А–К). / Ю. Апальков, В. Смоленский. М.: Красный воин, 1993. – 320 с.

26. Все военные флоты мира. ФРГ. Кобленц: изд-во Бернхард и Графе. 1988. – С. 96.

27. Смаль А.Г. Военно-морские силы иностранных государств: справочник / А.Г. Смаль, Э.И. Величко. – М.: Воениздат. – 1988. – 863 с.

28. Пат. 2520934 Российская Федерация, МПК С22С19/05. Жаропрочный никелевый сплав, обладающий высоким сопротивлением к сульфидной коррозии в сочетании с высокой жаропрочностью / Данилов Д.В., Шмотин Ю.Н., Старков Р.Ю., Лещенко И.А., Цатурян Э.О., Логунов А.В., Захаров Ю.Н.; заявитель и патентообладатель НПО «Сатурн», МГОУ им В.С. Черномырдина. – № 2013111611/02, заявл. 15.03.2013, опубл. 27.06.2014. – Бюл. № 18. – 8 с.

29. Михайлов А.Н. Структурная надежность и методы повышения ресурса газотурбинных двигателей на основе обеспечения функционально-ориентированных свойств / А.Н. Михайлов, В.А. Михайлов, Д.А. Михайлов, А.П. Пичко, Е.А. Шейко // Научные технологии в машиностроении – 2018. – № 3. – С. 32–41.

30. Михайлов А.Н. Технологическое обеспечение повышения работоспособности лопаток компрессора газотурбинного двигателя на основе функционально-ориентированных покрытий: автореф. дис. канд. техн. наук (05.02.08). – Донецк, 2016. – С. 22.

31. Михайлов А.Н. Особенности синтеза функционально ориентированных технологий / А.Н. Михайлов, А.В. Костенко, А.В. Лукичев, В.А. Макаров // Наука –

образованию, производству, экономике: материалы 15-й Международной научно-технической конференции. – Минск: БНТУ, 2017. – Т. 2. – С. 126.

32. Михайлов А.Н. Комплексное повышение ресурса всех групп лопаток компрессора турбовального ГТД на основе функционально-ориентированного подхода / А.Н. Михайлов, В.А. Михайлов, А.В. Байков // Научно-технические проблемы машиностроения. – 2017. – № 9. – С. 42–48.

33. Медведев И.М. Методы испытаний жаропрочных сплавов на стойкость к сульфидно-оксидной коррозии / И.М. Медведев, Я.Ю. Никитин, А.И. Пузанов, А.Б. Лаптев // Труды ВИАМ. – 2018. – № 11 (71). – С. 93–100.

34. Чигрин В.С. Визуальная диагностика элементов проточной части ГТД / В.С. Чигрин, Б.М. Конюхов // Рыбинск: РГАТА. – 2008. – 51 с.

35. Буров М.Н. Основные проблемы применения конвертированных авиационных газотурбинных двигателей в составе морских энергетических установок и их решение // Вестник УГАТУ. 2018. – Т. 22. – № 4 (82). – С. 62–69.

36. Нихром // Большая советская энциклопедия: [в 30 т.] / гл. ред. А.М. Прохоров. – М.: Советская энциклопедия, 1969–1978.

37. Литейные жаропрочные сплавы. Эффект С.Т. Кишкина: науч. техн. сб. / под ред. Е.Н. Каблова. – М.: Наука, 2006. – 272 с.

38. Кишкин С.Т. Создание, исследование и применение жаропрочных сплавов: избранные труды (к 100-летию со дня рождения). – М.: МИСиС, ВИАМ, 2002. С. 48–58.

39. Калачев Б.А. Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов / Б.А. Калачев, В.И. Елагин, В.А. Лаванов. – М.: МИСИС, 1999. – 416 с.

40. Каблов Е.Н. Особенности легирования и термообработки литейных жаропрочных никелевых сплавов / Е.Н. Каблов, А.В. Логунов, В.В. Сидоров // Материаловедение. – 2001. – № 4. – С. 9–15.

41. Каблов Е.Н. Жаропрочные никелевые сплавы / Е.Н. Каблов, Е.Р. Голубовский. – М.: Машиностроение, 1998. – 463 с.

42. Каблов Е.Н. Никелевые жаропрочные сплавы для литья лопаток с направленной и монокристаллической структурой (ч. 1) / Е.Н. Каблов, И.Л. Светлов, Н.В. Петрушин // *Материаловедение*. – 1997. – № 4. – С. 32–39.

43. Шалин Р.Е., Светлов И.Л., Качанов Е.Б., Толорайя В.Н, Гаврилин О.С. Монокристаллы никелевых жаропрочных сплавов. М.: Машиностроение, 1997. 334 с.

44. Farren W.S. High-Temperature Alloys. Metallurgical Problems of Gas Turbine Component // *FLIGHT*. – 1947. – 500 p.

45. Griffiths W.T. Aircraft Production // 1947. – V. 9. – No 110. – P. 444–447.

46. Каблов Е.Н. Эффект С.Т. Кишкина, или почему структура жаропрочных никелевых сплавов должна быть гетерофазной / Е.Н. Каблов, М.Б. Бронфин // *Литейные жаропрочные сплавы. Эффект С.Т. Кишкина: науч. техн. сб.* – М.: Наука, 2006. – С. 7–14.

47. ГОСТ 5632-2014: Легированные нержавеющие стали и сплавы коррозионно-стойкие, жаростойкие и жаропрочные. Марки. – М.: Стандартиформ. – 2015. – 54 с.

48. Бондаренко Ю.А. Развитие процесса направленной кристаллизации лопаток ГТД из жаропрочных сплавов с монокристаллической и композиционной структурой // *Материалы и энергосберегающие технологии для производства ответственных деталей высокоэффективных газотурбинных двигателей, промышленных энергетических силовых установок и приводов: сб. лекций*. М.: ВИАМ. – 2010. – 119 с.

49. Бондаренко Ю.А. Высокоградиентная направленная кристаллизация лопаток ГТД с монокристаллической структурой / Ю.А. Бондаренко, Е.Н. Каблов, И.М. Демонис // *Газотурбинные технологии*. – 2007. – № 4. – С. 26–30.

50. Петрушин Н.В. Усовершенствование состава и структуры литейного жаропрочного никелевого сплава с малой плотностью. Ч. 1 / Н.В. Петрушин, Е.М. Висик, Е.С. Елютин // *Жаропрочные стали и сплавы*. – 2021. – № 3 (97). – С. 3–15.

51. Кишкин С.Т. Жаропрочный сплав ЖС6-Ф-НК / С.Т. Кишкин, Г.И. Соболев, В.М. Степанов и др. // Создание, исследование и применение жаропрочных сплавов. – М.: Наука, 2006. С. 277–281.

52. Гэбб Т.П., Дрешфилл Р.Л. Свойства суперсплавов // Суперсплавы II. Жаропрочные материалы для аэрокосмических и промышленных энергоустановок: в 2 кн. / под ред. Ч.Т. Симса, Н.С. Столоффа, У.К. Хагеля; пер. с англ. – М.: Металлургия, 1995. – Кн. 2. – С. 352–371.

53. Каблов Е.Н. Основные направления развития материалов для авиакосмической техники XXI века // Перспективные материалы. – № 3. – 2000. – С. 2–24.

54. Назаркин Р.М. Структурно-фазовые характеристики сплава ЖС32-ВИ, полученного методами направленной кристаллизации, гранульной металлургии и селективного лазерного сплавления / Р.М. Назаркин, Н.В. Петрушин, А.М. Рогалев // Труды ВИАМ. – 2017. – № 2. – С. 2.

55. Хрящев И.И. Разработка экономнолегированного никелевого жаропрочного сплава для монокристаллического литья рабочих лопаток ГТД: дис.....канд. техн. наук. – Рыбинск, 2017. – 145 с.

56. Хрящев И.И. Разработка и исследование перспективного жаропрочного сплава с повышенными характеристиками жаропрочности / И.И. Хрящев, А.В. Логунов, Н.А. Зайцев, А.А. Шатульский // Теория и практика технологии производства изделий из композиционных материалов и новых металлических сплавов: сб. трудов конф. – М., 2015. – С. 7–14.

57. Логунов А.В. Жаропрочные никелевые сплавы для лопаток и дисков. – М.: Московские учебники, 2018. – 592 с.: ил.

58. Беттеридж У. Жаропрочные сплавы типа нимоник / пер. с англ. – М.: Металлургиздат, 1961. – 381 с.

59. MacKay R.A. Influence of molybdenum on the creep properties of nickel-base superalloy single crystals / R.A. MacKay, M.V. Nathal, D.D. Pearson // Metallurgical Transactions A. – 1990. – V. 21. – P. 381–388.

60. Каблов Е.Н. Никелевые жаропрочные сплавы, легированные рутением / Е.Н. Каблов, И.Л. Светлов, Н.В. Петрушин // Литейные жаропрочные сплавы. Эффект С.Т. Кишкина: науч. техн. сб. – М.: Наука, 2006. – С. 172–184.
61. Каблов Д.Е. Закономерности поведения азота при получении монокристаллов жаропрочных никелевых сплавов и повышение их эксплуатационных свойств: дис.....канд. техн. наук – М., 2012. – 196 с.
62. Decker R.F. Evolution of Wrought Age-Hardenable Superalloys // The Journal of the Minerals, Metals and Materials Society. – 2006. – V. 58. – No 9. – P. 32–36.
63. Link T. Synchrotron X-ray tomography of porosity in single-crystal nickel base superalloys / T. Link, S. Zabler, A. Epishin et al. // Mater. Sci. Eng. A. 2006. – V. 425. – P. 47–54.
64. Xu Zhuocheng. Casting voids in nickel superalloy and the mechanical behaviour under room temperature tensile deformation / Zhuocheng Xu, Ben Britton, Yi Guo // Materials Science and Engineering. – 2021. –V. 806. – 25 p.
65. Buck H. A quantitative metallographic assessment of the evolution of porosity during processing and creep in single crystal superalloys / H. Buck, P. Wollgramm, A.B. Parsa et al. // Materwiss. Werksttech. – 2015. – V. 46. – No 6. – P. 577–590.
66. Петров А.И. Влияние микроструктурных параметров пористости на разрушение и деформацию меди в процессе ползучести при 773 К / А.И. Петров, М.В. Разуваева // Журнал технической физики. – 2016. – Т. 86. – № 8. – С. 107–110.
67. Базылева О.А. Исследование влияния высокотемпературной газостатической обработки на структуру и свойства интерметаллидного сплава ВКНА-4 / О.А. Базылева, Л.И. Рассохина, Д.Г. Нефедов, А.М. Рогалев // Письма о материалах. – 2014. – № 4 (3). – С. 163–166.
68. Бетехтин В.И. Механизмы залечивания пористости в твердых телах // Физика процессов деформации и разрушения и прогнозирование механического поведения материалов: Труды 36-го Международного семинара «Актуальные проблемы прочности». – Витебск, 2000. – Ч. 2. – С. 683–688.
69. Бокштейн Б.С. Рост и залечивание пор в монокристаллах жаропрочных сплавов на никелевой основе / Б.С. Бокштейн, А.И. Епишин, И.Л. Светлов,

В.П. Есин, А.В. Родин, Т.Т. Линк // Журнал функциональных материалов. – 2007. – Т. 1. – № 5. – С. 162–169.

70. Петров А.И. Особенности диффузионного залечивания пор в металлах в поле механических сил / А.И. Петров, М.В. Разуваева // Вестник ТГУ. – 1998. – Т. 3. – Вып. 3. – С. 289–290.

71. Петров А.И. Начальная стадия процесса залечивания пор и трещин в поликристаллических металлах в условиях всестороннего сжатия / А.И. Петров, М.В. Разуваева // Физика твердого тела. – 2005. – Т. 47. – № 5. – С. 880–885.

72. Бокштейн Б.С. Диффузионная модель вакансионного растворения пор в условиях газоизостатического прессования монокристалла жаропрочного сплава на никелевой основе / Б.С. Бокштейн, В.А. Есин, В.Н. Ларионов, М.Р. Орлов, О.Г. Оспенникова // Изв. вузов. Черная металлургия. – 2006. – № 3. – С. 5–9.

73. Epishin A.I. Hot isostatic pressing of single-crystal nickel-base superalloys: Mechanism of pore closure and effect on Mechanical properties / A.I. Epishin, T. Link, B. Fedelich, I.L. Svetlov, E.R. Golubovsky // MATEC Web of Conferences. – 2014. – V. 14. – 6 p.

74. Аргинбаева Э.Г. Методы повышения стойкости никелевых жаропрочных сплавов к высокотемпературной ползучести / Э.Г. Аргинбаева, С.А. Слуцкая // Политехнический молодежный журнал. – 2019. – № 4. – С. 1–15.

75. Mujica Roncery L. On the Effect of Hot Isostatic Pressing on the Creep Life of a Single Crystal Superalloys / L. Mujica Roncery, I. Lopez-Galilea, B. Ruttert, D. Bürger, P. Wollgramm, G. Eggeler, W. Theisen // Adv. Eng. Mater. – V. 18. – No 8. – P. 1381–1387.

76. Epishin A.I. A Vacancy Model of Pore Annihilation During Hot Isostatic Pressing of Single Crystals of Nickel-Base Superalloys / A.I. Epishin, B.S. Bokstein, I.L. Svetlov, B. Fedelich, T. Feldman, Y. Le Bouar, A. Ruffini, A. Finel, B. Viguer, D. Poquillon // Inorganic Materials: Applied Research. – 2018. – No 9. – P. 57–65.

77. Бернштейн М.Л. Термомеханическая обработка металлов и сплавов (в двух томах). – М.: Металлургия. – 1968. – Т. 1. – 1172 с.

78. Гиндин И.А. Неклюдов И.М. Физика программного упрочнения. Киев: Наук. Думка, 1979. – 184 с.

79. Гиндин И.А. Зависимость сопротивления деформированию монокристаллов меди от скорости и температуры предварительного нагружения в области макроупругости / И.А. Гиндин, И.М. Неклюдов, О.Т. Разумный, В.А. Приходченко // ФММ. – 1972. – Т. 34. – № 2. – С. 390–395.

80. Гиндин И.А. Зависимость предела текучести монокристаллов с ГЦК-решеткой от скорости деформирования / И.А. Гиндин, И.М. Неклюдов, В.А. Приходченко // Український фізичний журнал. – 1973. – Т. 18. – С. 1473.

81. Гарбер Р.И., Гиндин И.А. Физика прочности кристаллических тел. // УФН. – 1960. – № 70. – Вып. 1. – С. 31–60.

82. Камышанченко Н.В. Создание упрочненного состояния металлов путем программного механико-термического воздействия: автореф. дис. ... д-р. физ.-мат. наук. – Санкт-Петербург, 1991. – 45 с.

83. Гиндин И.А. Изменение плотности дислокаций кристаллов фтористого лития при отжиге под нагрузкой / И.А. Гиндин, Э.И. Метоледи, И.М. Неклюдов // ФТТ. – 1973. – Т. 15. – Вып. 10. – С. 3104–3106.

84. Утевский Л.М. Дифракционная электронная микроскопия в металловедении – М.: Металлургия, 1973. – 534 с.

85. Неклюдов И.М. Программное упрочнение материалов / И.М. Неклюдов, Н.В. Камышанченко // Научные ведомости – 2005. – № 2. – Вып. 11. – С. 117–130.

86. Неклюдов И.М. Влияние магнитных полей на сопротивление пластической деформации кристаллических тел / И.М. Неклюдов, Я.Д. Стародубцев, В.И. Соколенко // УФЖ-2005. – Т. 50. – № 8. – С. 113–121.

87. Горелик С.С., Расторгуев Л.Н., Скаков Ю.Н. Рентгеноструктурный анализ. – М.: Металлургия, 1970. – 234 с.

88. Любов Б.Я. Кинетика распада дислокационных трещин на полигональные стенки краевых дислокаций / Б.Я. Любов, В.А. Соловьев // ФТТ. – 1966. – Т. 8. – Вып. 6. – С. 1683–1689.

89. Гегузин Я.Е. Дислокационный механизм изменения объема поры в монокристалле под влиянием всестороннего давления / Я.Е. Гегузин, В.Г. Кононенко // ФТТ. – 1973. – Т. 15. – Вып. 12. – С. 3550–3557.

90. Слезов В.В. Теория дислокационного механизма роста и залечивания пор и трещин под нагрузкой // ФТТ. – 1974. – Т. 16. – Вып. 3. – С. 785–794.

91. Тялин Ю.И. Микромеханизмы разрушения и залечивания трещин в материалах с различной кристаллической структурой: автореф. дис. д-р. физ.-мат. наук. – Белгород, 2004. – 36 с.

92. Гиндин И.А. Установка для статических испытаний и термомеханической обработки материалов в температурной области от 4,2 до 1200 К / И.А. Гиндин, С.Ф. Кравченко, И.М. Неклюдов, Л.А. Асланович // Заводская лаборатория. – 1973. – № 8. – С. 1011–1012.

93. Лебедев Т.А. Термическая правка труб из мартенситно-старееющих сталей / Т.А. Лебедев, М.И. Оленин // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1985. – № 10. – С. 46–47.

94. Оленин М.И. Применение фазовой сверхпластичности для правки тонкостенных изделий из мартенситно-старееющих сталей // Технология машиностроения. – 2012. – № 10(124). – С. 8–10.

95. Махорин В.В. Повышение хладостойкости стали марки 09Г2С за счет программного упрочнения, совмещенного с дополнительным среднетемпературным отпуском / В.В. Махорин, М.И. Оленин, В.И. Горынин // Вопросы материаловедения. – 2020. – № 1 (101). – С. 27–34.

96. Makhorin V.V. Use of Programmed Hardening During Tempering in Order to Improve Steel Brittle Fracture Resistance / V.V. Makhorin, M.I. Olenin, V.I. Gorynin // Metal Science and Heat Treatment. – 2020. – V. 62. – P. 86–89.

97. Гарбер Р.И. Влияние программированного упрочнения на процессы ползучести и рекристаллизацию железа при повышенных температурах / Р.И. Гарбер, И.А. Гиндин, И.М. Неклюдов // ФММ. – 1963. – Т. 15. – Вып. 3. – С. 473–475.

98. Камышанченко Н.В. Влияние структурного состояния никеля высокой чистоты на релаксационные процессы при комнатной температуре / Н.В. Камышанченко, А.В. Гальцев, И.М. Неклюдов // Труды XLVII межд. конф. «Актуальные проблемы прочности», 1–5 июля 2008 года, Нижний Новгород: материалы конф. – Н. Новгород, 2008. – Ч. 1. – С. 24–26.

99. Неклюдов И.М. Современные методы направленного изменения структуры и свойств конструкционных материалов при активизации релаксационных процессов / И.М. Неклюдов, В.М. Нетесов, В.И. Соколенко // Тез. докладов межд. конф. «Физика конденсированного состояния вещества при низких температурах». – 2006. – С. 231–233.

100. Tien J.K. The effect of uniaxial stress on the periodic morphology of coherent gamma prime precipitate of nickel-base superalloy crystals / J.K. Tien, S.M. Copley // Metallurgical Transactions. – 1971. – V. 2. – No 1. – P. 215–219.

101. Zhu, M.F. A Modified Cellular Automaton Model for the Simulation of Dendritic Growth in Solidification of Alloys / M.F. Zhu, C.P. Hong // ISIJ International. – 2001. – V. 41. – No 5. – P. 436–445.

102. Махорин В.В. Исследование дискуссионных моделей зарождения металлических кристаллов / В.В. Махорин, В.М. Голод // Неделя науки СПбПУ: Материалы научн. конф. с международным участием, 14–19 ноября 2016 г. – СПб.: изд-во Политехнического ун-та, 2016. – Ч. 1. – С. 66–68.

103. Tien J.K. The effect of orientation and sense of applied uniaxial stress on the morphology of coherent gamma prime precipitates in stress annealed nickel-base superalloy crystals / J.K. Tien, S.M. Copley // Metallurgical Transactions. – 1971. – V. 2. – No 2. – P. 543–553.

104. Гайдук С.В. Исследование структурных превращений жаропрочных никелевых сплавов в условиях ползучести / С.В. Гайдук, О.В. Гнатенко, А.Г. Андриенко, В.В. Наумик // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2012. – № 2. – С. 37–40.

105. Курихина Т.В. Исследование начальных стадий образования фазы Ni_3Al при распаде пересыщенного твердого раствора никелевого сплава // Материаловедение. – 2015. – № 1. – С. 3–6.
106. Тяпкин Ю.Д. Особенности формирования структуры сплавов никель-бериллий и медь-бериллий в процессе старения под нагрузкой / Ю.Д. Тяпкин, А.В. Гаврилова, В.Д. Васин // ФММ. – 1975. – Т. 39. – Вып. 5. – С. 1007–1014.
107. Рахштадт А.Г. Пружинные стали и сплавы. – М: Металлургия, 1982. – 400 с.
108. Гурьянов Г.Н. Влияние методов упрочнения дисперсионно-твердеющего сплава ЭП-543У на основные показатели качества проволочных пружин / Г.Н. Гурьянов, С.В. Смирнов, Б.М. Зуев // Качество и обработка материалов. – 2014. – № 2. – С. 52–57.
109. Пастухова Ж.В. Применение динамического старения для повышения надежности изделий из коррозионно-стойких мартенситно-старяющихся сталей // Методические рекомендации краткосрочного семинара (26–27 ноября 1985 г.). – ЛДНТП, 1987. – С. 15–18.
110. Кондратов В.К. Зависимость физико-механических свойств мартенситно-старяющихся сталей от процесса старения / В.К. Кондратов, А.И. Скворцов // Материаловедение и термическая обработка металлов. – 1975. – № 9. – С. 18–21.
111. Алексеева Л.Е. Отпуск под напряжением закаленной стали / Л.Е. Алексеева, С.О. Суворов // Проблемы металлов и физика металлов. – 1972. – № 4. – С. 182–190.
112. Энтин Р.И. Влияние программного нагружения на механические свойства конструкционных сталей / Р.И. Энтин, И.А. Гиндин, В.И. Саррак // ФММ. – 1970. – Т. 29. – № 6. – С. 1215–1220.
113. Бодяко М.Н., Астапчик С.А., Ярошевич Г.Б. Мартенситно-старяющиеся стали. – Минск: Наука и техника, 1975. – 248 с.

114. Старостина Н.В. Влияние внешних упругих нагрузок на кинетику развития микроструктуры монокристаллов дисперсионно-твердеющих сплавов на основе никеля: автореф. дис. канд. техн. наук. – Курск: КГТУ, 2008.

115. Соловьева Ю.В. Термоактивационный объем пластической деформации монокристаллов сплава Ni_3Ge / Ю.В. Соловьева, М.В. Геттингер, В.А. Старченко // Вестник ПНИПУ. Машиностроение, материаловедение. – 2021. – Т. 23. – № 4. – С. 24–30.

116. Горынин В.И., Оленин М.И. Пути повышения хладостойкости сталей и сварных соединений. – СПб.: ЦНИИ КМ «Прометей», 2017. – 342 с.

117. Оленин М.И. Разработка научно-технологических основ термической обработки хладостойких перлитных и мартенситных сталей для ответственных конструкций атомной техники: дис.....д-р. техн. наук – СПб., 2018. – 311 с.

118. Буров М.Н. История развития и основные проблемы создания морских энергетических установок нового поколения // Труды Крыловского государственного научного центра. – Т. 3. – № 393. – С. 103–112

119. Prashar G. Hot Corrosion behavior of super alloys /G. Prashar, H. Vasudev // Materials Today: Proceedings. – 2020. – V. 26. – P. 1131-1135.

120. Заварзин С.В. Высокотемпературная солевая коррозия и защита материалов газотурбинных двигателей / С.В. Заварзин, М.С. Оглодков, Д.В. Чесноков, И.А. Козлов // Труды ВИАМ. – 2022. – № 3 (109). – С. 121–134.

121. Luthra K.L. Mechanism of Low Temperature Hot Corrosion // High Temperature Corrosion. NACE-6. – 1981. – P. 507–512.

122. Сковородников П.В. Термодинамическая оценка химической стойкости к высокотемпературной коррозии компонентов покрытий / П.В. Сковородников, В.З. Пойлов, О.В. Погудин // Вестник ПНИПУ. Химическая технология и биотехнология. – 2021. – № 2. – С. 94–106.

123. Гецов Л.Б. Материалы и прочность деталей газовых турбин. – Рыбинск: Издательский дом «Газотурбинные технологии», 2010. – Кн. 1 – 611 с.

124. Багерман А.З. Влияние высокотемпературной коррозии на материалы турбинных лопаток морских газотурбинных двигателей / А.З. Багерман,

А.В. Конопатова, И.П. Леонова // Коррозия Территории НЕФТЕГАЗ. – 2015. – № 3 (32). – С. 12–15.

125. Будиновский С.А. Влияние ионно-плазменных покрытий на характеристики длительной прочности сплава ЖС6У / С.А. Будиновский, С.А. Мубояджян, Е.Б. Чабина // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2007. – № 6. – С. 37–41

126. Никитин В.И. Коррозия и защита лопаток газовых турбин. – Л.: Машиностроение, 1987. – 272 с.

127. Kolagar A.M. Failure analysis of gas turbine first stage blade made of nickel-based superalloy / A.M. Kolagar, N. Tabrizi, M. Cheraghzadeh, M.S. Shanriari // [Case Studies in Engineering Failure Analysis](#). – 2017. – V. 8. – No 4. – P. 61–68.

128. Mishraa R.K. Failure analysis of an un-cooled turbine blade in an aero gas turbine engine / R.K. Mishraa, J. Thomas, K. Srinivasan, V. Nandi, R.R. Bhatt // [Engineering Failure Analysis](#). – 2017 – V. 79 – P. 836–844.

129. Гецов Л.Б. Эффект Ребиндера при испытаниях жаропрочных сплавов в контакте с расплавами солей / Л.Б. Гецов, М.Ю. Баландина, А.И. Грищенко, А.Б. Лаптев, А.И. Пузанов // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. – 2021. – Т. 87. – № 10. – С. 54–61.

130. Лесникова Е.Г. Влияние хрома на стабильность никельалюминиевых β -твердых растворов / Е.Г. Лесникова, В.С. Литвинов // Термическая обработка и физика металлов: межвуз. сб. – Свердловск: УПИ, 1978. – Вып. 4. – С. 76–80.

131. Литвинов В.С. Стабильность фаз и эксплуатационная надежность комплексных алюминидных покрытий / В.С. Литвинов, Е.Г. Лесникова, А.А. Архангельская и др. // Температурустойчивые покрытия. – Л.: Наука, 1985. – С. 55–59.

132. Литвинов В.С. Стабильность β -фазы в сплавах Ni-Al-Si / В.С. Литвинов, Е.Г. Лесникова // Физика металлов и металловедение. – 1977. – Т. 44. – Вып. 6. – С. 1297–1299.

133. Четтерей Д., Де-Вирс Р.С., Ромео Ж. Защита жаропрочных сплавов в турбостроении // Фонтана М., Стейл Р. Достижения науки о коррозии и технология защиты от нее. – М.: Металлургия. – 1980. – С. 9–99.

134. Орышич И.В. Влияние молибдена, вольфрама и кобальта на коррозию никелевых жаропрочных сплавов в расплавах солей / И.В. Орышич, О.С. Костырко // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1985. – № 10. – С. 21–25.

135. Ильин В.А. Алюминиевые покрытия и способы их получения / В.А. Ильин, А.В. Патарин // Авиационные материалы и технологии. – 2014. – № 4. – С. 37–42

136. Улиг Г.Г. Коррозия и борьба с ней. Введение в коррозионную науку и технику / Г.Г. Улиг, Р.У. Ревы // Л.: Химия. – 1989. – 456 с.

137. Пустов Ю.А. Структурное состояние и коррозионная стойкость плазменного покрытия из никелевого сплава / Ю.А. Пустов, В.И. Калита, А.А. Турсунбаева, Д.И. Комлев, А.А. Радюк, А.Ю. Иванников // Перспективные материалы. – 2018. – № 7. – С. 57–66.

138. Зинченко Т.О. Химическое осаждение из газовой фазы для получения тонкопленочных структур // Современные проблемы естествознания: материалы IV региональной научно-практ. конф. студентов и молодых ученых, Грозный, 30 апреля 2020 года. – Махачкала: Чеченский государственный педагогический университет, АЛЕФ, 2020. – С. 12–17.

139. Howard J.W. Protective coatings-purpose, role and design / J.W. Howard // Materials Science and Technology. – 1986. – V. 2. – No 3. – P. 194–200.

140. Maasberg J. Erosion resistance of CoCrAl coatings active element additions / J. Maasberg, D.H. Boone, D.P. Whittle, A. Levy // Thin Solid Films. – 1981. – V. 84. – No 3. – P. 315–322

141. Гецов Л.Б. Термоусталостная прочность и жаростойкость защитных покрытий / Л.Б. Гецов, Л.И. Рыбников, Н.И. Лобина и др. // Проблемы прочности. – 1983. – № 2. – С. 69–72.

142. Защитные покрытия: учебн. пособие / М.Л. Лобанов, Н.И. Кардолина, Н.Г. Россина, А.С. Юровских. – Екатеринбург: изд-во Урал. ун-та, 2014. – 200 с.

143. Будиновский С.А. Экспериментально-расчетные исследования ионно-плазменных теплозащитных покрытий для лопаток турбин из интерметаллидных никелевых сплавов / С.А. Будиновский, П.В. Матвеев, А.А. Живушкин, Е.А. Тихомирова, Л.А. Беляева, С.М. Балакин // *Электromеталлургия*. – 2017. – № 2. – С. 16–25.

144. Агеев Е.В. *Металловедение и термическая обработка металлов и сплавов: учебн. пособие* / Е.В. Агеев, Д.А. Чумак-Жунь, А.Ю. Алтухов. – Курск: Юго-Зап. гос. ун-т, 2014. – 231 с.

145. Оленин М.И. Некоторые аспекты исследования коррозионных процессов на крепежных деталях из стали марки 25Х1МФ после алитирования / М.И. Оленин, В.И. Горынин, Б.И. Бережко, И.М. Ховратович, А.В. Пташник // *Вопросы материаловедения*. – 2018. – № 1 (93). – С. 182–189.

146. Трифонов В.В. Физические основы доалитирования на рабочих лопатках турбины / В.В. Трифонов // *Омский научный вестник*. – 2014. – № 1 (127). – С. 142–143.

147. Мубояджян С.А. Покрытие для защиты внутренней полости лопаток турбины из монокристаллических безуглеродистых жаропрочных сплавов / С.А. Мубояджян, А.Г. Галоян, В.П. Лесников, В.П. Кузнецов, Е.В. Мороз // *Упрочняющие технологии и покрытия*. – 2007. – № 10. – С. 49–54.

148. Беляев М.С. Влияние алюминидных покрытий на усталость сплава ЖС6У / М.С. Беляев, Н.Д. Жуков, М.П. Кривенко, В.В. Терехова // *Проблемы прочности*. – 1977. – № 11. – С. 34–38.

149. Young Stanley G. An experimental low cost silicon/aluminide high temperature coatings for superalloys / Stanley G. Young, Daniel L. Deadmore // *Thin Solid Films*. – 1980. – V. 73. – No 2. – P. 273–378.

150. Пишар Р. Основные параметры, определяющие строение и состав алюминидных покрытий жаропрочных сплавов на никелевой и кобальтовой основе // *Жаропрочные сплавы для газовых турбин*. – М.: *Металлургия*, 1981. – С. 106–124.

151. Никитин В.С. Современное состояние и перспективы развития отечественных газотурбинных энергетических установок / В.С. Никитин,

В.Н. Половинкин, В.В. Барановский // Труды Крыловского государственного научного центра. – 2017. – № 3 (381). – С. 75–90.

152. ТУ 17-3200-132-09137166-2015. Технические условия. Шихтовая заготовка из литейного жаропрочного сплава СЛЖС5-ВИ. М., 2015. – 6 с.

153. СТП 90.208-83. Металлы и сплавы. Рентгеноспектральный флуоресцентный метод анализа химического состава // Л.: ЦНИИ КМ «Прометей». – 1983. – 32 с.

154. ГОСТ 14080-78. Лента из прецизионных сплавов с заданным температурным коэффициентом линейного расширения. Технические условия // М.: ИПК Издательство стандартов. – 2003. – 17 с.

155. ГОСТ Р 57916-2017. Определение механических характеристик при динамическом нагружении // М.: Стандартиформ. – 2017. – 15 с.

156. ГОСТ 1497–84. Металлы. Методы испытаний на растяжение. – М.: Издательство стандартов, 1984. – 28 с.

157. ГОСТ 9651-84. Металлы. Методы испытаний на растяжение при повышенных температурах. – М.: ИПК Издательство стандартов. – 1984. – 28 с.

158. ГОСТ 3248-81. Металлы. Метод испытания на ползучесть. – М.: Издательство стандартов, 1988. – 11 с.

159. ГОСТ 10145-81. Металлы. Методы испытания на длительную прочность. – М.: Издательство стандартов. – 1981. – 13 с.

160. Васильев Б.Е. Формирование уравнений ползучести сплавов для расчетов кинетики напряженно-деформированного состояния высоко-температурных лопаток турбин / Б.Е. Васильев, Д.А. Магеррамиова // Вестник Московского авиационного института. – 2012. – Т. 19. – № 4. – С. 99–107.

161. Anoshina O.V. Modeling of changes in heat resistance of nickel-based alloys using Bayesian artificial neural networks / O.V. Anoshina, A.S. Trubnikova, O.B. Milder, D.A. Tarasov, A.A. Ganeev, A.G. Tyagunov // Letters on Materials – 2020. – V. 10. – No 1. – P. 106–111.

162. Расчет на прочность деталей машин: Справочник / И.А. Биргер, Б.Ф. Шорр, Г.Б. Иосилевич. – 3-е изд., перераб. и доп. – М.: Машиностроение, 1979. – 702 с.

163. Анализ: чем газотурбинные двигатели «Сатурна» лучше ГТД «Зоря-Машпроект». URL: <https://topwar.ru/114597-analiz-chem-gazoturbinnye-dvigateli-saturna-luchshe-gtd-zorya-mashproekt.html> (дата обращения: 10.03.2023).

164. Производство лопаток турбины ПАО «ОДК-Сатурн». URL: http://ucc-saturn.ru/upload/editifr/2021/49_0_ODK-Saturn_-_Proizvodstvo_lopatok_turbini.pdf. Дата обращения: 10.03.2023.

165. Заводов С.А. Разработка жаропрочного никелевого сплава для дисков перспективных газовых турбин на основе компьютерного метода оптимизации его состава и свойств: дис.....канд. техн. наук – Рыбинск, 2020. – 220 с.

166. СТО-07516250-2016. Стандарт организации. Методика проведения коррозионных испытаний образцов металлических материалов и покрытий на солевую коррозию // СПб.: ЦНИИ КМ «Прометей». – 2016. – 17 с.

167. ГОСТ Р 9.905-2007. Единая система защиты от коррозии и старения. Методы коррозионных испытаний. Общие требования // М.: Стандартинформ. – 2020. – 22 с.

168. ГОСТ 9.908-85. Единая система защиты от коррозии и старения. Металлы и сплавы. Методы определения показателей коррозии и коррозионной стойкости // М.: ИПК Издательство стандартов. – 1999. – 17 с.

169. ОСТ 1-90126-85. Сплавы жаропрочные литейные вакуумной выплавки // М.: ВИАМ – 1985. – 11 с.

170. Наприенко С.А. Влияние газовой среды на процесс разрушения замков рабочих лопаток наземных газотурбинных установок / С.А. Наприенко, Е.В. Филонова, Е.Б. Чабина, Д.С. Горлов // Проблемы машиностроения и надежности машин. – 2021. – № 3. – С. 86–94.

171. ГОСТ Р 51837-2001. Оборудование электротермическое. Общие методы испытаний // М.: ИПК Издательство стандартов. – 2002. – 12 с.

172. ГОСТ 6616-94. Преобразователи термоэлектрические. Общие технические условия // Минск: Межгосударственный совет по стандартизации, метрологии и сертификации. – 1994. – 15 с.

173. ГОСТ Р 52931-2008. Приборы контроля и регулирования технологических процессов. Общие технические условия // М.: Стандартинформ. – 2009. – 31 с.

174. ГОСТ 6130-71. Металлы. Методы определения жаростойкости // М.: Издательство стандартов. – 1971. – 16 л.

175. МВИ № 261.07.17.038/2009. Определение электрического сопротивления образцов нержавеющей и конструкционной стали с помощью омметра специализированного МСЗ-ИФМ // СПб.: ЦНИИ КМ «Прометей». – 2009. – 10 с.

176. ГОСТ 20018-74. Сплавы твердые спеченные. Метод определения плотности. – М.: Издательство стандартов. – 1986. – 11 с.

177. ГОСТ 23401-90. Порошки металлические. Катализаторы и носители. Определение удельной поверхности. – М.: Издательство стандартов. – 1991. – 12 с.

178. ТУ 51-940-80. Гелий газообразный. Технические условия. – М.: ВНИИГАЗ. – 33 с.

179. ГОСТ 9293-74. Азот газообразный и жидкий. Технические условия. – М.: Стандартинформ. – 18 с.

180. Балугев А.И. Практическое руководство по металлографии судостроительных материалов / А.И. Балугев, Л.А. Бозина и др. – Л.: Судостроение, 1982. – 184 с.

181. Chekuryaev A.G. Digital Characteristics of Microstructure of Diamond-Silicon Carbide Composites / A.G. Chekuryaev, S.N. Perevislov, V.N. Ivanov // Ceramics. – 2023. – No 6. – P. 1067–1077.

182. Макаренко К.В. Фрактальный анализ микроструктур графитизированных чугунов / К.В. Макаренко, Д.А. Илюшкин // Вестник Брянского государственного технического университета. – 2016. – № 1 (49). – С. 34–43.

183. Встовский Г.В., Колмаков А.Г., Бунин И.Ж. Введение в мультифрактальную параметризацию структур материалов. – Ижевск: Научно-издательский центр «Регулярная и хаотическая динамика», 2001. – 116 с.

184. Монастырская Е.В. Структура, фазовый состав и свойства коррозионно-стойкого жаропрочного сплава ЧС88У / Е.В. Монастырская, Г.И. Морозова, Ю.Б. Власов // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2006. – № 8 – С. 39–44.

185. Голиков И.Н., Масленков С.Б. Дендритная ликвация в сталях и сплавах. – М.: Металлургия, 1977. – 227 с.

186. Специальные стали. Учебник для вузов / Гольдштейн М.И., Грачев С.В., Векслер Ю.Г. – М.: Металлургия. – 1985. – 408 с.

187. Марочник сталей и сплавов. Изд. 2-е / А.С. Зубченко, М.М. Колосков, Ю.В. Каширский и др.; под общ. ред. А.С. Зубченко. – М.: Машиностроение, 2003. – 784 с.

188. Паршин А.М. Структура, прочность и радиационная повреждаемость коррозионно-стойких сталей и сплавов. – Челябинск: Металлургия. Челябинское отделение, 1988. – 656 с.

189. Александров А.В., Потапов В.Д., Державин Б.П. Сопротивление материалов: учеб. для вузов. 2-е изд. испр. – М.: Высш. шк., 2000. – 560 с.

190. Гецов Л.Б. Материалы и прочность деталей газовых турбин. В 2-х кн. – Рыбинск: Издательский дом «Газотурбинные технологии», 2010. – Кн. 2 – 496 с.

191. Пивоварова М.В. Ресурс деталей газотурбинных двигателей в условиях воздействия коррозионных сред / М.В. Пивоварова, И.Л. Гладких // Вестник Самарского университета. Аэрокосмическая техника, технологии и машиностроение. – 2019. – Т. 18. – № 3. – С. 109–117.

192. Махорин В.В. Повышение кратковременных механических свойств никелевых сплавов марок СЛЖС5-ВИ и ЖС32-ВИ за счет программного упрочнения, совмещенного с процессом старения / В.В. Махорин, М.И. Оленин, В.И. Горынин, А. Туркбоев // Вопросы материаловедения. – 2020. – № 3 (103). – С. 53–60.

193. Махорин В.В. Исследование механических свойств жаропрочного никелевого сплава СЛЖС5-ВИ для применения в горячем тракте газотурбинных двигателей морского назначения // Материалы XVII конференции молодых ученых и специалистов «Новые материалы и технологии» СПб.: НИЦ «Курчатовский институт» – ЦНИИ КМ «Прометей», 2018. – С. 47.

194. Махорин В.В. Влияние программного упрочнения и термодиффузионного алитирования на жаропрочность и жаростойкость монокристаллического жаропрочного никелевого сплава морского назначения / В.В. Махорин, М.И. Оленин // Неделя науки Санкт-Петербургского государственного морского технического университета. – 2022. – № 1-1. – EDN TDZLOE.

195. Махорин В.В. Влияние программного нагружения на микропористость монокристаллического жаропрочного никелевого сплава марки СЛЖС5-ВИ / В.В. Махорин, М.И. Оленин, С.Н. Петров, М.В. Старицын, Ю.М. Маркова, А.Г. Чекуряев // Материалы XXI конференции молодых ученых и специалистов «Новые материалы и технологии». СПб.: НИЦ «Курчатовский институт» – ЦНИИ КМ «Прометей», 2024. – С. 36–37.

196. Махорин В.В. Пути повышения жаропрочности и стойкости против солевой коррозии монокристаллического жаропрочного никелевого сплава марки СЛЖС5-ВИ / В.В. Махорин // Труды XXVI Конкурса бизнес-идей, научно-технических разработок и научно-исследовательских проектов под девизом «Молодые, дерзкие, перспективные». – СПб.: ИПЦ СЗИУ, 2024. – С. 37–38.

197. Зайнуллин Р.С. Обеспечение работоспособности оборудования в условиях механо-химической повреждаемости // Уфа: ИПК Госсобрание РБ. – 1997. – 426 с.

198. Дедек В.Л. Полосовая сталь для глубокой вытяжки. – М.: Metallurgia, 1970. – 208 с.

199. Прочность паровых турбин / под ред. Шубенко-Шубина Л.А. – М.: Машиностроение. – 1973. – 456 с.

200. Звягин П.Н. Прикладной анализ временных рядов: учебн. пособие. – СПб.: Издательство политехнического университета, 2008. – 98 с. (Математика в Политехническом университете).

201. Буров М.Н. Направления разработки и создания корабельного газотурбинного двигателя 5-го поколения / М.Н. Буров, В.А. Пономарев // Судостроение. – 2020. – № 4. – С. 29–34.

202. РД 50-672-88. Методические указания. Расчеты и испытания на прочность. Классификация видов изломов металлов // М.: Издательство стандартов. – 1989. – 22 с.

203. Растровая электронная микроскопия. Разрушение: справ. изд. / Энгель Л., Клингеле Г. / пер. с нем. – М.: Металлургия, 1986. – 232 с.

204. Фролов К.В. Машиностроение. Энциклопедия. Физико-механические свойства. Испытания металлических металлов / К.В. Фролов, Мамаева Е.А., Долбенко Е.Т. – М.: Машиностроение, 2010. – Т. II-1. – 851 с.

205. Карзов Г.П. Физико-механическое моделирование процессов разрушения / Г.П. Карзов, Б.З. Марголин, В.А. Швецова. – СПб.: Политехника, 1993. – 391 с.

206. Murakami Y. Metal fatigue: effects of small defects and nonmetallic inclusions. – Amsterdam: Elsevier, 2002. – 369 p.

207. Matuszewski K. Precipitation of Topologically Close Packed Phases in Ni-base Superalloys – the Effect of Re and Ru. – Erlangen: FAU University Press, 2016. – 198 p.

208. Кащенко Г.А. Основы металловедения. – Л.; М., 1949. – С. 273–278.

209. Махорин В.В. Структура литейного жаропрочного никелевого сплава и ее стабильность / В.В. Махорин, С.Н. Петров, А. Туркбоев, В.В. Десницкий // Неделя науки СПбПУ: мат-лы научн. конф.: Институт металлургии, машиностроения и транспорта. – СПб.: Политех-Пресс, 2018. – Ч. 1. – С. 163–165.

210. Абосделл А.М. Разработка высокоресурсных плазменных теплозащитных покрытий на основе оксида циркония для камер сгорания ГТД: дис.....канд. техн. наук. – Казань, 2006. – 151 с.

211. ОПО-07516250-001-2017: Материалы, покрытия и припои, разрешенные для применения в ГТД морского назначения. – СПб.: НИЦ «Курчатовский институт» – ЦНИИ КМ «Прометей». – 2017. – 30 с.

212. Валеева А.М. Искровое плазменное спекание жаростойких материалов для теплозащитных покрытий / А.М. Валеева, Н.С. Лучников // Техника и технологии машиностроения: мат-лы X междунар. науч.-техн. конф. – Омск, 2021. – С. 47–50.

213. Мубояджян С.А. Диффузионные алюминидные покрытия для защиты поверхности внутренней полости монокристаллических лопаток турбин из рений и рений-рутений-содержащих жаропрочных сплавов: Ч. 2 / С.А. Мубояджян, А.Г. Галоян // Металлы. – 2013. – № 2. – С. 46.

214. РД 50-412-83 Методические указания. Надежность в технике. Упрочнение деталей машин. Выбор режим алитирования по долговечности. Общие указания. – М.: Издательство стандартов, 1984. – 34 с.

215. Koech P.K. High-Temperature Corrosion Behaviour of Aluminized-Coated and Uncoated Alloy 718 Under Cyclic Oxidation and Corrosion in NaCl Vapour at 750°C / P.K. Koech, C.J. Wang // Oxid Met 2018. – No 90. – P. 713–735. URL: <https://doi.org/10.1007/s11085-018-9865-2>

216. Никитин В.И. Особенности газовой коррозии сплавов на никелевой основе / В.И. Никитин, И.П. Комиссарова, Г.Д. Пигрова и др. // Изв. АН СССР: Металлы. – 1982. – № 5. – С. 117–125.

217. Кубашевский О., Олкокк С.Б. Металлургическая термохимия / пер. с англ. – М.: Metallurgia, 1982. – 392 с.

218. Защита от коррозии, старения и биоповреждений машин, оборудования и сооружений: справочник / под ред. А.А. Герасименко. – М.: Машиностроение, 1987. – Т. 1. – 688 с.

219. Махорин В.В. Исследование влияния алитирования на коррозионную стойкость жаропрочного никелевого сплава СЛЖС5-ВИ / В.В. Махорин, М.И. Оленин, А. Туркбоев, С.А. Суворов // Материалы XVIII конференции

молодых ученых и специалистов «Новые материалы и технологии». – СПб.: НИЦ «Курчатовский институт» – ЦНИИ КМ «Прометей», 2019. – С. 27.

220. Махорин В.В. Воздействие морской среды при повышенных температурах на сплав СЛЖС5-ВИ // Материалы XVII конференции молодых ученых и специалистов «Новые материалы и технологии». – СПб.: НИЦ «Курчатовский институт» – ЦНИИ КМ «Прометей», 2018. – С. 46.

221. Махорин В.В. Структура алитированного слоя жаропрочного никелевого сплава и его влияние на сопротивление сульфидной коррозии // Неделя науки СПбПУ: мат-лы научн. конф.: В 2-х ч. – СПб., 2019. – СПб.: Политех-Пресс, 2020. – С. 218–221.

222. Махорин В.В. Разработка методов повышения жаропрочности и коррозионной стойкости монокристаллического никелевого сплава марки СЛЖС5-ВИ для лопаток газотурбинных двигателей морского назначения / В.В. Махорин, М.И. Оленин // Материалы XIX конференции молодых ученых и специалистов «Новые материалы и технологии». – СПб.: НИЦ «Курчатовский институт» – ЦНИИ КМ «Прометей», 2019. – С. 54–56.

223. Махорин В.В. Исследование стойкости к солевой коррозии сплава марки ЭП648-ВИ с защитными покрытиями / В.В. Махорин, М.И. Оленин, А. Туркбоев, С.А. Суворов // Материалы XX конф. молодых ученых и специалистов «Новые материалы и технологии». – СПб., НИЦ «Курчатовский институт» – ЦНИИ КМ «Прометей», 2023. – С. 45–46.

224. Орлов М.Р. Технологическое обеспечение ресурса рабочих лопаток первых ступеней турбины авиационных и наземных газотурбинных двигателей: автореф. дис. канд. техн. наук (05.16.01). – М., 2009. – 47 с.

225. Глушкова Д.Б. Повышение ресурса работы деталей судовых газотурбинных двигателей / Д.Б. Глушкова, Ю.Н. Дзюба // Вестник Харьковского национального автомобильно-дорожного университета. – 2008. – № 42. – С. 24–27.

226. Конструкционные стали и сплавы: учебн. пособие / Г.А. Воробьева, Е.Е. Складнова, В.К. Ерофеев, А.А. Устинова / под ред. Г.А. Воробьевой. – СПб.: Политехника, 2013. – 440 с.

227. Пат. 2772475 Российская Федерация МПК С22F 1/10. Способ химико-термической обработки литых монокристаллических лопаток из никелевых сплавов / Оленин М.И., Туркбоев А., Фукс М.Д., Романов О.Н., Горынин В.И., Махорин В.В.; заявитель и патентообладатель НИЦ «Курчатовский институт» – ЦНИИ КМ «Прометей». Заявл. 15.03.2021. Опубл. 20.05.2022. Бюл. № 14. – 9 с.

228. Металловедение: учеб. в 2-х т. Т. 2: Термическая обработка. Сплавы / И.И. Новиков, В.С. Золотаревский, В.К. Портной [и др.] / под общ. ред. В.С. Золотаревского. – 2-е изд., испр. – М.: Изд. Дом МИСиС, 2014. – 528 с.

ПРИЛОЖЕНИЕ А. Акт внедрения

АКТ

внедрения диссертационной работы

В.В. Махорина на тему: «Разработка способов повышения жаропрочности и коррозионной стойкости монокристаллического никелевого сплава марки СЛЖС5-ВИ для морских ГТД»

Настоящий акт составлен о том, что результаты диссертационной работы В.В. Махорина внедрены при проведении термодиффузионного алитирования опытных монокристаллических лопаток газотурбинных двигателей морского назначения из жаропрочного никелевого сплава марки СЛЖС5-ВИ.

Главный инженер
ПАО «ОДК-Сатурн», к.т.н.



И.В. Ильин

ПРИЛОЖЕНИЕ Б. Акт об использовании результатов работы**УТВЕРЖДАЮ**И.о. ректора СПбГТИ (ТУ),
канд. хим. наук



 Б.В. Цикаревский
 « » 2024 г.
АКТ

об использовании результатов диссертационной работы
 Махорина Владимира Владимировича
 на тему «Разработка способов повышения жаропрочности и
 коррозионной стойкости монокристаллического
 никелевого сплава марки СЛЖС5-ВИ для морских ГТД»,
 представленной на соискание ученой степени кандидата технических наук


Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования «Санкт-Петербургский государственный технологический институт (Технический университет)» (СПбГТИ (ТУ)) подтверждает, что использовал результаты диссертационного исследования Махорина В.В. в своей научно-образовательной деятельности.

В частности, на основании авторского способа термомеханического нагружения жаропрочного никелевого сплава марки СЛЖС5-ВИ, а также разработанной методики консервативной оценки напряжений и деформации изделия в оправке в ходе проведения термомеханического нагружения, была оформлена и внедрена на кафедре Теоретических основ материаловедения (ТОМ) технологическая инструкция № ТИ.25221.00001-2023 «Программное нагружение изделий из монокристаллического жаропрочного никелевого сплава марки СЛЖС5-ВИ».

Заведующий кафедрой
 Теоретических основ материаловедения
 СПбГТИ (ТУ), д-р техн. наук


 М.М. Сычев

Заведующий кафедрой
 Химической технологии тугоплавких
 неметаллических и силикатных материалов
 СПбГТИ (ТУ), д-р техн. наук


 И.Б. Пантелеев

Доцент кафедры
 Теоретических основ материаловедения
 СПбГТИ (ТУ), канд. техн. наук


 С.П. Богданов

Доцент кафедры
 Теоретических основ материаловедения
 СПбГТИ (ТУ), канд. хим. наук


 С.В. Мякин

ПРИЛОЖЕНИЕ В. ТИ.25221.00001-2023. Технологическая инструкция

ТИ.25221.00001 - 2023

УТВЕРЖДАЮ

Ректор СПбГТИ (ТУ), д-р техн. наук

 А.П. Шевчик

« _____ » _____ 2023 г.




ТЕХНОЛОГИЧЕСКАЯ ИНСТРУКЦИЯ

Программное нагружение изделий из монокристаллического жаропрочного никелевого сплава марки СЛЖС5-ВИ

Главный научный сотрудник
НИЦ «Курчатовский институт» –
ЦНИИ КМ «Прометей», д-р техн. наук

 М.И. Оленин

Заведующий кафедрой
теоретических основ материаловедения
СПбГТИ (ТУ), д-р техн. наук

 М.М. Сычев

Инженер 2 категории
НИЦ «Курчатовский институт» –
ЦНИИ КМ «Прометей»

 В.В. Махорин

Содержание

1	ОБЛАСТЬ ПРИМЕНЕНИЯ.....	1
2	НОРМАТИВНЫЕ ССЫЛКИ.....	1
3	ТЕРМИНЫ, ОПРЕДЕЛЕНИЯ И СОКРАЩЕНИЯ.....	2
4	ОБЩИЕ ПОЛОЖЕНИЯ.....	3
5	ТРЕБОВАНИЯ БЕЗОПАСНОСТИ И ОХРАНА ПРИРОДЫ.....	3
6	ТРЕБОВАНИЯ К ОБРАБАТЫВАЕМЫМ ИЗДЕЛИЯМ.....	5
7	ТРЕБОВАНИЯ К ПЕЧИ.....	5
8	ТРЕБОВАНИЯ К ОПРАВКЕ.....	5
9	МЕТРОЛОГИЧЕСКОЕ ОБЕСПЕЧЕНИЕ.....	6
10	ТРЕБОВАНИЯ К ГАЗАМ.....	6
11	МЕТОДИКА КОНСЕРВАТИВНОЙ ОЦЕНКИ НАПРЯЖЕНИЙ И СКОРОСТИ ДЕФОРМАЦИИ ИЗДЕЛИЯ В ОПРАВКЕ В ХОДЕ ПРОВЕДЕНИЯ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОГО НАГРУЖЕНИЯ.....	7
12	ПОДГОТОВКА К ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОМУ НАГРУЖЕНИЮ.....	8
13	ПРОВЕДЕНИЕ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОГО НАГРУЖЕНИЯ.....	8
14	КОНТРОЛЬ КАЧЕСТВА ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОГО НАГРУЖЕНИЯ	9
15	АКТ О ПРОВЕДЕНИИ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОГО НАГРУЖЕНИЯ...	10
16	ОХРАНА ОКРУЖАЮЩЕЙ СРЕДЫ.....	10
	ПРИЛОЖЕНИЕ А (ОБЯЗАТЕЛЬНОЕ) РЕЗУЛЬТАТЫ ДИЛАТОМЕТРИЧЕСКИХ ИСПЫТАНИЙ СТАЛИ МАРКИ 07Х15Н4М2Т В ДЕФОРМАЦИОННОЙ СИСТЕМЕ.....	11
	ПРИЛОЖЕНИЕ Б (СПРАВОЧНОЕ) ФИЗИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВА МАРКИ СЛЖС5-ВИ И СТАЛИ МАРКИ 07Х15Н4М2Т.....	12
	БИБЛИОГРАФИЯ.....	14

ТЕХНОЛОГИЧЕСКАЯ ИНСТРУКЦИЯ

Программное нагружения изделий из монокристаллического жаропрочного никелевого сплава марки СЛЖС5-ВИ

Дата введения 2023-10-09

1 Область применения

Настоящая технологическая инструкция (ТИ) распространяется на проведение программного нагружения (далее – термомеханического нагружения) изделий из монокристаллического жаропрочного никелевого сплава марки СЛЖС5-ВИ путем применения оправок.

ТИ распространяется на изделия из монокристаллического жаропрочного никелевого сплава марки СЛЖС5-ВИ и устанавливает порядок их обработки термомеханическим нагружением при повышенной температуре (900 ± 5) °С путем фиксации изделия в оправке с коэффициентом линейного расширения, отличным от материала изделия, по сравнению со сплавом марки СЛЖС5-ВИ. Термомеханическое нагружение проводится на воздухе, в среде из газов, образующихся при термодиффузионном алитировании, в вакууме или среде инертного газа (аргона).

Изделие с оправкой нагревают до температуры старения сплава с заданной скоростью нагрева, выдерживают в течение времени старения, а затем охлаждают до комнатной температуры с заданной скоростью охлаждения.

В ходе проведения термомеханического нагружения фиксируются скорость нагрева изделия, а также температура на поверхности изделия в процессе нагрева и выдержки.

2 Нормативные ссылки

В настоящей ТИ использованы ссылки на следующие документы:

ГОСТ РВ 0008-002-2013 Государственная система обеспечения единства измерений. Аттестация испытательного оборудования, применяемого при оценке соответствия оборонной продукции. Организация и порядок проведения.

ГОСТ Р 8.568-2017 Государственная система обеспечения единства измерений. Аттестация испытательного оборудования.

ГОСТ 12.1.003-83 Система стандартов безопасности труда. Шум. Общие требования безопасности.

ГОСТ 12.4.008-84 Система стандартов безопасности труда. Средства индивидуальной защиты. Метод определения поля зрения.

ПРИЛОЖЕНИЕ Г. Патент на изобретение

РОССИЙСКАЯ ФЕДЕРАЦИЯ

**ПАТЕНТ**

НА ИЗОБРЕТЕНИЕ

№ 2772475

**Способ химико-термической обработки литых
монокристаллических лопаток из никелевых сплавов**

Патентообладатель: *Федеральное государственное унитарное предприятие "Центральный научно-исследовательский институт конструкционных материалов "Прометей" имени И.В. Горынина Национального исследовательского центра "Курчатовский институт" (НИЦ "Курчатовский институт" - ЦНИИ КМ "Прометей") (RU)*

Авторы: *Оленин Михаил Иванович (RU), Туркбоев Ашурбек (RU), Фукс Михаил Дмитриевич (RU), Романов Олег Николаевич (RU), Горынин Владимир Игоревич (RU), Махорин Владимир Владимирович (RU)*

Заявка № 2021106867

Приоритет изобретения 15 марта 2021 г.

Дата государственной регистрации
в Государственном реестре изобретений

Российской Федерации 20 мая 2022 г.

Срок действия исключительного права
на изобретение истекает 15 марта 2041 г.

Руководитель Федеральной службы
по интеллектуальной собственности

Ю.С. Зубов

