

ФЕДЕРАЛЬНОЕ АГЕНТСТВО ВОЗДУШНОГО ТРАНСПОРТА

**ФЕДЕРАЛЬНОЕ ГОСУДАРСТВЕННОЕ БЮДЖЕТНОЕ
ОБРАЗОВАТЕЛЬНОЕ УЧРЕЖДЕНИЕ ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ
«МОСКОВСКИЙ ГОСУДАРСТВЕННЫЙ ТЕХНИЧЕСКИЙ УНИВЕРСИТЕТ
ГРАЖДАНСКОЙ АВИАЦИИ»**

На правах рукописи

РАТЕНКО ОЛЕГ АЛЕКСАНДРОВИЧ

**МЕТОДИКА ДИАГНОСТИРОВАНИЯ ТЕХНИЧЕСКОГО СОСТОЯНИЯ
ЛОПАТОК ТУРБИНЫ ГТД В ПРОЦЕССЕ ИХ ЭКСПЛУАТАЦИИ**

Специальность 05.22.14 – «Эксплуатация воздушного транспорта»

ДИССЕРТАЦИЯ
на соискание ученой степени
кандидата технических наук

Научный руководитель:
доктор технических наук,
профессор Петров Ю.В.

Москва 2022

| | |
|--|-----------|
| Введение | 4 |
| 1 Анализ влияния внешних условий на состояние жаропрочных сплавов лопаток турбин газотурбинных двигателей | 11 |
| 1.1 Эксплуатационные факторы, влияющие на свойства жаропрочных никелевых сплавов | 11 |
| 1.2 Общая характеристика никелевых жаропрочных сплавов, их структура и фазовый состав | 20 |
| 1.2.1 Жаропрочные материалы для современных газотурбинных двигателей | 21 |
| 1.2.2 Структура и фазовый состав жаропрочных никелевых сплавов..... | 25 |
| 1.3 Методы контроля состояния элементов турбин ГТД | 30 |
| 1.4 Анализ численных методов решения задачи контроля технического состояния лопаток турбин | 32 |
| Выводы по 1 главе..... | 35 |
| 2 Материалы и методы исследования. Математический аппарат разрабатываемой методики | 37 |
| 2.1 Материалы и методы исследования | 37 |
| 2.1.1 Металлографическое исследование | 37 |
| 2.1.2 Методика проведения испытания на кратковременную и длительную прочность | 39 |
| 2.2 Математический аппарат для разработки методики расчета остаточного ресурса лопаток турбин | 41 |
| Выводы по 2 главе..... | 48 |
| 3 Научные основы методики расчета остаточного ресурса лопаток турбин | 50 |
| 3.1 Теоретические обоснования разработки методики | 50 |
| 3.1.1 Температурно-силовое состояние лопаток турбин | 50 |

| | | |
|----------|--|------------|
| 3.1.2 | Изменение морфологических характеристик, обусловленное раздельным влиянием температур и напряжений | 54 |
| 3.2 | Влияние изменений морфологических характеристик γ' – фазы на механические свойства сплава..... | 63 |
| 3.2.1 | Влияние микроструктурных изменений сплава на кратковременные механические и жаропрочные свойства лопатки..... | 63 |
| 3.2.2 | Влияние микроструктурных изменений сплава на малоцикловую усталость | 68 |
| 3.2.3 | Влияние микроструктурных изменений сплава на ползучесть..... | 71 |
| | Выводы по 3 главе..... | 73 |
| 4 | Методика расчета остаточного ресурса лопаток турбин в процессе эксплуатации..... | 75 |
| 4.1 | Постановка задачи | 75 |
| 4.2 | Источник данных о тепловом состоянии лопаток турбин..... | 78 |
| 4.3 | Алгоритм расчета распределения температуры по сечению пера лопатки | 81 |
| 4.4 | Алгоритмы определения морфологических параметров частиц упрочняющей γ' -фазы..... | 90 |
| 4.4.1 | Определение объемной доли частиц упрочняющей γ' -фазы | 90 |
| 4.4.2 | Определение размера частиц упрочняющей γ' -фазы | 93 |
| 4.5 | Расчетная оценка остаточного ресурса лопаток турбины | 95 |
| 4.6 | Экспериментальная проверка разработанной методики..... | 97 |
| | Выводы по 4 главе..... | 101 |
| | Заключение..... | 103 |
| | Список сокращений и условных обозначений..... | 104 |
| | Список литературы | 105 |

Введение

Актуальность темы исследования. Удельный вес затрат авиакомпаний на проведение ТО и Р в общей структуре расходов составляет порядка 19-20%. По данным Никитенко А.А. разделение денежных средств внутри затрат на ТО и Р по состоянию на 2020 год примерно следующее: «ремонт и обслуживание двигателей – 41,6%; ремонт других узлов, осуществляемый путем закупки запасных частей – 18,5%; обслуживание фюзеляжа и плановое техническое обслуживание самолетов – 21,6%; линейное обслуживание – 18,3%» [30, с. 23]. Очевидно, что затраты авиакомпаний, связанные с обслуживанием и ремонтом ГТД, имеют наибольшее значение по сравнению с другими затратами. Кроме того, эта статья расходов продолжит расти дальше и, по существующим прогнозам, составит порядка 46,6% к 2025 году [30].

Высокие затраты на техническое обслуживание авиационных двигателей обусловлены сложностью их конструкции, применением дорогостоящих сплавов и покрытий, наличием большого числа компонентов, эксплуатируемых до выработки установленного ресурса (например, РЛ турбин и компрессоров, диски турбин и компрессоров и т.д.).

В обозримом будущем сложность конструкций авиационных двигателей продолжит расти. Это, прежде всего, связано с существующим запросом мирового сообщества на увеличение экономичности с одновременным повышением экологичности двигателей, а также отсутствие более дешевых, но не менее прочных материалов, аналогичных по свойствам применяемым в настоящее время ЖНС. В этой связи очевидным становится тот факт, что снизить затраты на ТО и Р ГТД возможно путем перевода его компонентов на эксплуатацию по состоянию.

Основываясь на статистических данных, можно утверждать, что на неисправности авиационных двигателей приходится порядка 25-43% от их общего количества [91]. При этом многие из них могут явиться причиной возникновения

аварийных и даже катастрофических ситуаций. Среди всех элементов ГТД компонентом, испытывающим наибольшие механические нагрузки при одновременном воздействии экстремально высоких температур, являются лопатки турбин. Разрушение лопаток турбин, происходящее во время эксплуатации, серьезно угрожает безопасности не только самого авиационного двигателя, но и ЛА в целом.

Неисправности каждой отдельной лопатки турбины, возникающие в процессе эксплуатации, зависят от таких параметров, как: количество циклов нагружения; свойств материала, из которого изготовлена лопатка; величины приложенных нагрузок и значений температур на входе в турбину и т.д. [23]. Основными причинами разрушения лопаток турбин, как правило, являются высокотемпературная усталость, разрушения в следствие ползучести, а также коррозия [71]. Однако, прежде чем возникнет макроскопическое повреждение, микроструктура сплава деформируется и деградирует. Основной причиной повреждения лопаток является деградация микроструктуры материала лопатки, которую в эксплуатации невозможно определить существующими методами. Это возможно лишь в ремонтных организациях путем разрушающего контроля. Поэтому изучение состояния микроструктуры сплава в процессе эксплуатации изделия является весьма важной задачей.

Структура современных ЖНС представляет собой матрицу (γ – фазу), имеющую ГЦК кристаллическую решетку, с включенными в нее частицами преципитата (γ' – фаза). Частицы упрочняющей γ' – фазы имеют в основном кубическую форму и в современных сплавах составляют более чем 70% от всех фаз, присутствующих в никелевом сплаве. В зависимости от вида сплава в нем также могут присутствовать карбиды и бориды.

Механические свойства жаропрочных сплавов напрямую зависят от параметров γ' – фазы: объемной доли, размерных параметров частиц, параметра пространственного расположения, параметра формы частиц [23]. Во время длительной эксплуатации под действием высоких температур размеры, форма и

морфология частиц γ' – фазы непрерывно изменяются. Ограниченная работоспособность лопаток турбин главным образом продиктована именно этими изменениями. Увеличение температуры существенно ускоряет эти нежелательные процессы. Если температура выше предельных значений, то частицы γ' – фазы могут полностью раствориться, приводя к резкому ухудшению высокотемпературных механических свойств и, как следствие, к преждевременному разрушению.

Существующие подходы определения остаточного ресурса лопаток турбин не учитывают микроструктурные изменения пера лопатки, возникающие в результате продолжительного воздействия высоких температур и оказывающие существенное влияние на механические характеристики лопатки. Кроме того, в настоящее время для оценки пригодности лопаток к эксплуатации в процессе ремонта ГТД используется метод, основанный на разрушающем контроле и состоящий из следующих этапов:

1. Разборка двигателя;
2. Отправка 2-ух лопаток на металлографическое исследование; подготовка микрошлифов с целью проведения анализа микроструктуры;
3. Сравнительная оценка микроструктуры с эталонным образцом;
4. Заключение о пригодности всего комплекта к дальнейшей эксплуатации.

В связи с этим весьма важным является разработка методики расчета остаточного ресурса лопаток турбин, основанной на учете деградации микроструктуры сплава, без применения разрушающего контроля.

Степень разработанности вопроса

Заваркиным В. Н. [14] предложена методика оценки эксплуатационной повреждаемости лопаток турбин, изготовленных из сплава ЖС-6У, основанная на учете изменений упругих характеристик материала в процессе эксплуатационных нагревов. Автором установлена четкая зависимость между процессом образования дефекта в микроструктуре сплава и величиной модуля Юнга.

Киселевым А.С. [19] представлен метод решения задачи прогнозирования ресурса и надежности РЛ турбин авиационного двигателя семейства НК-8

(конструктора Н.Д. Кузнецова), основанный на вероятностном подходе. Предложенный метод прогнозирования долговечности основывается на статистической информации изменения характеристик длительной прочности металла и данных об изменении нагруженности лопаток в условиях реальной эксплуатации.

Черновой Т.А. [50] предложена уточненная методика, позволяющая с использованием трехмерных математических моделей на этапе проектирования решить проблему обеспечения ресурса лопаток турбин с учетом данных о полях температур и температурных напряжениях.

Тем не менее существующие методики не устанавливают четкой и явной взаимосвязи между деградацией микроструктуры металла лопаток турбин и деградацией механических свойств. Кроме того, методика Черновой Т. А. не рассчитана на использование для оценки остаточной долговечности в эксплуатации.

Целью работы является разработка методики диагностирования технического состояния лопаток турбины ГТД для оценки их остаточного ресурса в процессе эксплуатации.

Поставленная в работе цель достигается путем решения следующих **основных задач:**

1. Исследование структуры и фазового состава современных ЖНС;
2. Исследование основных причин разрушения лопаток турбин в эксплуатации;
3. Определение влияния условий реальной эксплуатации на микроструктурные изменения в сплаве;
4. Определение морфологических характеристик микроструктурных компонентов;
5. Установление зависимости между микроструктурной деградацией сплава лопатки турбины и изменением механических свойств этой лопатки в условиях реальной эксплуатации двигателя;
6. Разработка алгоритма расчета распределения температуры по сечению пера лопатки с учетом нанесенного на нее ТЗП;

7. Разработка методики расчета остаточного ресурса лопатки турбины в следствие ползучести с учетом микроструктурных изменений в сплаве.

Научная новизна работы

1. Установлены закономерности изменения микроструктурного состояния в зависимости от значений действующих напряжений и температур;
2. Теоретически обосновано и экспериментально установлено влияние микроструктурного состояния сплава на механические свойства лопаток турбин;
3. Разработан алгоритм расчета распределения температуры по профилю пера лопатки с учетом нанесенного ТЗП;
4. Разработана методика расчета остаточного ресурса лопатки турбины в следствие ползучести с учетом микроструктурных изменений в сплаве.

Практическая значимость результатов работы

1. Разработан алгоритм расчета распределения температуры по профилю пера лопатки с учетом нанесенного ТЗП, позволяющий упростить идентификацию наиболее термически нагруженных зон профиля лопатки;
2. Разработана методика расчета остаточного ресурса лопатки турбины в следствие ползучести с учетом микроструктурных изменений в сплаве, позволяющая определить остаточный ресурс лопатки в эксплуатации без использования методов разрушающего контроля.

Данные результаты могут найти широкое применение в практике оценки состояния элементов авиационных двигателей на парке воздушных судов авиакомпаний.

Достоверность полученных результатов

Достоверность результатов, полученных в ходе проведенных исследований, подтверждается:

1. Корректным применением для построения математических моделей фундаментальных законов, а также теоретических положений металловедения и стереометрической металлографии;
2. Использованием современного оборудования для проведения исследований стандартизованных сплавов;

3. Близостью результатов, полученных автором, с данными других работ.

Апробация работы

Основные материалы диссертационной работы обсуждались на конференциях, научно-технических семинарах и конкурсах:

1. «Молодые ученые транспортной отрасли». Министерство транспорта РФ, г. Москва, 2017 г.;

2. III международной заочной научно-практической конференции УО "Белорусская государственная академия авиации", г. Минск, 2018 г.;

3. X международной научно-технической конференции «Авиамашиностроение и транспорт Сибири», г. Иркутск, 2018 г.;

4. XLV Международной молодежной научной конференции «Гагаринские чтения – 2019», г. Москва, 2019 г.;

5. 11-ом Всероссийском межотраслевом молодежном конкурсе научно-технических работ и проектов, г. Москва, 2019 г.

Личный вклад автора

Автором разработан алгоритм расчета распределения температуры в сечении пера лопатки турбины с учетом нанесенного ТЗП. Принимал непосредственное участие в проведении экспериментов и обсуждении их результатов. Разработал методику расчета остаточного ресурса лопатки турбины, основанную на учете микроструктурных изменениях в сплаве.

Публикации по теме диссертации

Основные материалы, входящие в диссертационную работу, опубликованы в 3 (21 стр.) статьях в рецензируемых научных журналах из перечня ВАК при Минобрнауки РФ, а также 3 (13 стр.) публикации в трудах международных конференций.

Структура и объем диссертационной работы

Работа состоит из введения, четырех разделов, заключения, списка сокращений и условных обозначений, списка литературы. Полный объем диссертационной работы составляет 115 страниц машинописного текста, с 53 иллюстрациями и 18 таблицами. Список литературы состоит из 111 наименований.

Положения, выносимые на защиту

1. Результаты анализа структуры и фазового состава современных ЖНС;
2. Закономерности влияния условий реальной эксплуатации на микроструктурные изменения упрочняющей γ' – фазы;
3. Теоретически обоснованное и экспериментально установленное влияние микроструктуры сплава на механические свойства сплава;
4. Алгоритм расчета распределения температуры по сечению пера лопатки с учетом нанесенного на нее ТЗП;
5. Методика расчета остаточного ресурса лопаток турбин, основанная на учете микроструктурных изменений сплава.

1 Анализ влияния внешних условий на состояние жаропрочных сплавов лопаток турбин газотурбинных двигателей

1.1 Эксплуатационные факторы, влияющие на свойства жаропрочных никелевых сплавов

В процессе эксплуатации ГТД происходит неизбежное изменение их технического состояния, обусловленное воздействием как внешних эксплуатационных факторов, так и внутренних факторов. К числу внешних факторов можно отнести [47]:

1. Эксплуатацию авиационных двигателей в широком диапазоне режимов (запуск, руление, взлет, набор высоты, крейсерский полет, снижение и заход на посадку, активация реверса тяги и останов);

2. Интенсивность выполнения рейсов и их продолжительность;

3. Особенности технической эксплуатации двигателей: вариации программ технического обслуживания, наличие авторизованных инструментов для технического обслуживания и стендов и т.д.;

4. Эксплуатация в различных климатических условиях: в районах крайнего севера, в пустынных местностях, тропических регионах и т.д.;

5. Человеческий фактор: квалификация летного и технического персонала.

Внутренними факторами являются:

1. Воздействие газового потока, приводящее к возникновению как динамических, так и статических нагрузок;

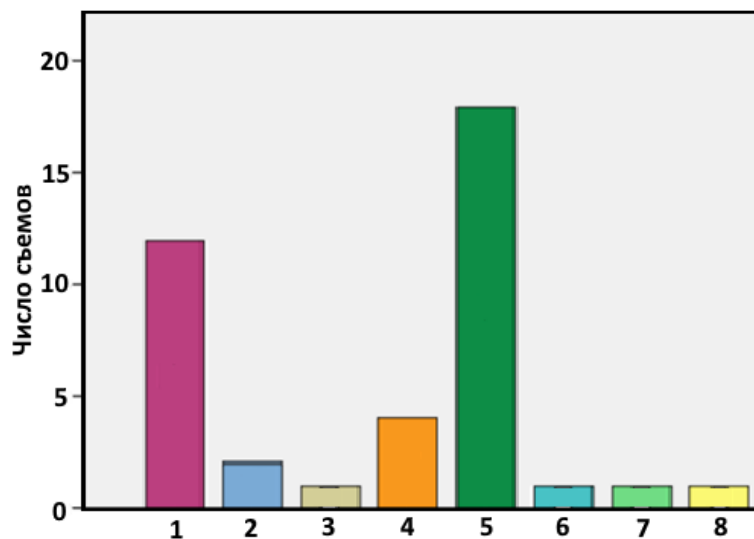
2. Воздействие инерционных сил и моментов, связанных с эволюциями ЛА, изменениями скоростей полета, вращениями роторов ГТД;

3. Воздействие высоких температур газа и неравномерный нагрев элементов конструкции ГТД.

Суммарное влияние перечисленных выше факторов приводит к изменению технического состояния ГТД, возникновению неисправностей и повреждений, приводящих к снижению уровня безопасности полетов и эффективности использования авиационного двигателя.

С точки зрения совокупного воздействия эксплуатационных факторов элементы ТВД ГТД являются самыми нагруженными изделиями [2]. Именно поэтому количество отказов ГТД, обусловленных неисправностями ТВД превалирует над остальными, что подтверждается статистическими данными.

Так в работе Гирмачева [81] проведен анализ причин съема и отправки в ремонт двигателей CFM56-7B, PW150 и PW4000 во флоте авиакомпании Ethiopian airlines (рисунок 1.1, 1.2, 1.3), который установил, что основными повреждениями, приводящими к отправки двигателей в ремонт, являются повреждения элементов ТВД.



- | | |
|---|--|
| 1 - повреждения камеры сгорания | 5 - повреждения элементов турбины высокого давления |
| 2 - рекомендация производителя | 6 - замена в связи с исчерпанием ресурса |
| 3 - попадание посторонних предметов | 7 - повреждения элементов компрессора низкого давления |
| 4 - повреждения элементов компрессора высокого давления | 8 - повреждения элементов турбины высокого давления |

Рисунок 1.1 – Статистические данные причин съёмов двигателей PW150, устанавливаемых на Bombardier Q400

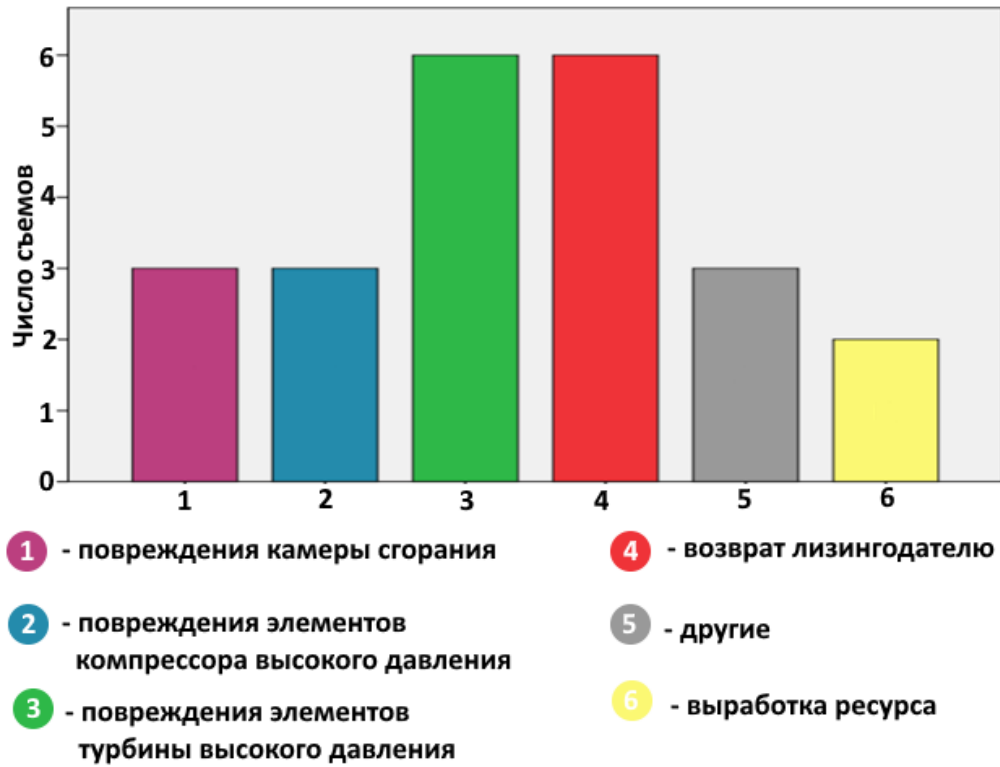


Рисунок 1.2 – Статистические данные причин съёмов двигателей PW4000, устанавливаемых на Boeing 777



Рисунок 1.3 – Статистические данные причин съёмов двигателей CFM56-7B, устанавливаемых на Boeing 737

В работе Заваркина В.Н. [14] приведена статистика причин досрочных съёмов отечественных двигателей Д-30КП, Д-30КУ, Д-30КУ-154 (таблица 1.1). Видно, что суммарная частота дефектов турбин в два и более раза превосходит количество отказов других частей ГТД.

Таблица 1.1 - Примерное распределение отказов, приведших к досрочному снятию двигателей с эксплуатации [14]

| Причины съёма, % | Компрессор | Турбина | Привод | Камера сгорания | Топливная система |
|------------------|------------|---------|--------|-----------------|-------------------|
| Д-30КП | 35 | 57 | 6 | 2 | - |
| Д-30КУ | 24 | 69 | - | 7 | - |
| Д-30КУ-154 | 27 | 44 | 12 | 12 | 5 |

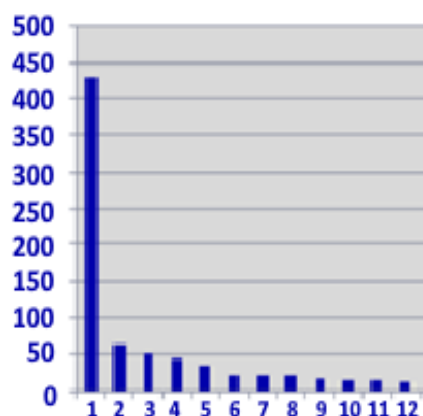
В таблице 1.2 [31] представлен список основных видов повреждений деталей ГТД с указанием процентной доли частот их появления в процессе эксплуатации, составленный на основе данных от ремонтных организаций Российской Федерации.

Таблица 1.2 - Данные по процентной составляющей видов повреждений, приводящих к отправке ГТД в ремонт [31]

| Вид повреждения ГТД, установленных на неманевренных ЛА | % от поступающих в ремонт |
|--|---------------------------|
| Повреждения от посторонних предметов | 15 |
| Эрозионное повреждение лопаток компрессора | 70 |
| Забоины на лопатках | 65 |
| Коррозия силовых корпусов | 75 |
| Повреждение элементов конструкции 1-й ступени турбины | 75...80 |

| Вид повреждения установленных на неманевренных ЛА | ГТД, | % от поступающих в ремонт |
|---|------|---------------------------|
| Повреждение элементов масляной системы | | 5 |
| Повреждение элементов топливной системы | | 75...85 |
| Коррозия входного устройства | | 55 |
| Трещины жаровой трубы | | 80 |
| Прочие | | 0...5 |

Информация, представленная компанией CFM International, дает ясную картину причин отправок в ремонт ГТД, демонстрирующую большое количество случаев съем двигателей по причинам возникновения различных повреждений лопаток ТВД (рисунок 1.4) [72].



| № | Причины отправки в ремонт | Количество | Процентное соотношение от общего числа |
|----|---|------------|--|
| 1 | Замена компонентов, эксплуатируемых до выработки ресурса | 431 | 48,54% |
| 2 | Выполнение сервисных бюллетеней | 62 | 6,98% |
| 3 | Повреждения лопаток соплового аппарата турбины низкого давления | 52 | 5,86% |
| 4 | Окисление лопаток турбины высокого давления | 44 | 4,95% |
| 5 | Возврат лизингодателю | 35 | 3,94% |
| 6 | Про активный съем | 22 | 2,48% |
| 7 | Повреждение VSV | 22 | 2,48% |
| 8 | Трещины лопаток высокого давления | 22 | 2,48% |
| 9 | Разрушение сопловых лопаток турбины высокого давления | 17 | 1,91% |
| 10 | По параметрическим данным | 14 | 1,58% |
| 11 | По требованию эксплуатанта | 14 | 1,58% |
| 12 | Разрушение подшипника №4 | 13 | 1,46% |

Рисунок 1.4 – Статистические данные причин досрочной отправки в ремонт двигателей CFM56-7B

Приведенные данные наглядно демонстрируют большую долю отказов, связанных с повреждениями ТВД и главным образом лопаток турбин. В большей степени это обусловлено особенностью среды, в которой они работают: высокие значения центробежных сил; совокупность нагрузок от действия газового потока; высокие значения температур, а также агрессивность рабочей среды.

Среди всей совокупности отказов и неисправностей лопаток турбин ГТД можно выделить следующие:

1. Механические повреждения элементов конструкции ГТД (забоины лопаток, царапины и т.п.) (рисунок 1.5). Данный вид повреждения чаще характерен для лопаток компрессоров, реже – для лопаток турбин.

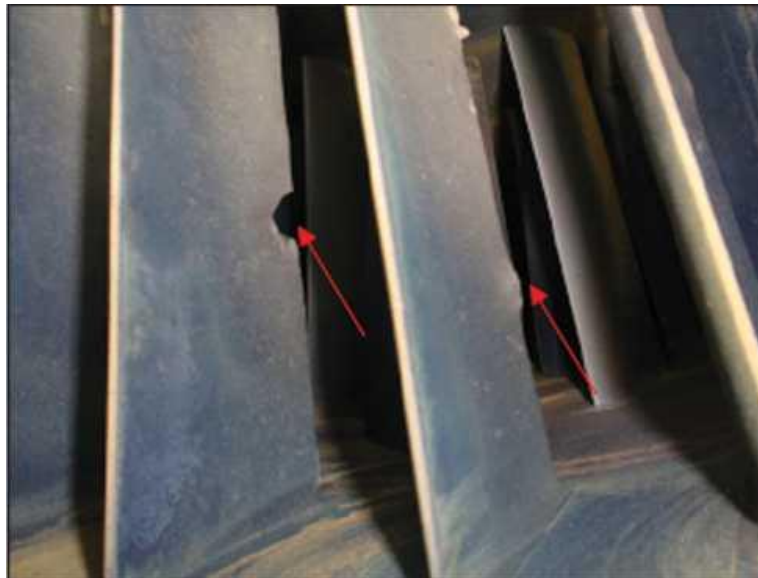


Рисунок 1.5 – Механические повреждения лопаток первой ступени компрессора низкого давления

2. Повреждения от вибрационных нагрузок (высокоцикловая усталость), возникающие, как правило, на резонансных режимах работы двигателя, под действием аэродинамических нагрузок (рисунок 1.6).

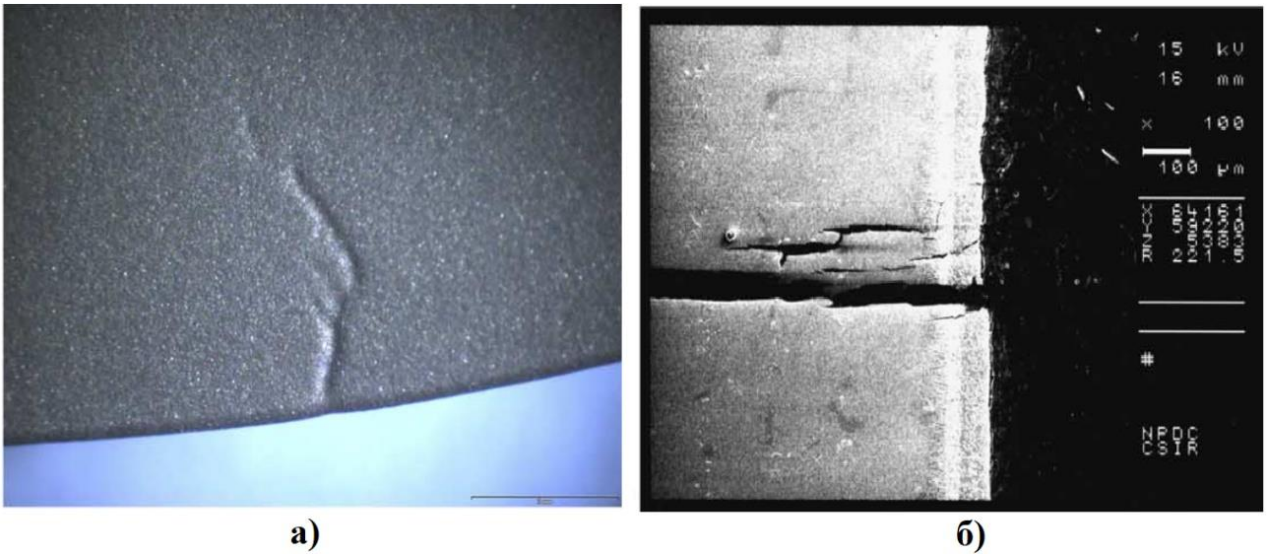


Рисунок 1.8 – а) – повреждение от ползучести, обнаруженное при инспектировании лопатки; б) – возникновение растрескивания в материале лопатки, наблюдаемое при 100-кратном увеличении под микроскопом

5. Термические повреждения СА и РЛ (рисунок 1.9).



Рисунок 1.9 – Прогар лопатки СА

6. Коррозионные повреждения поверхностей лопаток, обусловленные воздействием агрессивной газовой смеси, выходящей из камеры сгорания (рисунок 1.10).



Рисунок 1.10 – Корродированная лопатки

7. Эрозионные повреждения поверхностей лопаток, связанные с попаданием частиц пыли и песка (рисунок 1.11).



Рисунок 1.11 – Эрозионное повреждение лопаток ГТД.

8. Износ и отшелушивание защитных покрытий лопаток турбин (рисунок 1.12).



Рисунок 1.12 – Отшелушивание защитного покрытия лопаток

Среди рассмотренных выше повреждений лопаток турбин ГТД усталостное разрушение и разрушение при ползучести являются наиболее опасными [44,45].

1.2 Общая характеристика никелевых жаропрочных сплавов, их структура и фазовый состав

Развитие повреждений при ползучести и усталости начинается еще на уровне микроструктуры металла. Для определения основных упрочняющих элементов микроструктуры сплавов, используемых при изготовлении лопаток турбин, и влияния их состояния на механические свойства лопаток исследованы характеристики ЖНС.

1.2.1 Жаропрочные материалы для современных газотурбинных двигателей

ЖНС представляют собой дисперсионно-твердеющие материалы, способные надежно функционировать при высоких температурах благодаря включенным в их микроструктуру частицам γ' – фазы, образующимся в результате распада пересыщенной γ -фазы (матрицы) в процессе охлаждения от величин температур ниже γ' – сольвус (рисунок 1.13) [22, 75]. Кроме того, дополнительное упрочнение в никелевых сплавах достигается частицами карбидов и боридов, однако из соображений прочности их объемное содержание не превышает 1,5 – 2%.

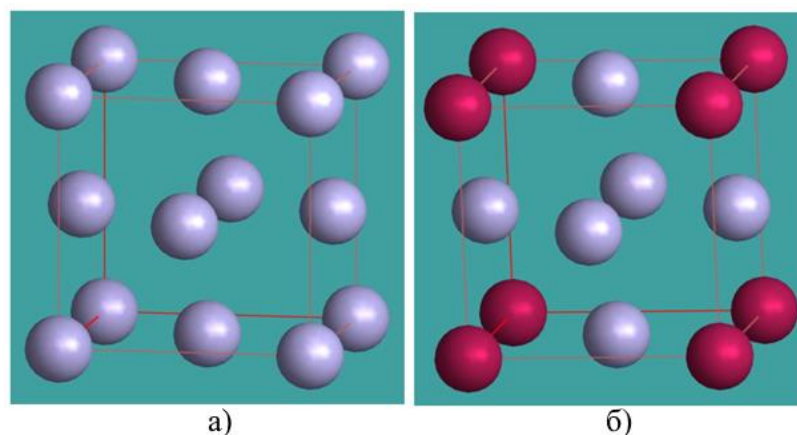


Рисунок 1.13 – Схемы, показывающие расположение атомов Ni и Al в а) упорядоченной γ -фазе б) неупорядоченном γ -растворе. Серые сферы представляют атомы Ni или другие замещающие элементы, такие как Co, Cr, Mo и т. д.; тогда как розовые сферы представляют атомы Al или другие γ' -стабилизирующие замещающие элементы, такие как Ti, Ta, Hf и т. д.

ЖНС по способу получения деталей принято классифицировать следующим образом [23]:

а) Деформируемые сплавы – сплавы, предназначенные для изготовления изделий посредством пластической деформации в холодном или горячем состоянии (рисунок 1.14).

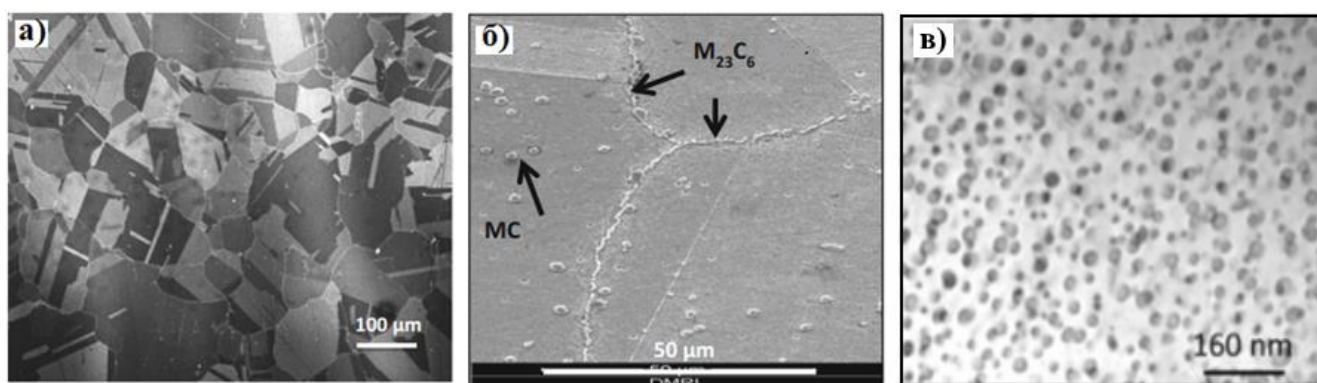


Рисунок 1.14 – Микроструктура деформируемого сплава а) – одноосная зернистая структура, б) – границы зерен и распределение карбидов, в) – сферические частицы γ' – фазы

б) Литейные сплавы – сплавы, предназначенные для изготовления деталей методом фасонного литья, и, сохраняющие особенности литой структуры в готовых изделиях (рисунок 1.15).

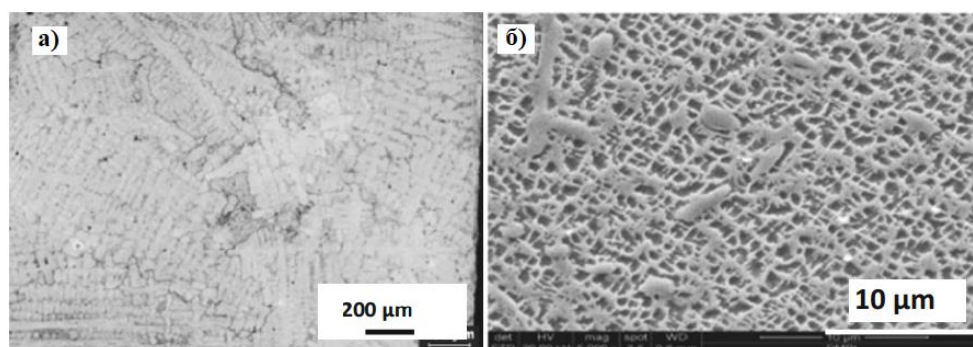


Рисунок 1.15 – Микроструктура литейного сплава: а) - дендриты в структуре грубого равноосного зерна; б) - карбиды MC-типа и почти кубоидальные частицы γ' – фазы

с) Дисперсионно-упрочненные сплавы – сплавы, представляющие собой композиционные спеченные материалы, состоящие из искусственно введенных и равномерно распределенных частиц фаз, не вступающих в реакцию с матрицей и не растворяющихся в ней до температуры плавления (рисунок 1.16).

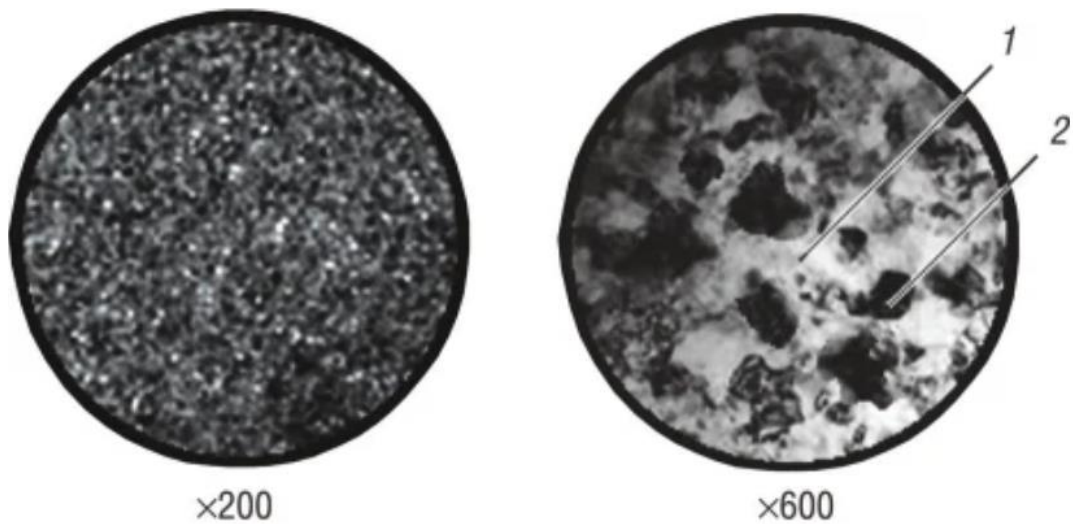


Рисунок 1.16 – Микрофотографии дисперсионно-упрочненного композиционного материала (1-матрица, 2-наполнитель)

В настоящее время известны и широко применяются литейные ЖНС с такими видами кристаллической структуры, как: поликристаллическая (равноосная), столбчатая (направленная) и монокристаллическая (рисунок 1.17) [23, 41].

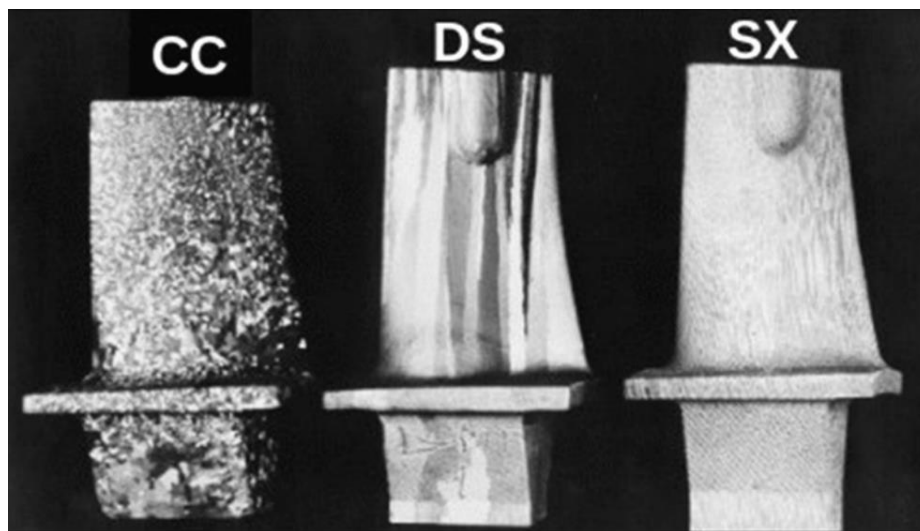


Рисунок 1.17 – Лопатки турбин с CC - поликристаллической структурой, DS – направленной структурой, SX – монокристаллической структурой

Структура поликристаллических сплавов представляет собой зерна. Границы зерен практически одинаково удалены от центра [76]. Прочностные характеристики изделий, имеющих подобную структуру, напрямую связаны с

уровнем совершенства границ зерен, регулируемое микролегированием и условиями кристаллизации. Среди сплавов с равноосной структурой можно отметить отечественные: ВЖЛ12У, ЖС16, ЖС6У, и зарубежные: IN100, MAR M200, Rene 150, IN738, Udimet 700.

Как известно в условиях ползучести разрушение ЖНС с равноосной структурой происходит в межзернном пространстве [23]. Трещины образуются по участкам границ, расположенным перпендикулярно действующим растягивающим напряжениям. Путем поверхностного модифицирования металла лопаток удается оптимизировать структуру границ зерен, что приводит к повышению надежности и ресурса лопаток при эксплуатации.

Большого улучшения характеристик жаропрочности и работоспособности сплавов удалось достигнуть путем устранения поперечных границ зерен, являющихся наиболее уязвимым местом с точки зрения прочности материала лопаток. Это удалось реализовать использованием метода направленной кристаллизации отливок [23]. Данная технология литья позволила формировать границы зерен кристаллов вдоль пера лопатки, что дало возможность избежать возникновения напряжений растяжения от центробежных сил на границах зерен. К числу широко известных никелевых сплавов с направленной кристаллической структурой можно отнести отечественные: ЖС26У, ЖС30, и зарубежные: PWA1422, CM247LC, DMD4.

С целью дальнейшего повышения эксплуатационных свойств сплавов были проведены разработки, связанные с возможностью устранения направленных параллельно оси нагружения границ зерен. Результатом многочисленных исследований ученых стало создание лопаток с монокристаллической структурой [69]. Наиболее часто применяемыми монокристаллическими сплавами являются отечественные: ЖС30М, ЖС-32, ЖС-36, ВЖМ-4, ВЖМ-6, и зарубежные: CMSX-2, PWA1480, TMS-138, Rene№6.

Детали, выполненные из ЖНС и имеющие структуру монокристалла обладают наилучшими характеристиками прочности, пластичности, стойкости к усталостному разрушению [13].

1.2.2 Структура и фазовый состав жаропрочных никелевых сплавов

Современные ЖНС, используемые для производства высокоответственных изделий авиационных двигателей, работающих при высоких температурах, имеют сложное строение на различных иерархических уровнях. На атомном уровне никелевые сплавы представляют собой тонко сбалансированную систему, включающую в свою структуру не только основные компоненты никель и алюминий, но и порядка 10-15 легирующих элементов. На макро- и мезоскопическом уровнях эти сплавы представляют собой гетерофазные системы, состоящие из различных фаз, отличающихся не только по размеру, объемному содержанию и пространственному расположению, но и по химическому составу и типу кристаллических решеток [11, 103].

Свойства ЖНС такие, как жаропрочность, сопротивление усталости, пластичность, напрямую коррелируются с химическим и фазовым составом, а также структурой самого сплава. В связи с этим для повышения работоспособности и улучшения эксплуатационных свойств материала необходимо формирование оптимальной структуры сплава в процессе литья и термической обработки.

Литейные ЖНС являются дисперсионно-твердеющим сплавами. В них упрочнение достигается частицами γ' – фазы, представляющими собой упрочненный твердый раствор, основой которого является интерметаллидное соединение Ni_3Al с кристаллической решеткой типа $L1_2$ (Cu_3Au) (рисунок 1.18) [51]. В общем случае в начальной стадии образования упрочняющая фаза имеет преимущественно равномерное распределение и кубическую форму [49]. Сверхструктура типа $L1_2$ сохраняет дальний порядок вплоть до температуры плавления, составляющей примерно $1385^\circ C$. Сама матрица (γ – фаза) имеет аналогичную γ' – фазе гранецентрированную решетку и является неупрочненным твердым раствором замещения, отличающимся периодом кристаллической решетки по сравнению с таковым упрочняющей фазы [37].

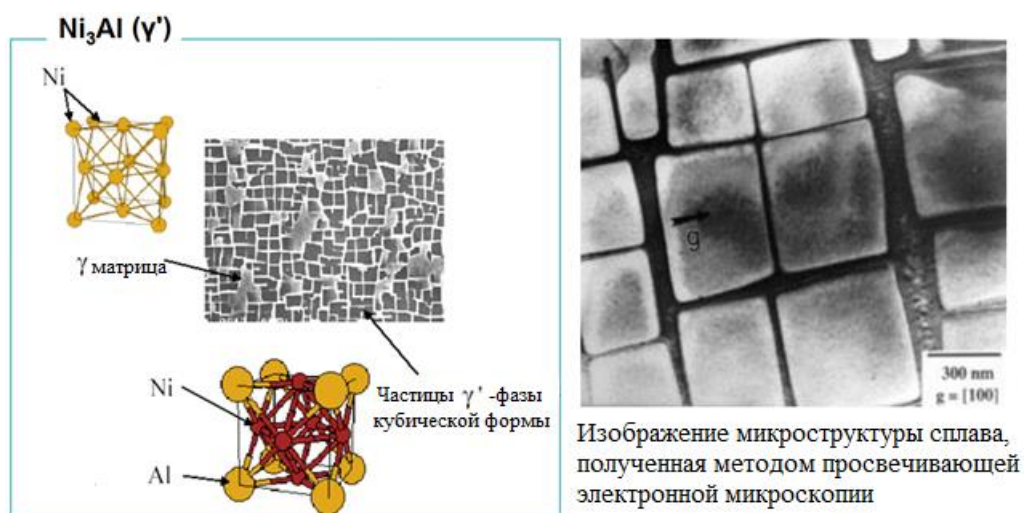


Рисунок 1.18 – Микроструктура никелевого сплава

Прочность дисперсионно-твердеющих сплавов прямым образом зависит от таких параметров, как: расстояние между частицами, размера и объемной доли частиц γ' – фазы. Известно, что расстояние между частицами прямо пропорционально размеру частицы и обратно пропорционально корню квадратному из объемной доли дисперсной фазы, иными словами прочность сплава тем больше, чем меньше размер частиц γ' – фазы и больше их объемная доля [26]. Уравнение прочности дисперсионно-упрочненного сплава имеет следующий вид (1.1) [23]:

$$\sigma = \sigma_{\theta} + \frac{c\sqrt{f}}{d}, \quad (1.1)$$

где σ_{θ} -временное сопротивление матрицы;

c – константа, учитывающая в себя вектор Бюргера и модуль сдвига матрицы;

f - объемная доля упрочняющих частиц;

d - размер (диаметр) частиц.

На рисунке 1.19 представлена зависимость долговечности сплава TMS-75 при ползучести от объемного содержания частиц γ' -фазы, полученных в результате эксперимента в различных условиях [98].

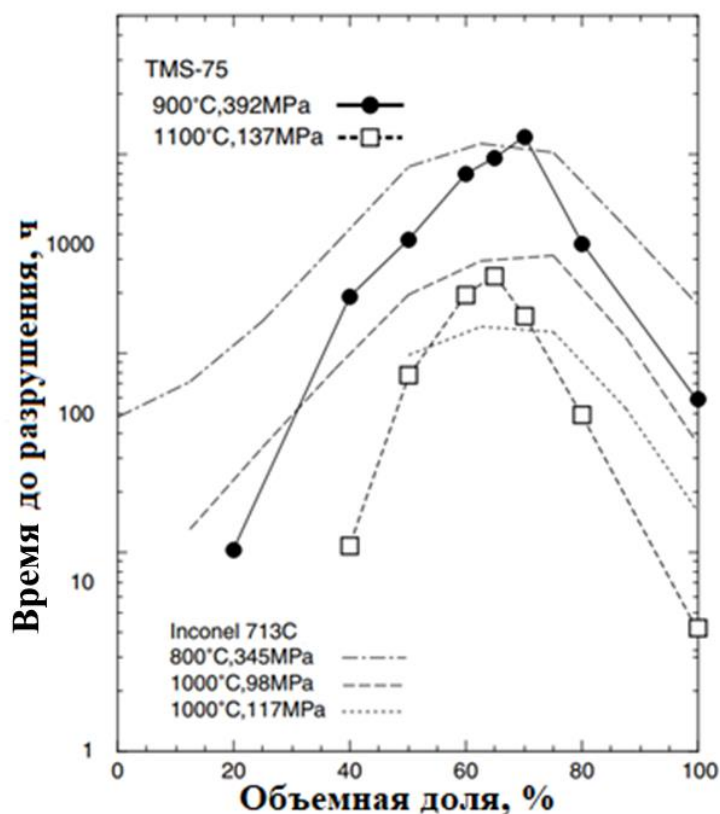


Рисунок 1.19 – Зависимость времени до разрушения от объемной доли γ' -фазы

Видно, что наибольшее значение длительной прочности наблюдается при объемной доле γ' -фазы равной 65-70%. При дальнейшем увеличении или наоборот при уменьшении объемной доли частиц упрочняющей фазы происходит значительное снижение времени до разрушения изделия.

В работе Декера [74] упоминается о наличии линейной зависимости: увеличение 100-часовой длительной прочности сплава с ростом величины объемной доли выделений γ' – фазы от 0,15 до 0,6 при температуре 705-980°C. Аналогичные данные получены Джексоном [109] при исследовании сплава MAR-M 200: вследствие роста количества выделений упрочняющей фазы зафиксировано увеличение долговечности в условиях высокотемпературной ползучести при температуре 982°C.

Прочность дисперсионно-твердеющих сплавов зависит не только от объемной доли частиц, но и от их размера [7, 56].

На рисунке 1.20 представлена зависимость предела длительной прочности жаропрочного никелевого сплава CMSX-10 от размера частиц γ' – фазы [56]. Видно, что с постепенным увеличением среднего размера частиц происходит снижение значения предела длительной прочности.

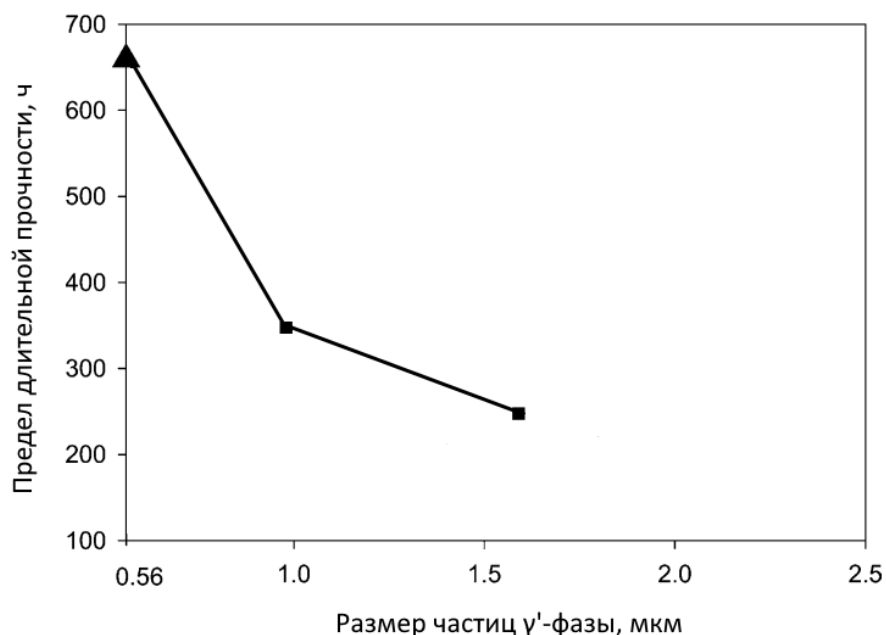


Рисунок 1.20 – Зависимость предела длительной прочности от размера частиц γ' – фазы

Отклоняющиеся от нормы условия работы двигателя: высокотемпературные забросы, высокие скорости вращения (по сравнению с расчетными) - ускоряют нежелательные процессы микроструктурного изменения (коагуляция частиц упрочняющей фазы, увеличение их размера и уменьшение объемной доли) и часто приводят к преждевременным поломкам лопаток, вызванным механизмами ползучести или усталости [85, 94, 107]. Кроме этого, деградация микроструктуры сплава, обусловленная коагуляцией и ростом размера частиц γ' – фазы изменяет процесс зарождения и развития трещин, теперь они формируются не на поверхности, а в глубине металла на границе зерен (рисунок 1.21) [79].

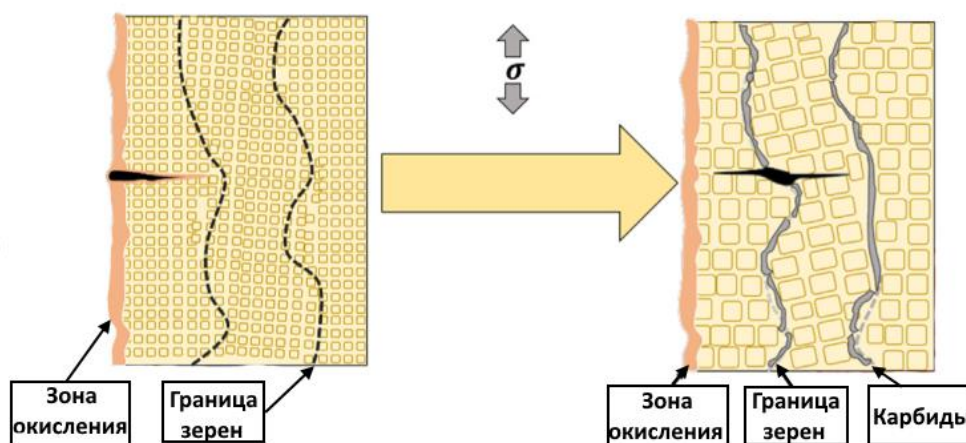


Рисунок 1.21 – Изменение процесса зарождения трещины на межзеренной границе

В ЖНС с равноосной и направленной структурой помимо матрицы и γ' – фазы имеются карбидные и боридные фазы, а также топологически плотноупакованные фазы [26, 39].

Основная упрочняющая роль карбидов проявляется при температурах, превышающих границы растворимости выделений γ' – фаз (выше 1200 °С), что обусловлено их большей термостабильностью.

Наличие карбидов оказывает положительное влияние на длительную прочность сплавов при высоких температурах. Кроме того, карбиды, вступая в реакцию с элементами, входящими в состав матрицы, влияют на пластичность и химическую стабильность сплава.

В зависимости от режимов термической обработки и уровня легирования карбидообразующими элементами в сплавах образуются следующие типы карбидов: MC , $M_{23}C_6$, M_6C .

Доля боридов в ЖНС весьма мала и составляет 0,005-0,02 мас.%. Бориды, равно как и карбиды, оказывают двойное влияние на свойства жаропрочных сплавов. С одной стороны, бориды, образуясь на границах зерен, препятствуют ходу диффузионных процессов, снижают поверхностную энергию границ и тем самым оказывают благоприятное воздействие на работоспособность материала. С

другой, являются причиной оплавления по границам зерен при высоких температурах.

К числу топологически плотноупакованных фаз с высокой твердостью относятся σ -, μ – фазы и др. [40]. Образование данных фаз в ЖНС нежелательно в связи с их отрицательным влиянием на эксплуатационные свойства [32, 48]. Так, образуясь в виде пластин, данные фазы снижают сопротивление разрушению при высоких температурах, а также оказывают отрицательное влияние на пластичность и некоторые другие свойства сплава.

1.3 Методы контроля состояния элементов турбин ГТД

Единственным методом неразрушающего контроля состояния лопаток турбин ГТД, позволяющим выполнить оценку их технического состояния без разбора и съема двигателя, является оптический метод.

Состояние лопаток последней ступени турбины представляется возможным оценить визуально (без применения дополнительного инструмента и оптических приборов), а лопатки остальных ступеней возможно проконтролировать лишь с применением эндоскопа (рисунок 1.22).



Рисунок 1.22 – Применение эндоскопа для контроля состояния лопаток турбины ГТД

С использованием данного метода неразрушающего контроля возможно определить механические повреждения, наличие усталостных трещин, крупные прогары лопаток, шелушение защитных покрытий, газовую коррозию, выработку в местах контакта сопрягаемых частей. Однако микроструктурные изменения, происходящие в сплаве, используя эндоскоп, обнаружить невозможно, хотя это очень важно, поскольку именно изменение морфологического состояния частиц упрочняющей γ' – фазы в эксплуатации приводит к ухудшению механических свойств лопаток, снижению их прочности и последующему разрушению лопаток, а далее к выходу из строя всего ГТД и повреждению ВС. Проконтролировать микроструктуру сплава лопатки возможно лишь разрушив ее, что весьма проблематично и крайне затратно. В этой связи весьма актуальной становится задача разработки методики, позволяющей в эксплуатации без разбора, съема и разрушения оценить микроструктурное состояние лопатки и определить ее остаточный ресурс.

1.4 Анализ численных методов решения задачи контроля технического состояния лопаток турбин

В работе Заваркина В.Н. предложена методика оценки эксплуатационной повреждаемости лопаток турбин, изготовленных из сплава ЖС-6У, основанная на учете изменений упругих характеристик материала в процессе эксплуатационных нагревов [14].

Основным драйвером предлагаемой методики стали работы Драпкина Б.М. [10, 12], установившего наличие связи между процессом образования дефекта и величиной модуля Юнга в границах области исследуемого дефекта в условиях термоциклирования и в процессе усталостного повреждения. Доказано, что с ростом дефекта происходит непрерывное уменьшение значения модуля Юнга.

Заваркиным В.Н. определено, что с увеличением эффективного модуля Юнга увеличивается и значение максимальных радиальных напряжений. Линейная зависимость величин действующих напряжений от модуля Юнга установлена и при уменьшении его значения. Одновременно с этим установлено, что изменение величины модуля Юнга никак не сказывается на характере изменения значений температур по поверхности лопатки. Значение же частот собственных колебаний лопаток находятся в прямой зависимости от величины модуля Юнга и могут быть вычислены по следующим зависимостям:

$$\begin{aligned} f_1 &= 217,4\sqrt{E} \\ f_2 &= 361,4\sqrt{E}, \end{aligned} \tag{1.2}$$

где f_1, f_2 – значения частот собственных колебаний по 1-ой и 2-ой формам,
 E – модуль Юнга материала лопаток

Проведенные экспериментальные и теоретические исследования позволили выполнить расчет частот колебаний (по 1-ой и 2-ой формам) в зависимости от значений величин эффективного модуля Юнга с учетом объема измененной структуры металла.

Беря за основу тот факт, что комплектование рабочего колеса осуществляется методом подбора, учитывающим частоты колебаний по первой форме, а также статические моменты, внесенные в паспорт лопатки, автором предложен следующий алгоритм оценки контроля состояния лопатки турбины первой ступени:

1. Разбор двигателя и турбины;
2. Направление двух лопаток на частотные испытания;
3. Замеры частот собственных частот колебаний по первой форме;
4. Сравнение полученных значений с паспортными данными лопатки;
5. Разрезка одной из двух лопаток с целью оценки микроструктурного состояния (сравнение с эталоном);
6. Комплексное заключение о пригодности всей совокупности лопаток к дальнейшей эксплуатации.

Киселевым А.С. [19] представлен метод решения задачи прогнозирования ресурса и надежности РЛ турбин авиационного двигателя семейства НК-8 в условиях местной ползучести и изменения морфологии фазовых составляющих, основанный на вероятностном подходе.

Предложенный метод прогнозирования долговечности основывается на статистической информации изменения характеристик длительной прочности металла и данных об изменении нагруженности лопаток в условиях реальной эксплуатации. В качестве основного критерия разрушения лопатки выбран двухпараметрический вероятностный критерий И.А. Биргера [5]:

$$P_{\text{разр}} = Ver \left(\frac{\sigma_r}{\sigma_q} < 1, \frac{\tau_r}{\tau_q} < 1 \right) = Ver(K_{\sigma}^* < 1, K_{\tau}^* < 1), \quad (1.3)$$

где $P_{\text{разр}}$ – вероятность разрушения;

σ_r и τ_r – разрушающее напряжение и время до разрушения;

σ_q и τ_q – действующее напряжение и время нагружения;

K_{σ}^* и K_{τ}^* – расчетные статистические запасы прочности и долговечности.

Долговечность РЛ определялась из условия (1.4) при выбранных значениях доверительной вероятности P_D и уровня значимости α .

$$\begin{cases} K_\sigma^* = K_\sigma^*(\alpha, P_D, t) = 1 \\ K_\tau^* = K_\tau^*(\alpha, P_D, t) = 1 \end{cases} \quad (1.4)$$

Таким образом, предложенный Киселевым А.С. метод дает возможность прогнозировать долговечность лопаток турбин по параметру длительной прочности при любых значениях наработки ГТД, основываясь на вероятностном подходе. Метод предлагается использовать для оценки индивидуальных ресурсов РЛ и является необходимым в условиях ресурсного проектирования.

В работе Черновой Т.А. [50] предложена уточненная методика, позволяющая с использованием трехмерных математических моделей на этапе проектирования решить проблему обеспечения ресурса лопаток турбин с учетом данных о полях температур и температурных напряжениях.

Указанная методика подразумевает выполнение нескольких шагов, которые следует выполнить с целью определения ресурса лопатки на этапе проектирования:

- а) установление граничных условий теплообмена на наружной и внутренней поверхностях лопатки;
- б) вычисление температурных напряжений;
- в) используя выражение Мэнсона (1.5), производится завершающий расчет определения величины долговечности лопатки турбины.

$$\Delta\varepsilon(N) = N^{-0,12} \left(\frac{3,5\sigma_b}{E} \right) \left(1 - \frac{\sigma_m}{\sigma_b} \right) + \left(\frac{N}{\varepsilon_b} \right)^{-0,6}, \quad (1.5)$$

где N – количество циклов до появления макроскопической трещины;

E и σ_b – модуль упругости и предел прочности материала;

σ_m – среднее напряжение цикла, равное в рассматриваемом случае половине амплитуды;

ε_b – деформация при разрыве.

Проведённый анализ работ, предлагающих неразрушающие методы контроля работоспособности лопаток турбин, показал, что существующие методы основываются на косвенных параметрах и свойствах материалов лопаток и

напрямую не учитывают происходящие в процессе реальной эксплуатации лопаток микроструктурные изменения в металле.

Выводы по 1 главе

1. Анализ воздействия внешних и внутренних эксплуатационных факторов показал, что наиболее нагруженной частью ГТД являются ТВД.

2. По результатам проведенного анализа статистических данных основных причин выхода из строя авиационных ГТД, причин их досрочных съёмов и отправки в ремонт установлено, что большая доля отказов обусловлена повреждениями и разрушениями РЛ турбин.

3. Исследованы основные виды повреждений лопаток турбин ГТД. Из всей их совокупности усталостные повреждения и повреждения при ползучести являются наиболее критичными.

4. Исследованы ЖНС, применяемые для производства лопаток турбин. Определено, что на микроструктурном уровне основным упрочняющим элементом всех видов никелевых сплавов является γ' – фаза. Установлено, что в процессе эксплуатации ГТД морфологические характеристики (размер частиц, их объемная доля и расположение) упрочняющей фазы деградируют, приводя к снижению прочности, развитию усталостных повреждений и ползучести.

5. Проведён анализ работ, предлагающих неразрушающие методы контроля работоспособности лопаток турбин. Установлено, что существующие методы основываются на косвенных параметрах и свойствах материалов лопаток и напрямую не учитывают происходящие в процессе реальной эксплуатации лопаток микроструктурные изменения в металле.

6. Выдвинуто предположение о том, что, имея данные о состоянии микроструктуры сплава, возможно контролировать работоспособность лопаток турбин и оценить их остаточный ресурс.

2 Материалы и методы исследования. Математический аппарат разрабатываемой методики

2.1 Материалы и методы исследования

В диссертационной работе были исследованы лопатки турбин первых ступеней двигателей SGT5, General Electric GE-F5 и Д-30КУ/КП. Материалами лопаток являются сплавы Inconel 738LC и ЖС6У соответственно, их химический состав представлен в таблице 2.1. В ходе лабораторных испытаний исследовались разрезанные лопатки и заранее изготовленные заготовки цилиндрической формы с диаметральными размерами 12 – 15 мм.

Таблица 2.1 – Химический состав ЖНС

| Сплав | Ni | Cr | Al | W | Co | Mo | Ti | Nb | Ta |
|---------------|--------|-------|------|------|-------|------|------|------|------|
| Inconel 738LC | Основа | 15,7- | 3,2- | 2,4- | 8,0- | 1,5- | 3,2- | 0,6- | 1,5- |
| | | 16,3 | 3,7 | 2,8 | 9,0 | 2,0 | 3,7 | 1,1 | 2,0 |
| ЖС6У | Основа | 8,0- | 5,5- | 9,5- | 9,01- | 1,2- | 2,0- | 0,8- | - |
| | | 9,5 | 6,5 | 11,0 | 10,5 | 2,4 | 2,9 | 1,2 | |

2.1.1 Металлографическое исследование

С целью проведения металлографического анализа сплавов был использован фотомикроскоп “НЕОРНОТ - 32”, который дает возможность исследовать

микроструктуру металла, фиксировать структурные изменения в результате воздействия высоких температур при проведении эксперимента, определять наличие дефектов. Кроме того, “НЕОРНОТ - 32” способен проводить фотографирование зон, интересных с точки зрения приводимого исследования, с увеличением от 10 до 2000 раз.

Для изучения начальной микроструктуры исследуемых сплавов и микроструктурных изменений, происходящих в сплаве в процессе эксплуатации лопаток турбин, проводилось металлографические исследования на микрошлифах, изготовленных из лопаток.

Алгоритм действий металлографического исследования:

1. Вырезка образцов из исследуемой лопатки (рисунок 2.1);
2. Шлифовка, полировка и травление образца;
3. Исследование полученного микрошлифа.

Подготовка микрошлифов проводилась следующим образом: с использованием тонких абразивных кругов из исследуемых лопаток производилась резка образцов; шлифование и полировка осуществлялась в соответствии с методикам [6, 21]; электрохимическое травление продолжительностью 5-10 секунд при значении действующего напряжения 6-8 Вольт проводилось в растворе 1 мл фтористого водорода, 10 мл глицерина, 90 мл воды.

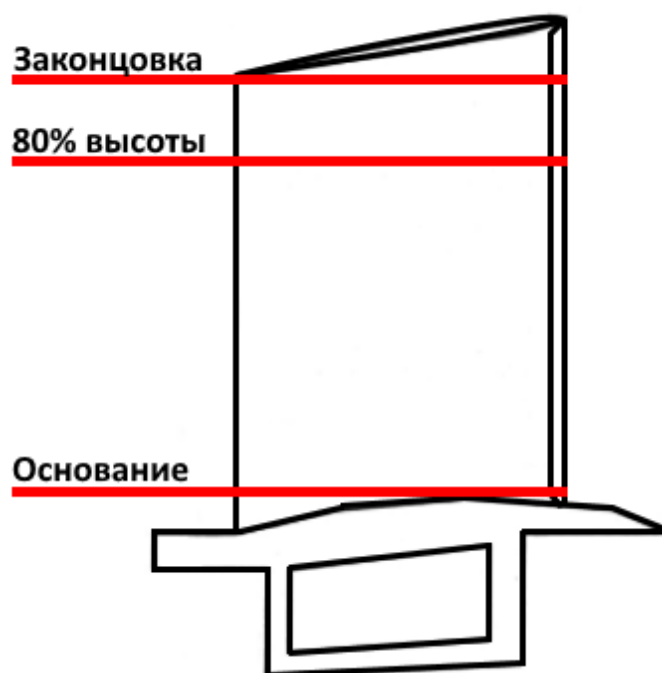


Рисунок 2.1 – Схема вырезки образцов из лопатки для металлографического исследования

2.1.2 Методика проведения испытания на кратковременную и длительную прочность

Прочность ЖНС характеризуется двумя основными параметрами: длительной прочностью, являющейся характеристикой жаропрочности, и кратковременной прочностью. Основным методом определения данных параметров является испытание на растяжение.

С целью определения характеристик кратковременной прочности (предел текучести, предел пропорциональности, предел прочности, удлинение, сужение) проведены исследования заранее подготовленных образцов цилиндрической

формы (рисунок 2.2) с использованием серво-гидравлической машины LFV-100 (рисунок 2.3). Испытания проводились в соответствии с ГОСТ 1497-84 «Металлы. Методы испытания на растяжение» при комнатной температуре.



Рисунок 2.2 – Цилиндрические образцы, выполненные из исследуемого сплава, для проведения испытания



Рисунок 2.3 – Серво-гидравлическая испытательная машины LFV-100

Для определения длительной прочности также использовались заранее приготовленные образцы. Экспериментальное исследование проводилось на оборудовании ATS 2330 (рисунок 2.4), имеющем трехзонную печь и позволяющем контролировать величину нагрузки с точностью до 0,5%, при различных значениях температур вплоть до разрушения образцов. Испытания проводились в соответствии с ГОСТ 10145-81 «Металлы. Методы испытания на длительную прочность».



Рисунок 2.4 – Оборудование ATS 2330 для испытания на длительную прочность

2.2 Математический аппарат для разработки методики расчета остаточного ресурса лопаток турбин

Высокотемпературная ползучесть дисперсно-упрочненных сплавов является сложным явлением, интенсивно исследуемым по настоящее время. Поведение при ползучести настолько чувствительно к типу и характеру дисперсии, что даже разные параметры термообработки часто приводят к ползучести совершенно разными механизмами, в том числе в одном и том же сплаве.

Воздействие высоких температур на материал лопаток в процессе эксплуатации приводит к снижению механических свойств изделия. Основываясь на многочисленных исследованиях о влиянии микроструктурных изменений на долговечность при ползучести сделан вывод о том, что увеличение размера частиц упрочняющей γ' -фазы, а также уменьшение ее объемной доли приводит к

увеличению минимальной скорости ползучести на установившейся стадии и уменьшению долговечности металла при ползучести [80, 106].

Учеными, занимавшимися исследованием характеристик ползучести, предложены несколько различных зависимостей, устанавливающих взаимосвязь между результатами кратковременных испытаний при повышенных температурах и характеристиками поведения материала при длительной эксплуатации в условиях более умеренных температур.

Обычно используются следующие подходы, связывающие время до разрушения с температурой испытания при одноосном нагружении: Монкмана-Гранта [96], Ларсона-Миллера [90], Орр-Шерби-Дорна [99], Мэнсон-Хафферда [55, 91].

Гипотеза Ларсона-Миллера основана на утверждении о том, что для каждого материала и уровня напряжений есть единственное значение параметра PLM, находящегося в прямой зависимости от температуры и времени:

$$PLM = T (\log t_r + C), \quad (2.1)$$

где C - постоянная, в большинстве случаев равная 20;

PLM - параметр Ларсона-Миллера;

T – температура испытания;

t_r – время до разрушения или до достижения заданного значения деформации ползучести.

Таким образом, если постоянная, связанная со свойствами сплава известна, то для определения времени до разрушения при воздействии постоянной нагрузки при различных значениях температур достаточно провести ускоренное испытание при данном напряжении, но с большим значением температуры, чтобы определить параметр PLM. Желаемое время разрыва при более высокой температуре может быть легко определено на основании уравнения (2.1).

Соотношение Ларсона-Миллера успешно использовалось авторами при анализе ползучести и определении времени разрыва 28 различных материалов.

Суть гипотезы Менсона-Хоффера заключается в утверждении, что для конкретного материала при заданном напряжении есть только одно значение

параметра P' , которое взаимосвязано со значением величины температуры и временем соотношением:

$$P' = \frac{(\theta - \theta_a)}{(\lg t - \lg t_a)} \quad (2.2)$$

где P' - параметр Мэнсона-Хафферда ($P' = \text{const}$ для каждого материала при заданном напряжении);

θ – температура;

t – время в часах до разрыва или достижения деформацией ползучести некоторого заданного значения;

θ_a, t_a - постоянные материала.

Если постоянные материала известны, то гипотеза Менсона -Хафферда хорошо согласуется с экспериментами.

Метод прогнозирования времени до разрушения в результате ползучести Орра – Шерби – Дорна основан на параметре, который получается путем рассмотрения выражения для скорости деформации второй стадии ползучести при постоянном напряжении.

$$P_{OSD} = \log t_r - \frac{Q}{RT}, \quad (2.3)$$

где P_{OSD} – параметр Орра-Шерби-Дорна;

Q - характерная энергия активации для процесса;

t_r – время до разрушения;

R - универсальная газовая постоянная.

Соотношения Мэнсона-Хафферда и Орра-Шерби-Дорна показали, что они хорошо согласуются с реальными характеристиками для различных чистых металлов и сплавов (бейнитных, ферритных и нескольких мартенситных сталей), что позволяет повысить достоверность прогнозов долговечности при ползучести.

Модель Монкмана – Гранта определяет взаимосвязь между скоростью деформации на установившейся стадии ползучести и временем до разрушения детали. Было доказано, что это соотношение подходит для большинства металлов и сплавов, используемых в стойких к ползучести сплавах. Соотношение Монкмана

– Гранта утверждает, что накопленная деформация во время второй стадии ползучести является постоянной при разрушении, поэтому произведение скорости деформации установившейся стадии и времени разрыва является постоянным значением, независимым от температуры испытания.

$$\dot{\varepsilon}_{min} t_r = K_{MG}, \quad (2.4)$$

где $\dot{\varepsilon}_{min}$ – минимальная скорость ползучести;

K_{MG} – констант Монкмана-Гранта.

Модифицированная модель была предложена для многих материалов путем введения коэффициентов деформации разрушения в уравнение [16, 17]:

$$(\dot{\varepsilon}_{min})^m t_r = C, \quad (2.5)$$

где m и C – константы, связанные с материалом изделия.

Соотношение Монкмана-Гранта имеет большое прикладное значение, это обусловлено тем, что время до достижения установившейся стадии ползучести, как правило всегда меньше времени до разрушения. Имея данные о значениях величин константы, связанной с материалом - C , и константы m , определяемой из небольшого числа тестовых испытаний при больших температурах, входящих в это соотношение, можно рассчитать время до разрушения. Подобный подход дает возможность значительно уменьшить требуемые экспериментальные исследования на ползучесть. Кроме того, соотношение Монкмана-Гранта дает возможность произвести расчет времени до разрушения изделия с учетом происходящих в нем микроструктурных изменений.

Для дисперсионно-твердеющих сплавов скорость ползучести на установившейся стадии ползучести при постоянной температуре выражается следующим степенным уравнением [97]:

$$\dot{\varepsilon}_{min} = A \frac{DGb}{kT} \left(\frac{b}{d}\right)^p \left(\frac{\sigma}{G}\right)^n, \quad (2.6)$$

где A – постоянная Дорна;

D – коэффициент диффузии;

G – модуль сдвига при температуре ползучести;

b – вектор Бюргера;

k – постоянная Больцмана;
 T – температура;
 d – размер зерна;
 p – экспонента размера зерна;
 σ – приложенная напряженность;
 n – экспонента нагрузки.

Коэффициент диффузии может быть определен в соответствии со следующим уравнением:

$$D = D_0 \cdot \exp \left[-\frac{Q_c}{RT} \right], \quad (2.7)$$

где D_0 – предэкспоненциальный фактор, который определяется величиной длины перескока атома, частотой колебания и энтропийными членами;

Q_c – энергия активации, которая равна сумме энтальпий образования и перемещения вакансий;

R – универсальная газовая постоянная.

Показатель n напряженности в зависимости (2.6) можно определить, построив график зависимости минимальных скоростей ползучести в виде логарифмической скорости ползучести и поля напряжений.

Основываясь на механизме Орована для движения дислокации в обход частиц γ' -фазы, требуется определенное пороговое напряжение ползучести. Установлено, пороговое напряжение значительно увеличивается при увеличении размера частиц упрочняющей фазы [100]. Следовательно, при постоянной температуре, степенное уравнение скорости на установившейся стадии ползучести дисперсионно-упрочненного сплава (2.6) можно записать следующим образом:

$$\dot{\epsilon}_{min} = A \frac{D G b}{k T} \left(\frac{b}{d} \right)^p \left(\frac{\sigma - \sigma_{thr}}{G} \right)^n, \quad (2.8)$$

где σ_{thr} – пороговое напряжение.

Существование порогового напряжения (или обратного напряжения) σ_{thr} было описано для сплавов с дисперсионными включениями. Предполагается, что взаимодействие между дислокациями и частицами преципитатов является

источником порогового напряжения. Следовательно, на основании соотношения Монкмана-Гранта будем иметь:

$$\frac{ADGb}{kt} \left(\frac{b}{d}\right)^p \left(\frac{\sigma - \sigma_{thr}}{G}\right)^n t_r = K_{MG} \quad (2.9)$$

Или, выражая из (2.9) время до разрушения получим:

$$t_r = \frac{K_{MG}}{\frac{ADGb}{kt} \left(\frac{b}{d}\right)^p \left(\frac{\sigma - \sigma_{thr}}{G}\right)^n} \quad (2.10)$$

Описанная методика была апробирована для расчета остаточного времени до разрушения лопатки турбины, выполненной из поликристаллического сплава K417 в работе Шаолин и соавторов [100]. Авторами путем расчетов в соответствии с уравнением (2.5) получена зависимость срока службы изделий от величины расстояния между частицами упрочняющей γ' -фазы (рисунок 2.5), которая подтверждается рядом эмпирических исследований (при увеличении ширины γ -матрицы время до разрушения изделия уменьшается), а также проведен сравнительный анализ экспериментальных и теоретических данных о времени до разрушения лопатки при испытании на ползучесть (рисунок 2.6). Установлено, что значения, вычисленные по формуле (2.10) с большой степенью точности соответствует реальным значениям.

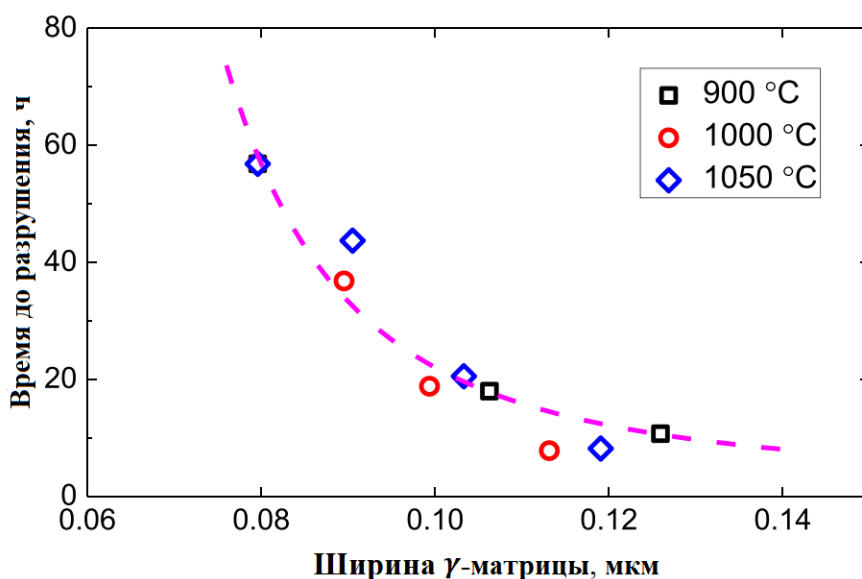


Рисунок 2.5 – Время до разрушения лопатки в зависимости от ширины γ -матрицы при испытании на ползучесть (900°C и 325МПа)

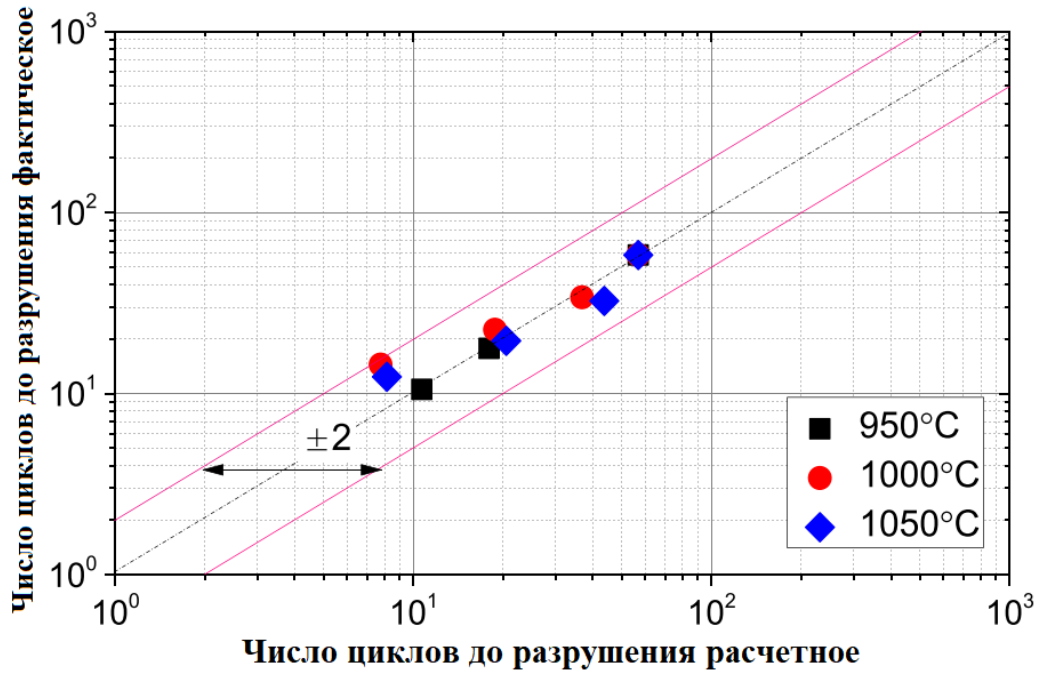


Рисунок 2.6 – Зависимость экспериментального и фактического числа циклов до разрушения при ползучести

Другая схожая зависимость была предложена в работе Анселла и Виртмана, в которой выведено численное уравнение, связывающее значение минимальной скорости ползучести и параметры микроструктуры металла [62]:

$$\dot{\varepsilon}_{min} = K \frac{\lambda^2}{d}, \quad (2.11)$$

где K – константа материала;

λ – среднее расстояние между частицами γ' -фазы;

d – размер частиц.

В работе [59] основываясь на соотношении Анселла и Виртмана для определения времени до разрушения сплава предложено подставить значение минимальной скорости ползучести в уравнение Монкмана-Гранта:

$$\left(K \frac{\lambda^2}{d}\right)^m t_r = C \quad (2.12)$$

Или

$$t_r = \frac{C}{K^m} \left(\frac{d}{\lambda^2}\right)^m \quad (2.13)$$

Данная схема была проверена в исследовании сплава IN738. Авторами был проведен ряд расчетов по формуле (2.13), на основе которых представлена графическая интерпретация корреляции времени до разрушения объекта исследования в зависимости от параметров микроструктуры сплава (рисунок 2.7).

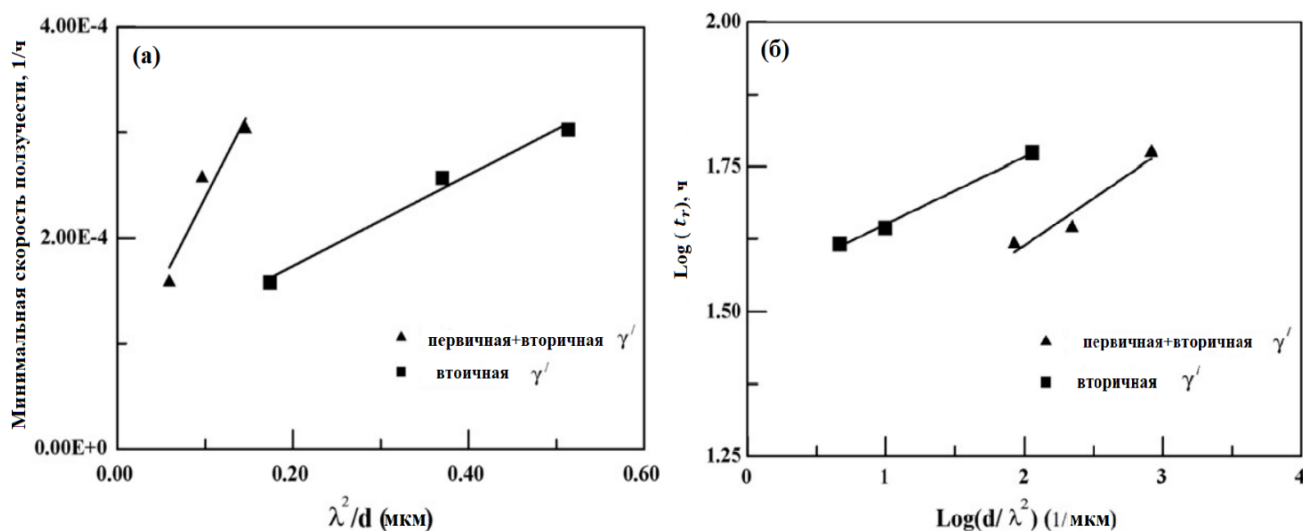


Рисунок 2.7 – а) - зависимость минимальной скорости ползучести от параметра микроструктуры; б) – зависимость логарифма времени до разрушения от логарифма параметра микроструктурного

Полученные данные были сравнены с экспериментальными, после чего сделан вывод о том, что значения, полученные эмпирическим путем, полностью согласуются с опытными данными.

Выводы по 2 главе

1. Выбраны материалы для исследования в диссертационной работе: сплавы IN738LC и ЖС6У.
2. Составлен план и последовательность проведения экспериментов, изучены характеристики используемого оборудования.

3. Проведен анализ существующего математического аппарата, в качестве основы для разрабатываемой методики выбрано соотношение Монкмана-Гранта.

3 Научные основы методики расчета остаточного ресурса лопаток турбин

3.1 Теоретические обоснования разработки методики

3.1.1 Температурно-силовое состояние лопаток турбин

В процессе эксплуатации ГТД лопатки турбин испытывают нагрузки, связанные с воздействием высоких температур, центробежных сил, сил давления от набегающего потока и пр. При этом распределение напряжений и температур по длине пера лопатки, а также по его сечению неравномерно [4, 78].

Большое количество исследований по изучению и развитию методов количественного расчета температурно-силового состояния лопаток турбин проводится не только в России [28, 43, 53], но и за рубежом [58, 88, 89]. Существует несколько различных методов, позволяющих путем математического моделирования установить закономерности распределения силовых факторов в РЛ [58, 88, 89], среди которых наибольшую известность получил метод конечных разностей [1, 8, 110].

Щербаков и Новаковская провели серию аэродинамических расчетов с использованием программного обеспечения ANSYS. Кроме того, исследователями был проведен сравнительный анализ полученных результатов с методикой, разработанной в ОКБ им. А. Льюльки, позволяющей определить тепловое состояние охлаждаемой лопатки турбины в постановке Fluid Solid [52].

Авторы, используя вычислительный метод программного продукта ANSYS CFX, основанный на трехмерном расчете, получили следующую картину распределения температуры в сечении лопатки – рисунок 3.1.

Также с помощью программы ANSYS удалось визуализировать распределение значений температур по поверхности лопатки турбины (рисунок 3.2).

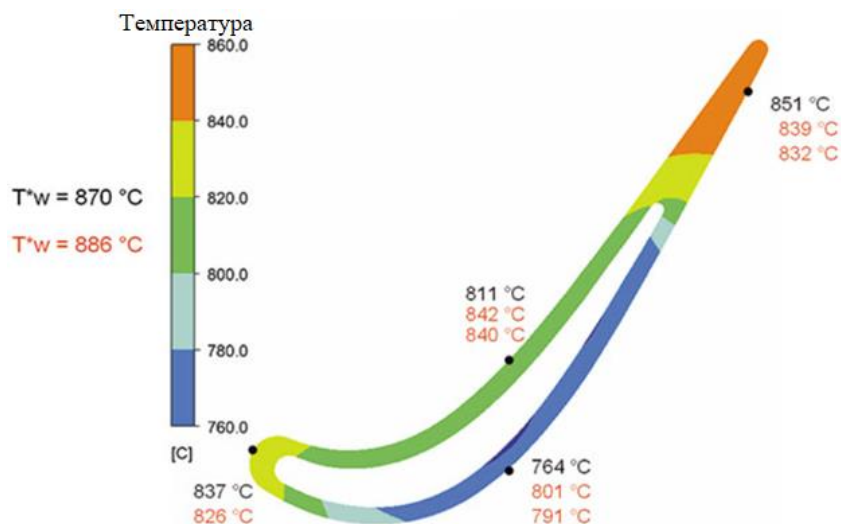


Рисунок 3.1 – Распределение температуры по сечению лопатки (расчетные данные – черный цвет, экспериментальные данные – красный цвет) [52]

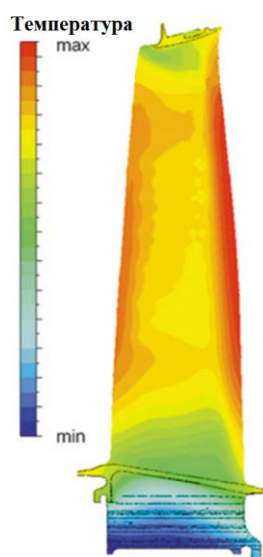


Рисунок 3.2 – Распределение температуры по высоте пера лопатки [52]

А. П. Можаров и М. И Осипов [29] разработали и апробировали методику сопряженного теплообмена лопатки с конвективно-пленочным охлаждением. Результаты определения температурного поля лопаток представлены на рисунке

3.3. Видно, что входная и выходная кромки подвержены воздействию наибольших значений температур.

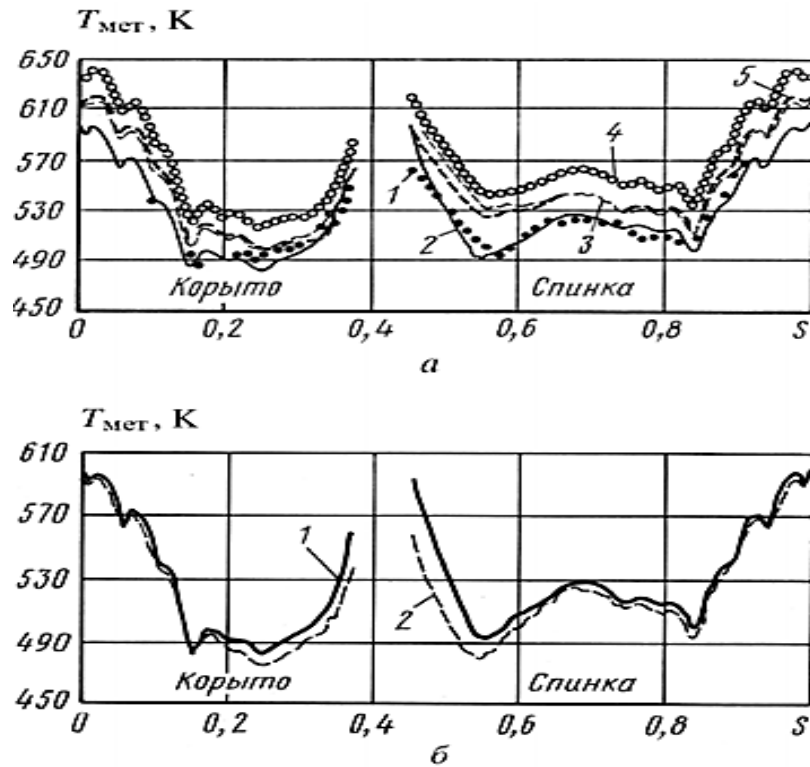


Рисунок 3.3 – Распределение температуры стенки лопатки по длине профиля [29]

В работе [84] Вей-Кинг Хуанга с соавторами, используя метода конечных разностей, произведен расчёт распределения напряжений и температур вдоль пера лопатки, изготовленной из сплава DZ125. Исследователи определили, что передняя кромка пера лопатки на расстоянии 0,6-0,8 от корневого сечения подвержена воздействию максимальных значений температур. Зоной, испытывающей максимальное напряжение, является область спинки лопатки в корневом сечении.

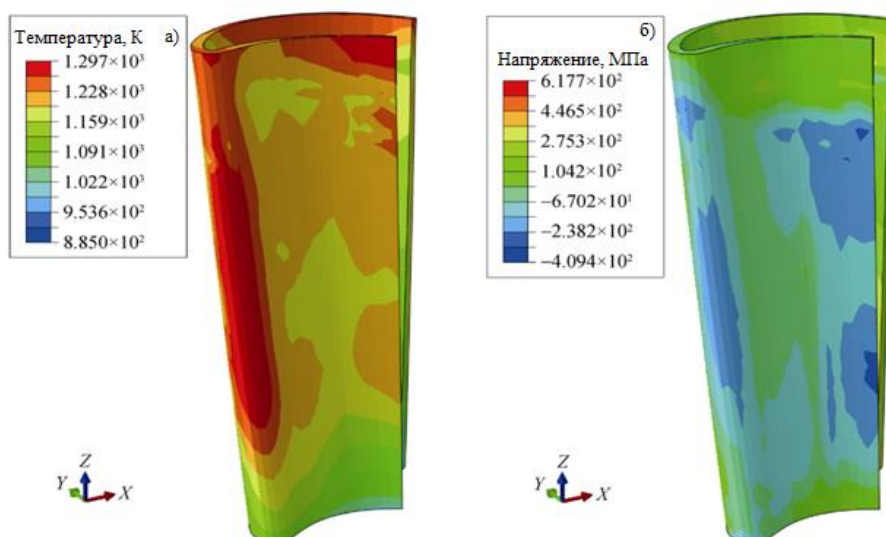


Рисунок 3.4 – Распределение температуры и напряжений вдоль пера лопатки, выполненной из сплава DZ125 [84]

В диссертационной работе с использованием программного продукта ANSYS проведено исследование напряженного состояния лопатки с направленной кристаллической структурой, изготовленной из сплава Inconel 738LC. Среди основных входных параметров, используемых для моделирования, были [61]: плотность сплава - $\rho = 8,11 \cdot 10^3 \text{ кг/м}^3$, коэффициент температурного расширения - $\alpha = 8,05 \cdot 10^{-6} \text{ }^\circ\text{C}^{-1}$, коэффициент теплопроводности - $\lambda = 17,7 \text{ Вт/(м}\cdot\text{К)}$, удельная теплоемкость - $c = 543 \text{ Дж/(кг}\cdot\text{ }^\circ\text{C)}$, частота вращения - $\omega = 25000 \text{ об/мин}$, температура газового потока - $T = 930 \text{ }^\circ\text{C}$.

Результаты моделирования температурно-силового поля лопатки представлены на рисунке 3.5.

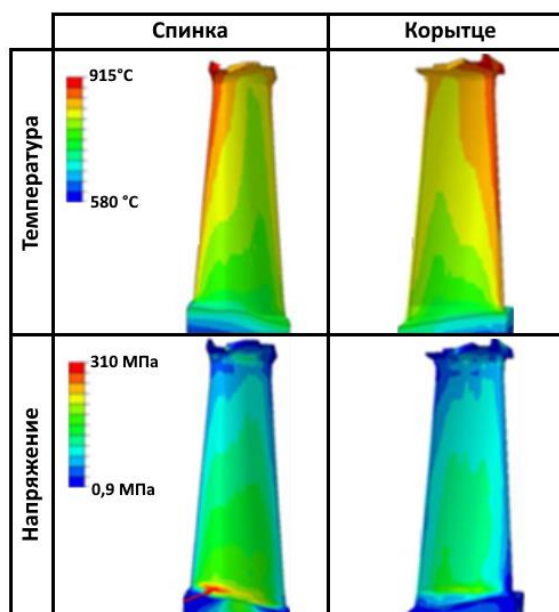


Рисунок 3.5 – Распределение температуры и напряжений вдоль пера лопатки, изготовленной из сплава Inconel 738LC

Видно, что наибольшее тепловое воздействие от газового потока равное 915°C испытывает входная кромка лопатки в области 80% длины лопатки. Зона действия максимального напряжения, равного 310 МПа, находится на спинке лопатки в области корневого сечения.

3.1.2 Изменение морфологических характеристик, обусловленное раздельным влиянием температур и напряжений

В связи с тем, что в процессе эксплуатации авиационного двигателя лопатки турбин подвергаются совокупному воздействию неравномерно распределенных высоких температур и нагрузок, выдвигается гипотеза о том, что каждый из этих факторов оказывает различное влияние на микроструктурное состояние сплава.

На рисунке 3.6 представлены значения температур и напряжений в различных сечениях пера лопатки, выплавленной из сплава Inconel 738LC, основанные на данных, полученных путем моделирования температурно-силового состояния лопатки. Установлено, что наиболее нагруженными частями являются область основания пера (наибольшие напряжения), область на удалении 80% от основания (наибольшие температуры) и законцовка (также большие температуры).

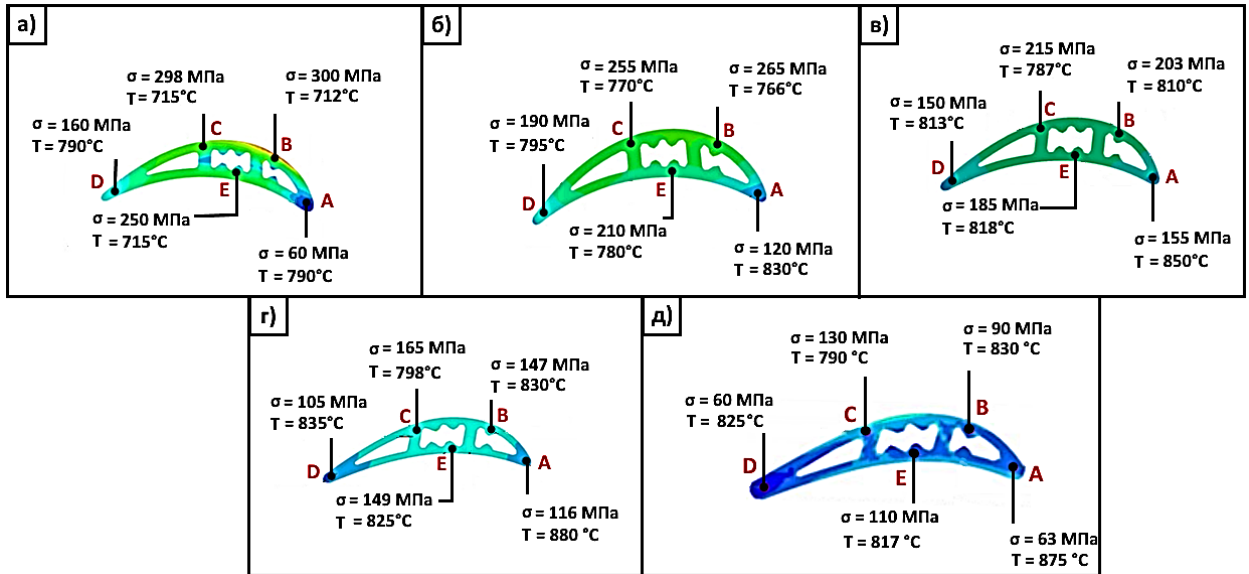


Рисунок 3.6 – Распределение напряжений и температур а) – в корневом сечении, б) – на расстоянии 20% высоты лопатки, в) на расстоянии 60% высоты лопатки, г) – на расстоянии 80% высоты лопатки, д) - законцовка

Для определения отдельного влияния температуры и напряжения на морфологию γ' -фазы была изучена микроструктура лопатки, имеющая наработку 10000 часов, в трех различных критических горизонтальных сечениях: корневом сечении, сечении на расстоянии 80% от основания лопатки и сечении в области законцовки (рисунок 2.1).

Расчет значений размера частиц и объемной доли проводился на основании изображения, полученного с помощью микроскопа, по следующим формулам:

$$V_{\gamma'} = \frac{\sum_1^n A_{\gamma'}}{A} \quad (3.1)$$

$$d = \frac{1}{n} \sum_1^n l_{\gamma'} , \quad (3.2)$$

где $V_{\gamma'}$ – объемная доля частиц γ' -фазы;

$A_{\gamma'}$ – площадь частицы γ' -фазы;

A – площадь изображения микроскопа;

n – количество частиц γ' -фазы, попадающих в поле зрения;

d – средний размер частиц;

$l_{\gamma'}$ – наибольший размер n -ной частицы γ' -фазы.

Значения среднего размера частиц и объемной доли γ' -фазы для нового сплава, отлитого и прошедшего стандартную термическую обработку, до эксплуатации равны 0,45 мкм и 50% соответственно [68].

Микроструктура металла в корневой части представлена на рисунке 3.7. В области входной кромки изменений морфологических характеристик частиц γ' -фазы не наблюдаются: частицы продолжают иметь первоначальную кубическую форму и средний размер примерно равный 0,45 мкм, что соответствует характеристикам микроструктуры нового сплава. В противоположность этому микроструктура сплава в области выходной кромки и корытца имеет небольшие изменения, здесь частицы упрочняющей фазы незначительно скоагулированы и деформированы. Наибольшие изменения микроструктуры наблюдаются на спинке лопатки, где произошла значительная коагуляция.

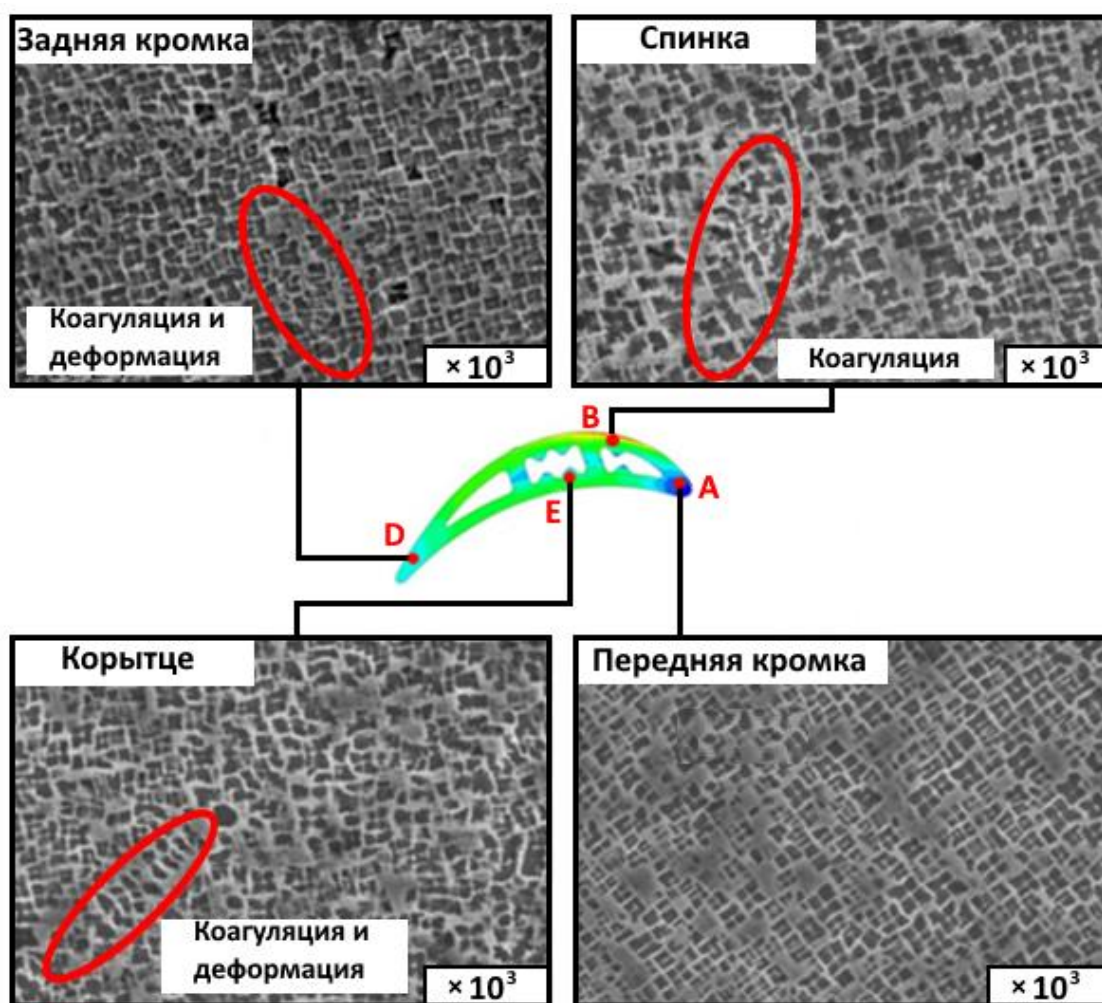


Рисунок 3.7 – Микроструктура сплава в корневом сечении лопатки

Поскольку напряжение во входной кромке на данном участке лопатки ниже, чем таковое в выходной кромке в то время, как температура металла в этих областях примерно одинакова, данные указывают на то, что форма частиц упрочняющей фазы в большой степени зависит от величины действующего напряжения. В таблице 3.1 представлены значения величин, характеризующих параметры частиц γ' -фазы в различных областях профиля лопатки в корневом сечении.

Таблица 3.1 – Параметры частиц γ' -фазы по профилю корневого сечения лопатка

| Зона | Параметры частиц γ' -фазы | | Напряжение, МПа | Температура, °С |
|------|----------------------------------|-------------------------|--------------------|-----------------|
| | Объемная доля, % | Средний диаметр, мкм | | |
| А | 45,8 | 0,45 | 60 | 790 |
| В | 48,9 | 0,73 | 300 | 712 |
| Д | 44,8 | 0,61 | 160 | 791 |
| Е | 47,2 | 0,67 | 250 | 715 |

Состояние микроструктуры материала в различных точках сечения пера лопатки на удалении 80% от корневого сечения представлено на рисунке 3.8. Наибольшие изменения микроструктуры в виде коагуляции, увеличения средних диаметров частиц и формирования направленной структуры наблюдается в области передней кромки и на спинке, где действующие температура или напряжение имеют наибольшее значение в сравнении с другими участками. В области выходной кромки наблюдается увеличение среднего диаметра частиц γ' -фазы, при этом все большая часть частиц по-прежнему сохраняет первоначальную кубическую форму. В области корытца наблюдается коагуляция частиц упрочняющей фазы.

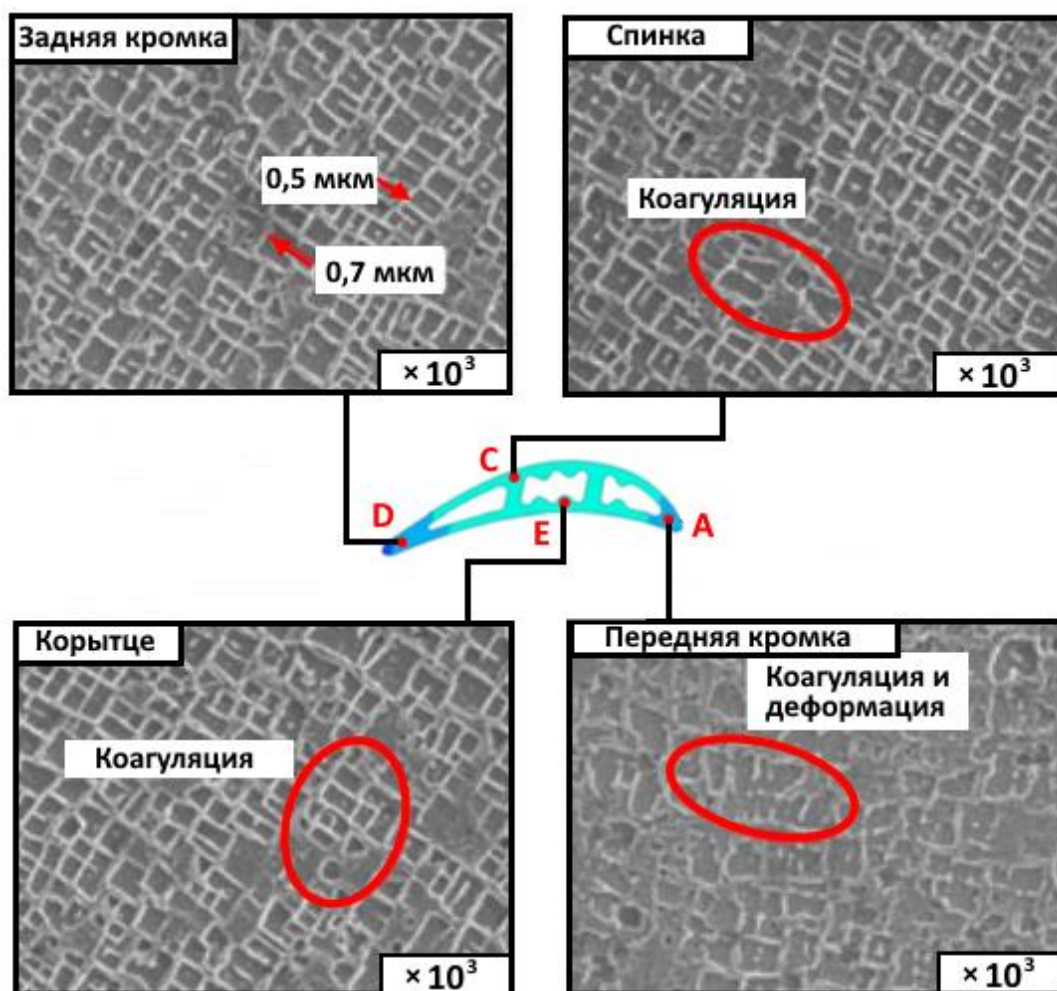


Рисунок 3.8 – Микроструктура сплава в сечении лопатки на расстоянии 80% от корневого сечения

Данные по основным параметрам частиц γ' -фазы в сечении пера лопатки, расположенном на высоте 80% от корневой части, представлены в таблице 3.2.

Таблица 3.2 – Параметры частиц γ' -фазы по профилю сечения лопатка на расстоянии 80% от корневого сечения

| Зона | Параметры частиц γ' -фазы | | Напряжение, МПа | Температура, °С |
|------|----------------------------------|----------------------|-----------------|-----------------|
| | Объемная доля, % | Средний диаметр, мкм | | |
| А | 36,9 | 0,5 | 116 | 875 |
| С | 45,6 | 0,55 | 165 | 798 |
| Д | 43,6 | 0,49 | 105 | 830 |
| Е | 42,3 | 0,51 | 149 | 835 |

Микроструктура металла в области законцовки представлена на рисунке 3.9. В этой зоне наблюдается коагуляция частиц. Объемная доля γ' -фазы находится в диапазоне от 37 до 46%. Средний размер частиц в области передней и задней кромок больше, чем на корытце и спинке. Данные по основным параметрам частиц γ' -фазы в указанном сечении лопатки представлены в таблице 3.3.

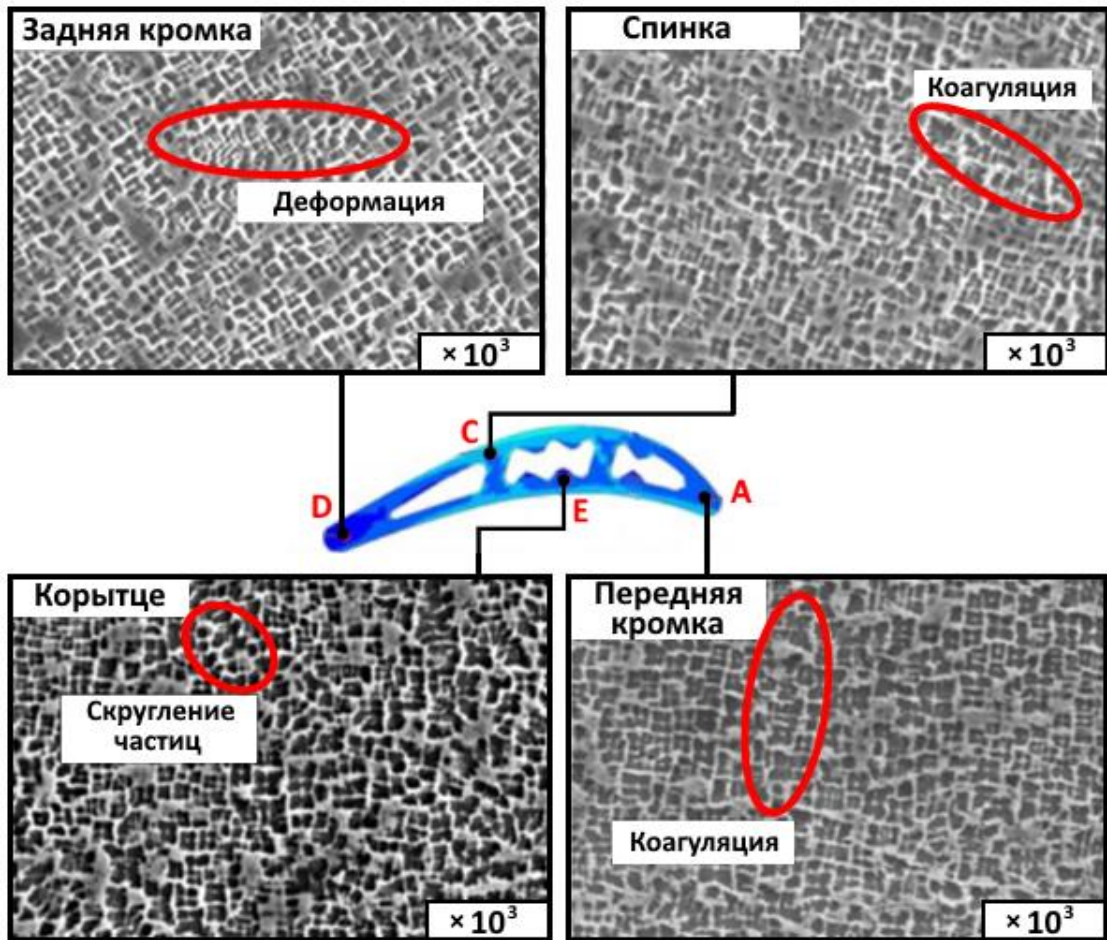
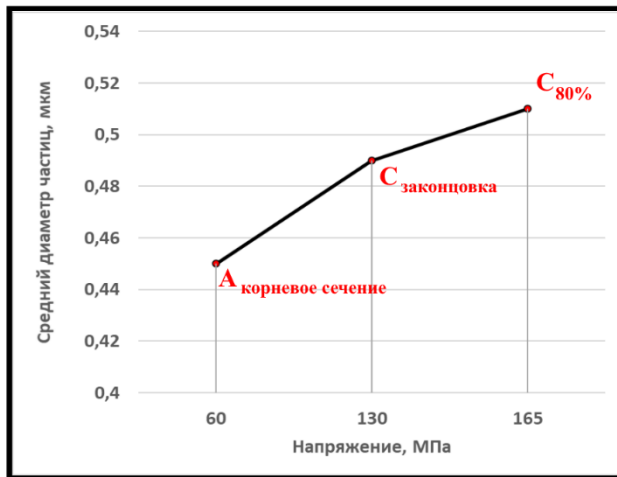


Рисунок 3.9 – Микроструктура сплава лопатки в области законцовки

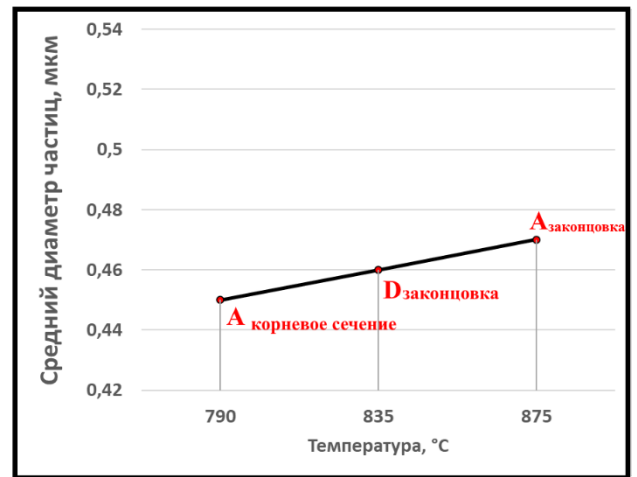
Таблица 3.3 – Параметры частиц γ' -фазы по профилю сечения лопатка в области законцовки лопатки

| Зона | Параметры частиц γ' -фазы | | Напряжение, МПа | Температура, °С |
|------|----------------------------------|----------------------|-----------------|-----------------|
| | Объемная доля, % | Средний диаметр, мкм | | |
| А | 37,5 | 0,47 | 63 | 875 |
| С | 45,4 | 0,49 | 130 | 790 |
| Д | 42,2 | 0,46 | 60 | 835 |
| Е | 43,9 | 0,48 | 110 | 817 |

Анализируя полученные выше данные, делаем вывод о том, что морфология частиц γ' -фазы зависит как от напряжения, так и от температуры. Чтобы выяснить взаимосвязи между этими значениями проведем исследование областей пера лопатки, имеющих одинаковую температуру и различные величины напряжений, а также областей с одинаковыми значениями напряжений и различными температурами. Для первого случая рассмотрим области в пределах точки А в профиле корневого сечения, точки С – с 80% высоты от основания лопатки и точки С профиля законцовки (рисунок 3.6), для второго случая – области точки А в профиле корневого сечения и законцовки и точки Д с профиля законцовки (рисунок 3.6). Полученные данные сведены в графические зависимости соответствующих параметров (рисунок 3.10, 3.11).

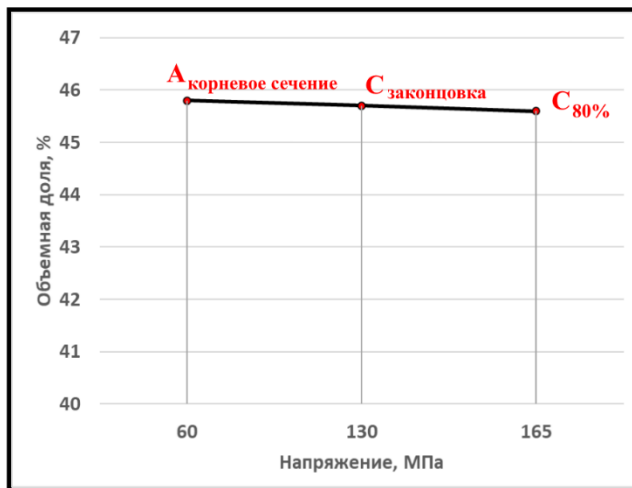


а)

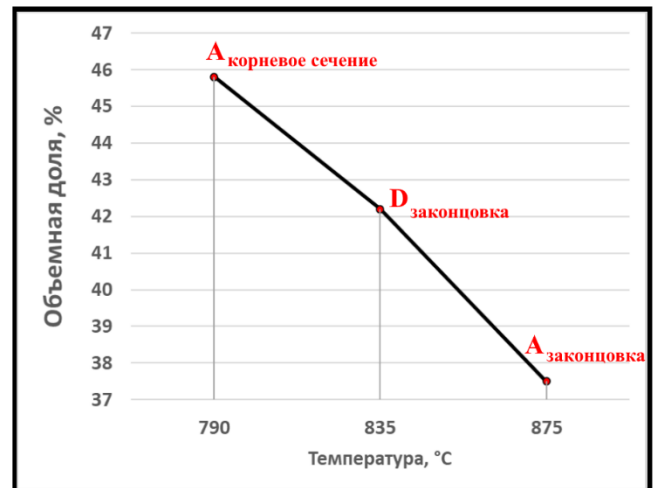


б)

Рисунок 3.10 - Зависимость микроструктурных параметров γ' -фазы от величин напряжений и температур: а) – зависимость среднего диаметра частиц γ' -фазы от напряжения; б) – зависимость среднего диаметра частиц γ' -фазы от температуры



а)



б)

Рисунок 3.11 - Зависимость микроструктурных параметров γ' -фазы от величин напряжений и температур: а) – зависимость объемной доли частиц γ' -фазы от напряжения; б) – зависимость объемной доли частиц γ' -фазы от температуры

Из рисунков 3.10, 3.11 видно, что средний диаметр частиц упрочняющей фазы увеличивается с увеличением напряжения и температуры, а объемная доля,

наоборот, уменьшается. Причиной подобных явлений является диффузия элементов, формирующих γ' - фазу, в матрицу (γ -фазу) в следствие воздействия напряжений и температур, неизбежно происходящих в результате работы турбины. С другой стороны, не растворившиеся частицы упрочняющей фазы коагулируют, данный процесс хорошо описывается теорией Лившица-Слезова-Вагнера [23, 63]. Сравнивая полученные результаты зависимостей морфологических характеристик γ' - фазу от действующих напряжений и температур можно сделать вывод о том, что параметр размера частиц наиболее чувствителен к напряжению (рисунок 3.10), а параметр объемной доля - к значению действующих температур (рисунок 3.11).

3.2 Влияние изменений морфологических характеристик γ' – фазы на механические свойства сплава

3.2.1 Влияние микроструктурных изменений сплава на кратковременные механические и жаропрочные свойства лопатки

Одним из наиболее широко применяемых поликристаллических сплавов является литой никелевый сплав Inconel 738, его химический состав указан в таблице 3.4.

Таблица 3.4 – Химический состав сплава Inconel 738

| Сплав | Содержание химических элементов, % | | | | | | | | | | | |
|--------|------------------------------------|------|----|-----|-----|-----|-----|-----|-----|-----|-------|-------|
| | C | Ni | Cr | Co | W | Mo | Ta | Al | Ti | Nb | Zr | B |
| IN 738 | 0,11 | Осн. | 16 | 8,5 | 2,6 | 1,8 | 1,7 | 3,5 | 3,5 | 0,9 | 0,005 | 0,015 |

С целью определения влияния перегревов в диапазоне от 950 до 1250°С длительностью 1 час на микроструктуру и, как следствие, на кратковременные механические, а также на жаропрочные свойства лопатки, Казанским Д.А. и соавторами [18] были проведены ряд экспериментальных работ, которые показали ниже следующее.

В следствие высокотемпературного перегрева при температуре 950°С произошло заметное сокращение значения предела прочности и текучести (таблица 3.5) по сравнению с исходным состоянием, однако величины прочностных характеристик сохранили свое значение в пределах требований ТУ.

Таблица 3.5 – Механические свойства сплава Inconel 738 [18, с. 69]

| Состояние сплава | Температура испытания | Предел прочности, МПа | Предел текучести, МПа | Относительное удлинение, % | Относительное сужение, % |
|------------------|-----------------------|-----------------------|-----------------------|----------------------------|--------------------------|
| По ТУ | 20 | ≥800 | ≥690 | ≥4 | ≥5 |
| | 650 | ≥790 | ≥590 | ≥5 | ≥5 |
| Исходное | 20 | 1014 | 915 | 4,1 | 7,0 |
| | 650 | 958 | 676 | 6,1 | 12,7 |
| Перегрев, °С | 20 | 903 | 690 | 2,9 | 8,3 |
| | 950 | 857 | 600 | 6,8 | 5,7 |
| 1000 | 20 | 957 | 829 | 4,2 | 5,7 |
| | 650 | 908 | 693 | 2,2 | 4,9 |
| 1050 | 20 | 1000 | 817 | 2,9 | 7,0 |
| | 650 | 972 | 761 | 6,1 | 12,7 |

Продолжение Таблицы 3.5

| Состояние сплава | Температура испытания | Предел прочности, МПа | Предел текучести, МПа | Относительное удлинение, % | Относительное сужение, % |
|------------------|-----------------------|-----------------------|-----------------------|----------------------------|--------------------------|
| 1100 | 20 | 1000 | 824 | 4,3 | 16,2 |
| | 650 | 971 | 750 | 5,2 | 8,8 |
| 1150 | 20 | 1069 | 861 | 3,8 | 8,3 |
| | 650 | 903 | 736 | 2,3 | 8,3 |
| 1200 | 20 | 1057 | 814 | 3,6 | 5,7 |
| | 650 | 887 | 718 | 3,0 | 12,7 |

При воздействии температур в интервале 1000-1100 °С прочностные свойства стабильны. Дальнейшее увеличение температуры перегрева до 1150-1200 °С приводит к увеличению предела прочности на 50 МПа. Пластические же свойства сплава начинают снижаться уже при значении температуры перегрева равной 950°С: относительное удлинение находится в диапазоне от 2,2 до 3,8%, в то время как в сплаве, соответствующем ТУ оно равно 4-5%.

Параметры микроструктуры сплава, соответствующие температурам перегрева представлены в таблице 3.6.

Таблица 3.6 – Изменение размеров и объемной доли первичной γ' -фазы в сплаве Inconel 738 в результате высокотемпературных перегрева [18, с. 71]

| Состояние сплава | Содержание первичной γ' -фазы, % | Размеры частиц γ' -фазы, мкм | |
|--------------------|---|-------------------------------------|-----------|
| | | Первичной | вторичной |
| Исходное | 64 | 1,0 | 0 |
| Перегрев (1ч), °С: | | | |
| 950 | 50 | 1,1 | 0 |
| 1000 | 50 | 1,7 | 0 |
| 1050 | 42 | 1,6 | 0,1 |

Продолжение Таблицы 3.6

| Состояние сплава | Содержание первичной γ' - фазы, % | Размеры частиц γ' -фазы, мкм | |
|------------------|--|-------------------------------------|-----------|
| | | Первичной | вторичной |
| 1100 | 32 | 1,6 | 0,1 |
| 1150 | 20 | 0,6 | 0,15 |
| 1200 | 0 | 0 | 0,15 |

Представленные в таблице 3.6 данные наглядно демонстрируют, что в интервале температур от 950°C и до 1000°C происходит непрерывное увеличение размера частиц γ' -фазы вплоть до 1,7 мкм при 1000°C. При увеличении температуры до 1200°C частицы упрочняющей γ' -фазы полностью растворяются. Величина объемной доли частиц в интервале температур 950-1200°C уменьшалась вплоть до 0 при 1200 °C.

Исходя из полученных результатов видно, что величина относительного удлинения начинает снижаться ниже значений ТУ уже при температуре 950 °C. В этой связи сделан вывод о том, что микроструктурные изменения сплава Inconel 738 приводят к значительному изменению его пластических свойств.

На рисунке 3.12 представлено изображение микроструктуры исследуемого сплава полученное с помощью электронного микроскопа при увеличении в 1000 раз

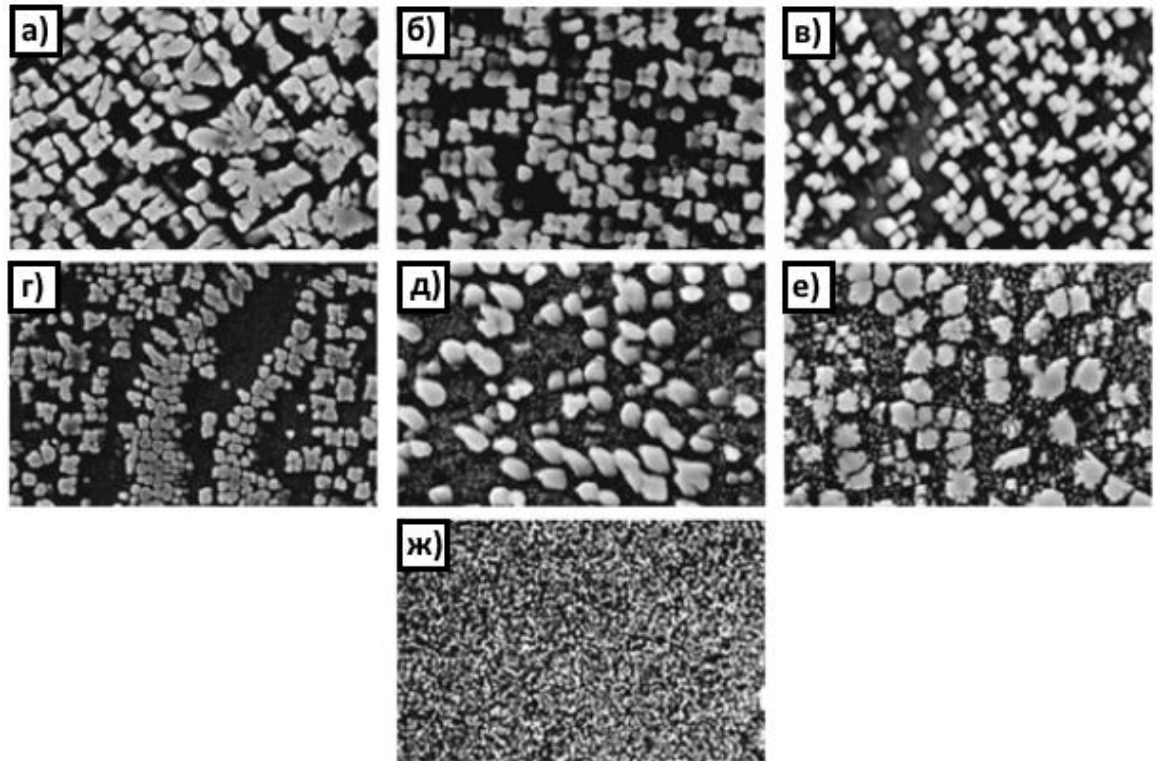


Рисунок 3.12 – Микроструктура сплава IN738 в результате кратковременных перегревов а) – новый сплав, б) – 950 °С, в) – 1000 °С, г) – 1050 °С, д) – 1100 °С, е) 1150 °С, ж) – 1200 °С [18, с. 72]

Значения времени до разрушения образцов сплава IN738 представлены ниже [18, с. 73]. Данные получены в результате испытания на длительную прочность образцов в соответствии с техническими условиями: $\sigma_0=115$ МПа, $T = 982$ °С. Температуры перегрева составляли 1050 и 1150 °С.

Исходное состояние 43 ч 57 мин

Перегрев при 1050°С продолжительностью 1 ч35 ч 15 мин

Перегрев при 1150°С продолжительностью 1 ч15 ч 40 мин

ТУ ≥ 35 ч

Проведя анализ полученных данных, делаем вывод о том, что перегрев выше 1050°С существенно влияет на величину длительной прочности сплава Inconel 738, приводя к значительному ее снижению.

Схожие данные, подтверждающие снижение объемной доли, упрочняющей γ' -фазы и длительной прочности сплава в результате перегрева, получены и для сплава ЖС6У.

Значения времени до разрушения образцов сплава ЖС6У представлены ниже. Данные получены в результате испытания на длительную прочность образцов в соответствии с техническими условиями: $\sigma_0=230$ МПа, $t = 975^\circ\text{C}$. Температуры перегрева составляли 1150 и 1180°C .

Исходное состояние 83 ч

Перегрев при 1150°C продолжительностью 100 ч71 ч

Перегрев при 1180°C продолжительностью 100 ч66 ч

ТУ ≥ 40 ч

Однако стоит отметить, что значение длительной прочности не снизилось ниже величины, установленной ТУ.

3.2.2 Влияние микроструктурных изменений сплава на малоцикловую усталость

Изменяющаяся во времени микроструктура лопаток турбин, находящихся в эксплуатации в условиях длительного воздействия высоких температур, неизбежно приводит к снижению остаточного ресурса изделия.

Как известно, основными причинами разрушения РЛ первых ступеней турбин являются малоцикловая усталость и ползучесть [71, 77].

Исследуем влияние микроструктурных изменений, происходящих в ЖНС, на значения ресурса изделий при малоцикловой усталости и ползучести.

Влияние состояния микроструктуры сплава на малоцикловую усталость РЛ турбин было исследовано на образцах из сплава ЖС6У. Для получения различной

микроструктуры образцы были предварительно подвержены воздействию высоких температур при различных временах выдержки. Полученные микроструктуры представлены на рисунке 3.13.

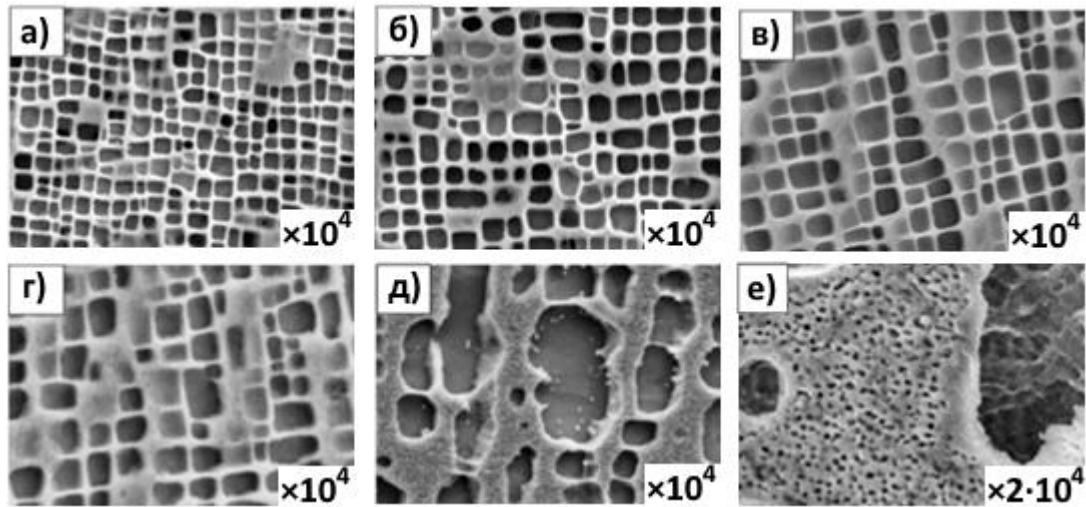


Рисунок 3.13 – Морфология частиц γ' -фазы при различных условиях высокотемпературной выдержки: а) – 1100 °C/ 5 ч; б) – 1100 °C/ 20 ч; в) – 1150 °C/5 ч; г) – 1150 °C/ 20 ч; д) – 1200 °C/20 ч; е) – 1200 °C/20 ч

После выдержки испытуемого образца при температуре 1100 °C в течение 5-20 часов в микроструктуре сплава не было выявлено значительных изменений (рисунок 3.13 а, б) – частицы γ' -фазы по-прежнему сохранили исходную кубическую форму.

В результате выдержки при температуре 1150 °C в интервале времени от 5 до 20 часов наблюдалось постепенное укрупнение частиц интерметаллидной фазы, с одновременным уменьшением их объемной доли. Кроме этого, наблюдается незначительная коагуляция частиц упрочняющей фазы, в результате которой некоторое количество частиц γ' -фазы приобрели более вытянутую прямоугольную форму (рисунок 3.13 в, г).

Анализируя микроструктурные изменения, происходящие в образцах, выдерживаемых в течение 20 часов при температурах 1100, 1150, 1200 °C (рисунок 3.13 б, г, д) констатируем следующее: в сплаве происходит значительная коагуляция частиц интерметаллидной фазы, ее размеры значительно

увеличиваются с одновременным увеличением размера каналов матрицы. При этом форма частиц γ' -фазы изменилась с кубической на глобулярную.

Количество циклов до разрушения образцов в следствие малоциклового усталости при различных значениях температур и времени выдержек представлены на рисунке 3.14. Испытания на малоцикловую усталость проводились при температуре 850°C, максимальное напряжение – 810 МПа.

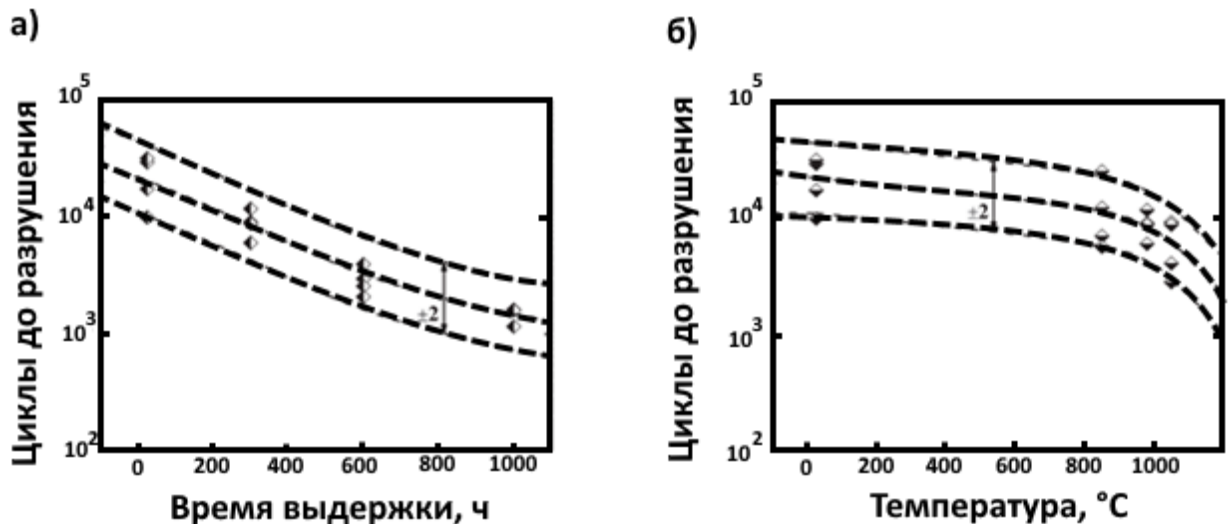


Рисунок 3.14 – Зависимость ресурса образцов от: а) - времени выдержки при температуре 980 °С; б) – температуры при времени выдержки равном 300 часов

Влияние времени выдержки при температуре 980 °С на ресурс при малоциклового усталости продемонстрировано на рисунке 3.14 а. Ресурс по условиям усталостной прочности довольно быстро снижается с увеличением времени выдержки. Когда время воздействия увеличивается от 0 часов до 1000 часов происходит резкое снижение ресурса изделия более чем на 90 %.

Аналогичное снижение наблюдалось и у сплава Nimonic 80А при изотермических условиях испытания [105] и у никелевого сплава с направленной структурой при термомеханических испытаниях [86].

Сокращение ресурса связано с увеличением размера частиц γ' -фазы, поскольку растущий размер интерметаллидов создает дополнительные межфазные дислокационные сети на интерфейсе γ'/γ , уменьшающие способность к анти-фазному сдвигу γ' -фазы [64, 86].

Что касается величины теплового воздействия на испытуемый образец, то существует небольшая разница в динамике изменения числа циклов до разрушения по сравнению с влиянием времени выдержки. При увеличении температуры выдержки до 850°C ресурс сократился незначительно, тогда как в условиях воздействия температур, превышающих 850°C, даже небольшое увеличение температуры приводит к более значительному сокращению циклов до разрушения изделия (рисунок 3.14 б). Подобная тенденция обусловлена влиянием объемной доли γ' -фазы, которая в основном контролируется температурой. Муракумо [108] сообщил, что объемная доля интерметаллидов оказала интенсивное влияние на время до разрушения испытуемого образца в результате ползучести из-за усиливающегося эффекта границ раздела γ'/γ фаз. При большой объемной доле γ' -фазы большее число частиц кубической формы приводит к сужению каналов матрицы, что препятствует движению дислокаций. Поскольку объемная доля упрочняющей фазы меняется с изменением температуры, морфология когерентной связи γ'/γ фаз также меняется.

3.2.3 Влияние микроструктурных изменений сплава на ползучесть

Изучено влияние микроструктуры сплава на ресурс при ползучести поликристаллического сплава Inconel 738LC.

Микроструктура сплава после стандартной термической обработки главным образом состоит из γ матрицы, карбидов и частиц γ' -фазы. Средний диаметр частиц упрочняющей фазы составляет 0,45 мкм, а объемная доля – 50% (рисунок 3.15).

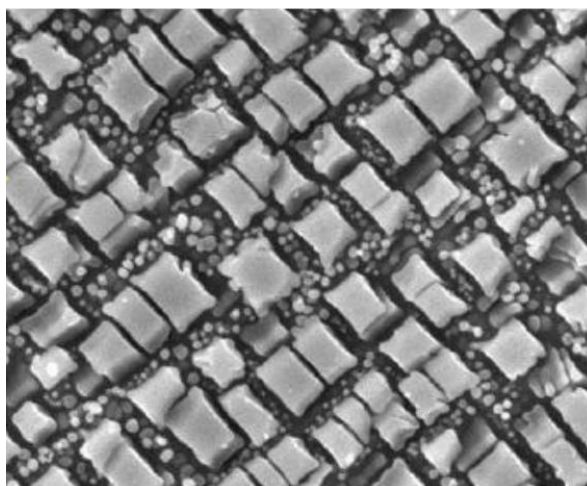


Рисунок 3.15 – Микроструктура сплава Inconel 738LC после стандартной термообработки

Для установления влияния микроструктурных изменений на механические свойства сплава были проведены испытания на ползучесть нового (отлитого и подвергнутого стандартной термической обработке) сплава и сплавов, подвергавшихся воздействию высоких температур: 800, 850 и 900°C в течение 100, 500 и 1000 часов. Параметры частиц упрочняющей γ' -фазы в результате высокотемпературных выдержек представлены в таблице 3.7.

Таблица 3.7 – Средний диаметр (мкм) частиц гамма штрих фазы для образцов, подвергавшихся высокотемпературному воздействию в течение различного периода времени

| Время, ч | Температура, °C | | |
|----------|-----------------|------|------|
| | 800 | 850 | 900 |
| 100 | 0,46 | 0,47 | 0,51 |
| 500 | 0,47 | 0,5 | 0,56 |
| 1000 | 0,49 | 0,56 | 0,62 |

Скорость установившейся стадии ползучести и время до разрушения образца с исходной микроструктурой и с микроструктурой после высокотемпературной выдержки были определены в результате испытаний образцов при напряжении 190 МПа и температуре 980°C. Отмечается, что длительная прочность в результате

выдержки при температуре 980°C в течение 1000 часов сплава снизилась в 1,7 раз по сравнению с новым сплавом, а коэффициент установившейся скорости ползучести снизился в 2,5 раза. При этом средний диаметр частиц γ' -фазы вырос в 1,7 раза. Следовательно, микроструктурные изменения, происходящие в процессе высокотемпературной выдержки, имеют основное влияние на механические свойства изделия.

Значения минимальной скорости ползучести и времени до разрушения сплава в зависимости от времени выдержки при испытании сплава Inconel 738LC на длительную прочность при различных значениях температур представлены на рисунке 3.16. Видно, что длительная прочность образцов линейно уменьшается с увеличением времени выдержки. Стоит отметить, что наклон линии тем круче, чем выше значение температуры, соответственно, время до разрушения образцов от ползучести при 850°C и 900°C значительно уменьшается.

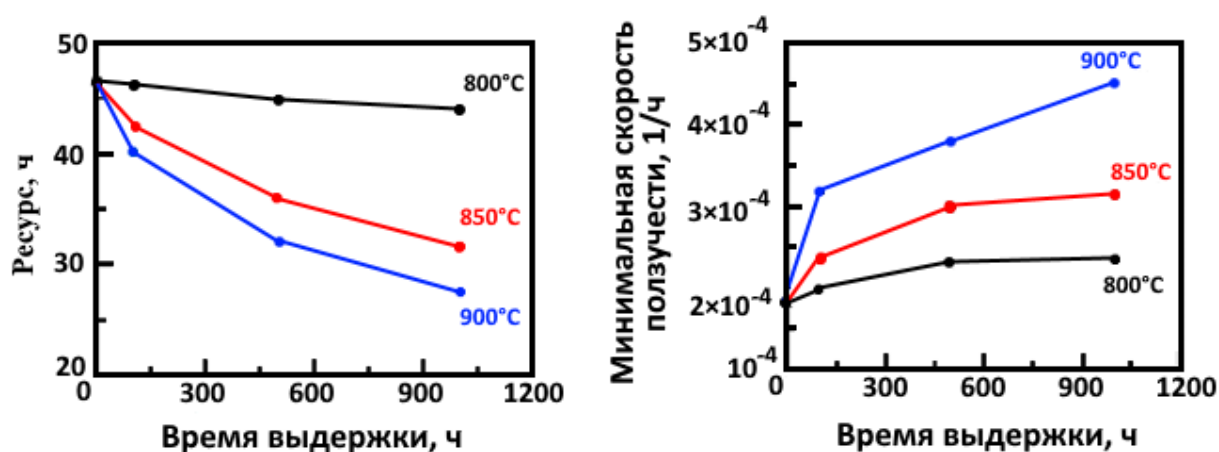


Рисунок 3.16 – Влияние температуры и времени выдержки на характеристики ползучести

Выводы по 3 главе

1. Исследовано влияние высоких температур и напряжений на изменение микроструктуры ЖНС. Установлено, что морфологические характеристики основной упрочняющей γ' -фазы, такие как объемная доля и размер частиц, различным образом реагируют на значения действующих температур и напряжений: увеличение напряжений при постоянной температуре в большей степени определяет изменение размера частиц в то время, как изменяющаяся температура при постоянном напряжении – объемную долю γ' -фазы.

2. Определено, что деградация микроструктурного состояния, связанная с увеличением размера и уменьшением объемного содержания упрочняющей γ' -фазы, приводит к существенному уменьшению механических свойств никелевого сплава. Проведенный анализ показал влияние изменения морфологических характеристик γ' -фазы на малоцикловую усталость и ползучесть. Выявлена четкая зависимость снижения прочности в условиях деградации микроструктуры сплава.

3. В связи с вышеизложенным в качестве критерия для разрабатываемой методики расчета остаточного ресурса лопатки выбраны морфологические характеристики сплава: размер и объемная доля упрочняющей фазы.

4 Методика расчета остаточного ресурса лопаток турбин в процессе эксплуатации

4.1 Постановка задачи

В идеальных условиях эксплуатации лопатки турбин не должны подвергаться воздействию чрезмерно высоких температур в течение достаточно долго временного периода, поскольку это неизбежно приведет к отрицательным микроструктурным изменениям [27, 73, 93]. Небольшое отклонение от расчетных значений температур возможно при запуске двигателя в течение небольшого интервала времени, а также во время экстренного режима работы (что оговорено эксплуатационной документацией). Подобные отклонения должны строго контролироваться: проводиться обязательные инспекции на предмет обнаружения возможных повреждений, не ограничиваясь визуальным осмотром, но также с применением металлургического исследования образцов лопатки. В том случае, если выявлены микроструктурные изменения вследствие воздействия нерасчетных значений температур, вполне логично предположить, что совокупность лопаток ступени имеет повреждения и требуется обязательная замена. Если же микроструктурные изменения таковы, что позволяют и дальше эксплуатировать данную лопатку, то остальной набор лопаток турбины остается в эксплуатации.

Проведённый анализ работ, предлагающих неразрушающие методы контроля работоспособности лопаток турбин [14, 19, 50], показал, что существующие методы основываются на косвенных параметрах и свойствах материалов лопаток и напрямую не учитывают происходящие в процессе реальной эксплуатации лопаток микроструктурные изменения в металле.

Подробное изучение причин разрушения лопаток турбин позволило сделать однозначный вывод о процессах деградации микроструктуры ЖНС и о влиянии подобных изменений на механические свойства изделий:

1. Воздействие высоких температур, равно как и больших напряжений в условиях реальной эксплуатации лопаток турбин, приводит к интенсификации процессов коагуляции частиц γ' -фазы, изменению их формы, размера и уменьшению объемной доли.

2. Факторы температуры и напряжения оказывают различное влияние на морфологические характеристики интерметаллидов: высокие температуры в большей степени приводят к уменьшению объемной доли, в то время как напряжение сильнее оказывает влияние на форму и средний диаметр частиц.

3. В конечном итоге деградация микроструктурного состояния сплавов приводит к снижению механических свойств лопатки.

В связи с этим невозможно недооценить влияние микроструктурных характеристик сплава на ресурс лопаток турбин в процессе реальной эксплуатации и именно поэтому в основу разработанной автором методики легли морфологические характеристики γ' -фазы.

Основываясь на результатах предыдущих глав, автором разработана методика расчета остаточного ресурса лопаток первых ступеней турбин, основанная на учете микроструктурных изменений в сплаве.

На рисунке 4.1 представлена блок-схема формируемой методики.

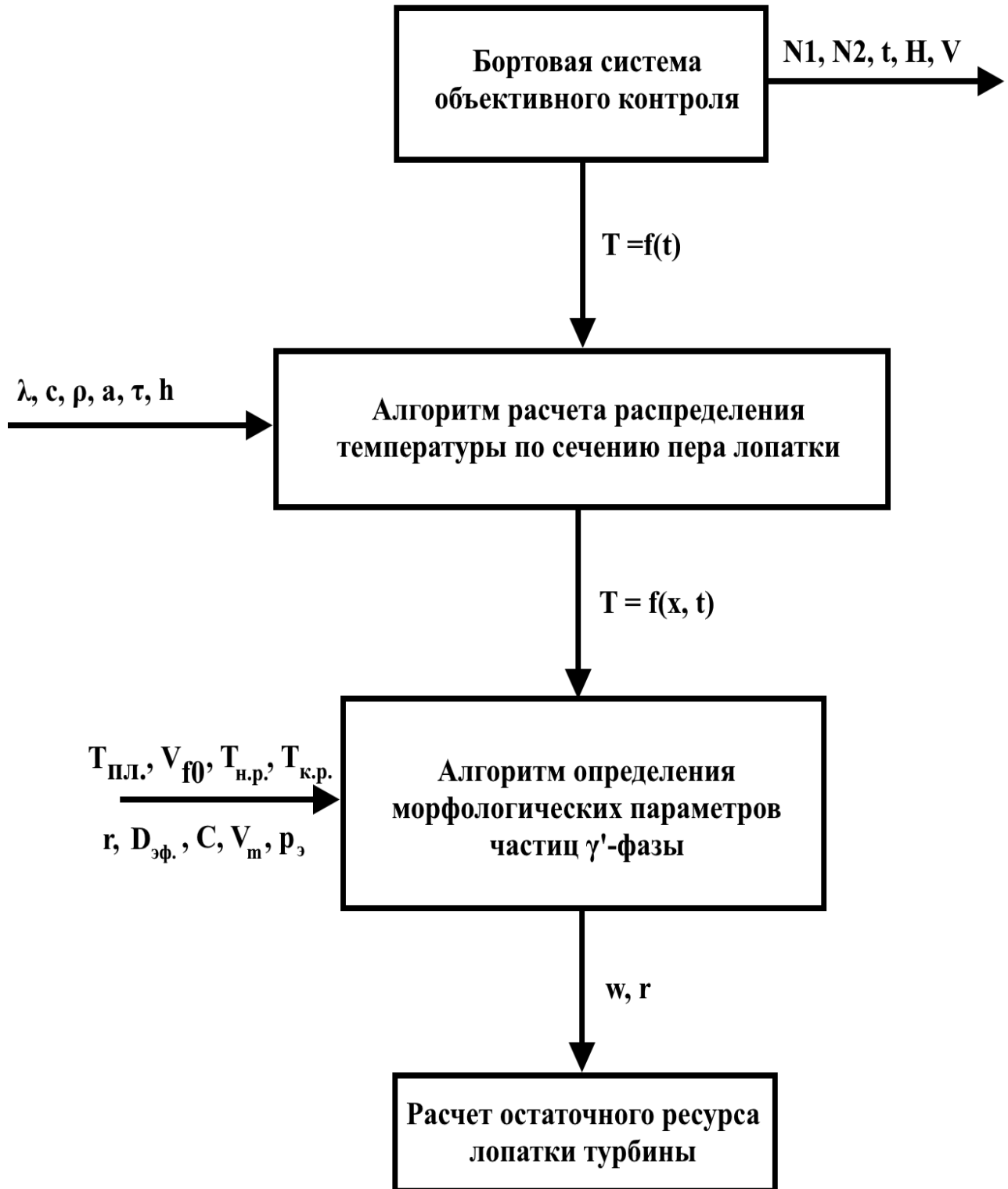


Рисунок 4.1 – Блок – схема разрабатываемой методики расчета остаточного ресурса лопаток турбин

4.2 Источник данных о тепловом состоянии лопаток турбин

Современные виды бортовых систем регистрации параметров, используемых на гражданских воздушных судах, способны фиксировать, записывать и передавать значения порядка 250 параметров с погрешностью измерения не более 0,2 – 1%.

Среди параметров, как правило выделяют два типа:

1. Параметры, информирующие о наличии/отсутствии отказов (0 или 1), как правило такие сигналы фиксируются от бортовых навигационных систем, электрооборудования, систем автоматического управления, бортовых компьютеров. Количество таких параметров находится в диапазоне 50-60. Метод фиксации подобных сигналов основан на наличии или отсутствии тока в цепи.

2. Параметры, фиксирующие численное значение контролируемой системы, к числу которых можно отнести значение давления в гидравлической системе, температура воздуха в системе кондиционирования воздуха, скорость вращения ТВД и ТНД, температура в турбине и т.д.

Все фиксируемые бортовым регистратором параметры помогают в поиске и устранении неисправности, значительно облегчая работу инженерно-технического персонала.

Самые передовые производители ГТД, в числе которых можно отметить зарубежные Rolls-Royce, General Electric, Snecma, Pratt&Whitney, а также отечественные ПАО «Пермские моторы», ПАО «НПО Сатурн» - уделяют особое внимание контролю параметров работы двигателя на всех этапах полета [16, 42].

Совокупность параметров, характеризующих состояние авиационного ГТД, можно классифицировать следующим образом:

1. В первую группу можно отнести параметры частоты вращения роторов, температуры газа на входе в турбину и т.д. Указанные параметры характеризуют эффективность работы ГТД.

2. Во вторую группу относят параметры, определяющие возможное наличие неисправности, например, повышенная температура выходящих газов, высокая вибрация.

3. В третью группу входят параметры, по которым осуществляется контроль систем авиационного двигателя. Прежде всего это давление топлива, температура масла, давление масла, часовой расход топлива и т.п.

Так, на двигателях CF6-80C2B1F фирмы General Electric, устанавливаемых на Boeing-747, есть возможность контролировать многие параметры двигателя и удаленно получать их на персональный компьютер любого заинтересованного сотрудника авиапредприятия через корпоративный портал General Electric.

Данные возможно загрузить в формате EXCEL и провести детальный анализ. Пример данных, получаемых от бортовых систем по двигателям CF6-80C2B1F в крейсерском режиме полета представлен на рисунке 4.2. Как видно, современное оборудование способно фиксировать более десятка различных параметров со скоростью вплоть до 1 раза в секунду.

В процессе эксплуатации авиационных двигателей нередкими являются случаи их выхода на нерасчетные режимы работы как по параметрам числа оборотов, так и по величине температурного воздействия в газовой турбине, которые принято называть температурными «забросами».

Выходы на нерасчетные режимы работы существенным образом сказываются на величине остаточного ресурса двигателя.

Обладая всем комплексом информации на основе данных систем фиксации параметров двигателя, а именно, по величине температуры в турбине возможно провести глубокий анализ возможных микроструктурных изменений в сплаве, и на основе информации об этих значениях произвести расчет остаточного ресурса лопаток турбин.

| Time | BAROMETRIC ALTITUDE | RADIO ALTITUDE | AIR GROUND | COMPUTED AIR SPEED | N1 ENG #1 | N1 ENG #2 | N1 ENG #3 | N1 ENG #4 | N2 ENG #1 | N2 ENG #2 | N2 ENG #3 | N2 ENG #4 | THROTTLE ANGLE 1 | THROTTLE ANGLE 2 | THROTTLE ANGLE 3 | THROTTLE ANGLE 4 | FUEL FLOW ENG #1 | FUEL FLOW ENG #2 | FUEL FLOW ENG #3 | FUEL FLOW ENG #4 | EGT ENG #1 | EGT ENG #2 | EGT ENG #3 | EGT ENG #4 | VIBRATION N1 ENG #1 | VIBRATION N1 ENG #2 | VIBRATION N1 ENG #3 | VIBRATION N1 ENG #4 | VIBRATION N2 ENG #1 | VIBRATION N2 ENG #2 | VIBRATION N2 ENG #3 | VIBRATION N2 ENG #4 | VIB (HPT) FILTER3 ENG 1 | VIB (HPT) FILTER3 ENG 2 | VIB (HPT) FILTER3 ENG 3 | VIB (HPT) FILTER3 ENG 4 | VIBRATION BB ENG #1 | VIBRATION BB ENG #2 | VIBRATION BB ENG #3 | VIBRATION BB ENG #4 | ENGINE FUEL CUTOFF 1 | ENGINE FUEL CUTOFF 2 | ENGINE FUEL CUTOFF 3 | ENGINE FUEL CUTOFF 4 |
|----------|---------------------|----------------|------------|--------------------|-----------|-----------|-----------|-----------|-----------|-----------|-----------|-----------|------------------|------------------|------------------|------------------|------------------|------------------|------------------|------------------|------------|------------|------------|------------|---------------------|---------------------|---------------------|---------------------|---------------------|---------------------|---------------------|---------------------|-------------------------|-------------------------|-------------------------|-------------------------|---------------------|---------------------|---------------------|---------------------|----------------------|----------------------|----------------------|----------------------|
| 22:33:27 | 34944 | 2013 | AIR | 280 | 91,25 | 91,25 | 91,25 | 91,38 | 96 | 96,75 | 96,75 | 97 | 63,28 | 63,46 | 63,46 | 62,93 | 2504 | 2526 | 2464 | 2529 | 657 | 639 | 625 | 647 | 2,04 | 1,58 | 0,22 | 0,89 | 0,28 | 0,68 | 0,07 | 0,02 | 1 | 0,34 | 0,5 | 0,45 | 0,86 | 0,45 | 0,43 | 0,37 | RUN | RUN | RUN | RUN |
| 22:33:28 | 34944 | 2013 | AIR | 280 | 91,25 | 91,25 | 91,25 | 91,25 | 96 | 96,75 | 96,75 | 97 | 63,28 | 63,46 | 63,46 | 62,93 | 2504 | 2526 | 2464 | 2526 | 657 | 638 | 625 | 646 | 2,04 | 1,58 | 0,22 | 0,9 | 0,33 | 0,68 | 0,07 | 0,02 | 1 | 0,33 | 0,5 | 0,45 | 0,87 | 0,46 | 0,43 | 0,37 | RUN | RUN | RUN | RUN |
| 22:33:29 | 34943 | 2013 | AIR | 280 | 91,25 | 91,25 | 91,25 | 91,25 | 96 | 96,75 | 96,75 | 96,75 | 63,28 | 63,46 | 63,46 | 62,93 | 2504 | 2518 | 2464 | 2518 | 657 | 638 | 625 | 646 | 2,04 | 1,58 | 0,22 | 0,9 | 0,33 | 0,69 | 0,1 | 0,02 | 0,98 | 0,33 | 0,5 | 0,45 | 0,87 | 0,46 | 0,45 | 0,36 | RUN | RUN | RUN | RUN |
| 22:33:30 | 34943 | 2013 | AIR | 280 | 91,25 | 91,25 | 91,25 | 91,25 | 96 | 96,75 | 96,75 | 96,75 | 63,28 | 63,46 | 63,46 | 62,93 | 2500 | 2507 | 2457 | 2518 | 656 | 638 | 625 | 646 | 2,02 | 1,58 | 0,22 | 0,89 | 0,33 | 0,69 | 0,1 | 0,01 | 0,98 | 0,33 | 0,5 | 0,45 | 0,87 | 0,46 | 0,45 | 0,36 | RUN | RUN | RUN | RUN |
| 22:33:31 | 34943 | 2013 | AIR | 280 | 91,25 | 91,25 | 91,25 | 91,25 | 96 | 96,75 | 96,75 | 96,75 | 63,28 | 63,46 | 63,46 | 62,93 | 2497 | 2511 | 2457 | 2522 | 657 | 638 | 625 | 646 | 2,02 | 1,58 | 0,22 | 0,89 | 0,29 | 0,69 | 0,1 | 0,01 | 0,97 | 0,34 | 0,5 | 0,46 | 0,82 | 0,47 | 0,45 | 0,36 | RUN | RUN | RUN | RUN |
| 22:33:32 | 34943 | 2013 | AIR | 279 | 91,25 | 91,25 | 91,25 | 91,25 | 96 | 96,75 | 96,75 | 97 | 63,28 | 63,46 | 63,46 | 62,93 | 2493 | 2507 | 2460 | 2522 | 656 | 638 | 625 | 646 | 2,07 | 1,57 | 0,22 | 0,89 | 0,29 | 0,69 | 0,1 | 0,01 | 0,97 | 0,34 | 0,5 | 0,46 | 0,82 | 0,47 | 0,45 | 0,38 | RUN | RUN | RUN | RUN |
| 22:33:33 | 34942 | 2013 | AIR | 279 | 91,25 | 91,25 | 91,13 | 91,25 | 96 | 96,75 | 96,75 | 96,75 | 63,28 | 63,46 | 63,46 | 62,93 | 2497 | 2511 | 2453 | 2518 | 656 | 638 | 625 | 646 | 2,07 | 1,57 | 0,21 | 0,89 | 0,3 | 0,7 | 0,1 | 0,01 | 0,97 | 0,34 | 0,5 | 0,46 | 0,85 | 0,47 | 0,45 | 0,38 | RUN | RUN | RUN | RUN |
| 22:33:34 | 34942 | 2013 | AIR | 279 | 91,25 | 91,25 | 91,25 | 91,25 | 96 | 96,75 | 96,5 | 96,75 | 63,28 | 63,46 | 63,46 | 62,93 | 2493 | 2515 | 2449 | 2515 | 656 | 639 | 625 | 646 | 2,01 | 1,58 | 0,21 | 0,89 | 0,3 | 0,7 | 0,1 | 0,01 | 0,98 | 0,34 | 0,51 | 0,45 | 0,85 | 0,47 | 0,46 | 0,35 | RUN | RUN | RUN | RUN |
| 22:33:35 | 34940 | 2013 | AIR | 279 | 91,25 | 91,25 | 91,13 | 91,13 | 96 | 96,75 | 96,75 | 96,75 | 63,28 | 63,46 | 63,46 | 62,93 | 2493 | 2511 | 2449 | 2518 | 656 | 638 | 625 | 646 | 2,01 | 1,58 | 0,21 | 0,91 | 0,33 | 0,7 | 0,1 | 0,01 | 0,98 | 0,34 | 0,51 | 0,45 | 0,83 | 0,46 | 0,46 | 0,35 | RUN | RUN | RUN | RUN |
| 22:33:36 | 34940 | 2013 | AIR | 279 | 91,25 | 91,25 | 91,25 | 91,25 | 95,75 | 96,75 | 96,75 | 97 | 63,28 | 63,46 | 63,46 | 62,93 | 2486 | 2515 | 2457 | 2518 | 656 | 638 | 626 | 646 | 2,01 | 1,56 | 0,21 | 0,91 | 0,33 | 0,7 | 0,09 | 0,01 | 0,99 | 0,34 | 0,51 | 0,44 | 0,83 | 0,46 | 0,45 | 0,35 | RUN | RUN | RUN | RUN |
| 22:33:37 | 34940 | 2013 | AIR | 279 | 91,25 | 91,25 | 91,25 | 91,25 | 96 | 96,75 | 96,75 | 97 | 63,28 | 63,46 | 63,46 | 62,93 | 2489 | 2515 | 2460 | 2518 | 656 | 638 | 626 | 646 | 2,02 | 1,56 | 0,21 | 0,9 | 0,33 | 0,7 | 0,09 | 0,02 | 0,99 | 0,34 | 0,51 | 0,44 | 0,83 | 0,46 | 0,45 | 0,37 | RUN | RUN | RUN | RUN |
| 22:33:38 | 34940 | 2013 | AIR | 279 | 91,25 | 91,25 | 91,38 | 91,38 | 96 | 96,75 | 96,75 | 97 | 63,28 | 63,46 | 63,46 | 62,93 | 2489 | 2511 | 2468 | 2522 | 656 | 638 | 626 | 647 | 2,02 | 1,56 | 0,22 | 0,9 | 0,32 | 0,69 | 0,09 | 0,02 | 0,97 | 0,33 | 0,51 | 0,44 | 0,84 | 0,45 | 0,45 | 0,37 | RUN | RUN | RUN | RUN |
| 22:33:39 | 34941 | 2013 | AIR | 279 | 91,25 | 91,25 | 91,38 | 91,38 | 96 | 96,75 | 96,75 | 97 | 63,28 | 63,46 | 63,46 | 62,93 | 2497 | 2511 | 2464 | 2526 | 657 | 638 | 625 | 647 | 2,01 | 1,59 | 0,22 | 0,9 | 0,32 | 0,69 | 0,07 | 0,02 | 0,97 | 0,33 | 0,52 | 0,45 | 0,84 | 0,45 | 0,46 | 0,38 | RUN | RUN | RUN | RUN |
| 22:33:40 | 34942 | 2013 | AIR | 279 | 91,25 | 91,25 | 91,25 | 91,25 | 96 | 96,75 | 96,75 | 97 | 63,28 | 63,46 | 63,46 | 62,93 | 2500 | 2507 | 2457 | 2522 | 657 | 638 | 626 | 646 | 2,01 | 1,59 | 0,21 | 0,9 | 0,32 | 0,7 | 0,07 | 0,03 | 0,97 | 0,34 | 0,52 | 0,45 | 0,89 | 0,47 | 0,46 | 0,38 | RUN | RUN | RUN | RUN |
| 22:33:41 | 34941 | 2013 | AIR | 279 | 91,25 | 91,25 | 91,25 | 91,25 | 96 | 96,75 | 96,75 | 96,75 | 63,28 | 63,46 | 63,46 | 62,93 | 2497 | 2511 | 2464 | 2518 | 656 | 639 | 626 | 646 | 2,03 | 1,56 | 0,21 | 0,9 | 0,32 | 0,7 | 0,09 | 0,03 | 1 | 0,34 | 0,5 | 0,46 | 0,89 | 0,47 | 0,45 | 0,38 | RUN | RUN | RUN | RUN |
| 22:33:42 | 34941 | 2013 | AIR | 279 | 91,25 | 91,25 | 91,38 | 91,38 | 96 | 96,75 | 96,75 | 97 | 63,28 | 63,46 | 63,46 | 62,93 | 2500 | 2507 | 2471 | 2526 | 656 | 638 | 626 | 648 | 2,03 | 1,56 | 0,21 | 0,92 | 0,28 | 0,71 | 0,09 | 0,02 | 1 | 0,34 | 0,5 | 0,46 | 0,86 | 0,48 | 0,45 | 0,37 | RUN | RUN | RUN | RUN |
| 22:33:43 | 34942 | 2013 | AIR | 279 | 91,25 | 91,38 | 91,38 | 91,38 | 96 | 96,75 | 96,75 | 97 | 63,28 | 63,46 | 63,46 | 62,93 | 2497 | 2511 | 2471 | 2522 | 656 | 639 | 626 | 647 | 2,05 | 1,58 | 0,2 | 0,92 | 0,28 | 0,71 | 0,09 | 0,02 | 0,98 | 0,34 | 0,5 | 0,46 | 0,86 | 0,48 | 0,45 | 0,37 | RUN | RUN | RUN | RUN |
| 22:33:44 | 34942 | 2013 | AIR | 279 | 91,25 | 91,38 | 91,25 | 91,25 | 96 | 96,75 | 96,75 | 96,75 | 63,28 | 63,46 | 63,46 | 62,93 | 2500 | 2511 | 2468 | 2518 | 657 | 639 | 626 | 647 | 2,05 | 1,58 | 0,2 | 0,92 | 0,32 | 0,71 | 0,09 | 0,03 | 0,98 | 0,34 | 0,5 | 0,46 | 0,84 | 0,47 | 0,45 | 0,37 | RUN | RUN | RUN | RUN |
| 22:33:45 | 34942 | 2013 | AIR | 279 | 91,38 | 91,38 | 91,25 | 91,25 | 96 | 96,75 | 96,75 | 97 | 63,28 | 63,46 | 63,46 | 62,93 | 2504 | 2518 | 2460 | 2526 | 657 | 639 | 626 | 647 | 2,05 | 1,58 | 0,21 | 0,91 | 0,32 | 0,69 | 0,09 | 0,03 | 0,98 | 0,34 | 0,5 | 0,46 | 0,84 | 0,47 | 0,45 | 0,37 | RUN | RUN | RUN | RUN |
| 22:33:46 | 34941 | 2013 | AIR | 279 | 91,38 | 91,38 | 91,25 | 91,38 | 96 | 96,75 | 96,75 | 97 | 63,28 | 63,46 | 63,46 | 62,93 | 2504 | 2515 | 2457 | 2529 | 657 | 640 | 625 | 648 | 2,01 | 1,58 | 0,21 | 0,91 | 0,32 | 0,69 | 0,1 | 0,03 | 0,98 | 0,34 | 0,5 | 0,46 | 0,84 | 0,47 | 0,47 | 0,38 | RUN | RUN | RUN | RUN |
| 22:33:47 | 34942 | 2013 | AIR | 279 | 91,38 | 91,38 | 91,25 | 91,38 | 96 | 96,75 | 96,75 | 97 | 63,28 | 63,46 | 63,46 | 62,93 | 2507 | 2515 | 2457 | 2529 | 657 | 639 | 626 | 647 | 2,01 | 1,58 | 0,21 | 0,92 | 0,32 | 0,69 | 0,1 | 0,02 | 0,98 | 0,33 | 0,5 | 0,46 | 0,86 | 0,47 | 0,47 | 0,38 | RUN | RUN | RUN | RUN |
| 22:33:48 | 34943 | 2013 | AIR | 279 | 91,25 | 91,38 | 91,38 | 91,38 | 96 | 97 | 96,75 | 97 | 63,28 | 63,46 | 63,46 | 63,11 | 2504 | 2518 | 2457 | 2529 | 657 | 639 | 626 | 647 | 1,99 | 1,56 | 0,21 | 0,92 | 0,32 | 0,69 | 0,11 | 0,02 | 0,98 | 0,33 | 0,51 | 0,44 | 0,86 | 0,47 | 0,44 | 0,38 | RUN | RUN | RUN | RUN |
| 22:33:49 | 34943 | 2013 | AIR | 279 | 91,5 | 91,38 | 91,5 | 91,5 | 96 | 97 | 97 | 97 | 63,28 | 63,46 | 63,46 | 63,11 | 2504 | 2526 | 2464 | 2536 | 657 | 640 | 627 | 648 | 1,99 | 1,56 | 0,21 | 0,93 | 0,31 | 0,69 | 0,11 | 0,02 | 0,98 | 0,33 | 0,51 | 0,44 | 0,86 | 0,46 | 0,44 | 0,38 | RUN | RUN | RUN | RUN |
| 22:33:50 | 34943 | 2013 | AIR | 279 | 91,5 | 91,5 | 91,5 | 91,5 | 96 | 97 | 96,75 | 97 | 63,28 | 63,46 | 63,46 | 63,11 | 2507 | 2526 | 2464 | 2536 | 658 | 641 | 626 | 648 | 1,99 | 1,55 | 0,2 | 0,93 | 0,31 | 0,69 | 0,09 | 0,02 | 0,99 | 0,33 | 0,51 | 0,44 | 0,86 | 0,46 | 0,48 | 0,38 | RUN | RUN | RUN | RUN |
| 22:33:51 | 34942 | 2013 | AIR | 279 | 91,38 | 91,38 | 91,38 | 91,38 | 96 | 97 | 96,75 | 97 | 63,28 | 63,46 | 63,46 | 63,11 | 2507 | 2529 | 2464 | 2536 | 657 | 640 | 626 | 647 | 1,99 | 1,55 | 0,2 | 0,93 | 0,32 | 0,69 | 0,09 | 0,03 | 0,99 | 0,32 | 0,51 | 0,46 | 0,88 | 0,46 | 0,48 | 0,38 | RUN | RUN | RUN | RUN |
| 22:33:52 | 34941 | 2013 | AIR | 279 | 91,38 | 91,38 | 91,38 | 91,38 | 96 | 97 | 96,75 | 97 | 63,28 | 63,46 | 63,46 | 63,11 | 2500 | 2529 | 2471 | 2536 | 657 | 640 | 627 | 648 | 1,99 | 1,55 | 0,21 | 0,93 | 0,32 | 0,7 | 0,09 | 0,03 | 0,99 | 0,32 | 0,51 | 0,46 | 0,88 | 0,46 | 0,48 | 0,38 | RUN | RUN | RUN | RUN |
| 22:33:53 | 34940 | 2013 | AIR | 279 | 91,5 | 91,38 | 91,5 | 91,5 | 96 | 97 | 97 | 97 | 63,28 | 63,46 | 63,46 | 63,11 | 2507 | 2529 | 2475 | 2540 | 658 | 640 | 627 | 648 | 1,99 | 1,57 | 0,21 | 0,93 | 0,32 | 0,7 | 0,09 | 0,03 | 0,99 | 0,32 | 0,51 | 0,47 | 0,88 | 0,46 | 0,47 | 0,39 | RUN | RUN | RUN | RUN |
| 22:33:54 | 34939 | 2013 | AIR | 279 | 91,63 | 91,5 | 91,5 | 91,5 | 96,25 | 97 | 97 | 97 | 63,28 | 63,46 | 63,46 | 63,11 | 2515 | 2533 | 2475 | 2547 | 659 | 641 | 627 | 648 | 1,99 | 1,57 | 0,2 | 0,97 | 0,32 | 0,67 | 0,09 | 0,02 | 1 | 0,34 | 0,51 | 0,47 | 0,89 | 0,46 | 0,47 | 0,39 | RUN | RUN | RUN | RUN |
| 22:33:55 | 34940 | 2013 | AIR | 279 | 91,5 | 91,5 | 91,5 | 91,5 | 96,25 | 97 | 96,75 | 97 | 63,28 | 63,46 | 63,46 | 63,11 | 2515 | 2540 | 2471 | 2540 | 658 | 641 | 627 | 648 | 1,98 | 1,55 | 0,2 | 0,97 | 0,32 | 0,67 | 0,09 | 0,02 | 1 | 0,34 | 0,51 | 0,47 | 0,89 | 0,46 | 0,48 | 0,39 | RUN | RUN | RUN | RUN |
| 22:33:56 | 34941 | 2013 | AIR | 279 | 91,38 | 91,5 | 91,5 | 91,5 | 96 | 97 | 96,75 | 97 | 63,28 | 63,46 | 63,63 | 63,11 | 2511 | 2544 | 2468 | 2540 | 657 | 641</ | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | |

4.3 Алгоритм расчета распределения температуры по сечению пера лопатки

Широкий круг задач тепломассообмена сводится к решению дифференциальных уравнений в частных производных. Эти уравнения достаточно сложны, в связи с чем получить их решение в виде конечной формулы в большинстве случаев невозможно. Поэтому в настоящее время для решения подобных задач применяются приближенные методы, которые подразделяют на две группы [3]:

1) Группа, включающая в себя методы, позволяющие выразить приближенное решение задачи в аналитической форме, например, в виде отрезка некоторого ряда. Как правило подобные решения имеют сложную структуру, могут содержать специальные функции и интегралы. Это усложняет его решение.

2) Группа, включающая в себя численные методы, которые позволяют получить численную таблицу приближенных значений искомого решения: метод Монте Карло, метод прямых, метод конечных разностей (метод сеток).

Наиболее часто для решения задач тепломассообмена применяется метод конечных разностей [9, 33]. Суть данного метода заключается в следующем: дифференциальные операторы исходных дифференциальных уравнений заменяются приближенными значениями, выраженными через разности значений функций в отдельных точках разностной сетки. Широкое распространение данный метод получил в связи со своей универсальностью и возможностью реализации на электронных вычислительных машинах.

Существует большое количество конечно-разностных схем, применяемых для решения задач теплопроводности [36, 38]. Среди разнообразия разностных алгоритмов невозможно выделить такой, который обладал бы значительными преимуществами перед другими, каждый из них обладает своими преимуществами и недостатками. В связи с этим та или иная численная схема выбирается из

следующих соображений: специфика решаемой задачи, опыт исследователя, особенности электронных вычислительных машин и т.д.

Для численного прогнозирования долговечности теплонапряженных лопаток турбин ГТД предлагается алгоритм расчета и определения температурного поля в многослойном металлокерамическом покрытии, базирующийся на использовании дифференциального уравнения теплопроводности [37, 46]. Это уравнение устанавливает связь между пространственным и временным изменением температуры тела, иными словами, с помощью него осуществляется математическое описание переноса тепла внутри тела. Уравнение теплопроводности при нестационарном переносе тепла, устанавливающее связь между временем и изменением температуры в исследуемом объекте, имеет вид [24]:

$$c\rho \frac{\partial T}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} \left(\lambda \frac{\partial T}{\partial x} \right) + \frac{\partial}{\partial y} \left(\lambda \frac{\partial T}{\partial y} \right) + \frac{\partial}{\partial z} \left(\lambda \frac{\partial T}{\partial z} \right) + Q(x, y, z, t, T), \quad (4.1)$$

где λ – коэффициент теплопроводности;

c – удельная теплоемкость;

ρ – плотность;

$Q(x, y, z, t, T)$ – плотность тепловых источников;

T – температура;

t - время;

x, y, z – пространственные координаты.

В случае одномерной задачи уравнение (4.1) примет вид:

$$c\rho \frac{\partial T}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} \left(\lambda \frac{\partial T}{\partial x} \right) + Q(x, y, z, t, T) \quad (4.2)$$

Для решения строго выбранной задачи с использованием уравнения (4.2) необходимо задаться условиями однозначности, определяющими параметры рабочего тела:

- а) геометрические характеристики: размеры, форма;
- б) физические характеристики: коэффициент теплопроводности, удельная теплоемкость, плотность;

с) начальными условиями, которые описывают исходное распределение температуры в исследуемом объекте. В общем виде начальное условие имеет вид:

$$t=0 : T = f(x, y, z) \quad (4.3)$$

d) граничные условия, которые характеризуют процессы, протекающие в исследуемом объекте. Выделяют четыре типа граничных условий:

i. Граничное условие первого рода – описывает значение температуры на поверхности тела в различные моменты времени:

$$T = T_{\text{пов}}(x, y, z, t), \quad (4.4)$$

где $T_{\text{пов}}$ – значение температуры на поверхности тела.

ii. Граничное условие второго рода – описывает величину теплового потока на поверхности объекта в произвольный временной период:

$$-\lambda \left(\frac{\partial T}{\partial \bar{n}} \right) = q(x, y, z, t), \quad (4.5)$$

где \bar{n} – нормаль к поверхности исследуемого объекта

iii. Граничное условие третьего рода – описывает взаимосвязь величин тепловых потоков от теплопроводности и температурного напора:

$$-\lambda \left(\frac{\partial T}{\partial \bar{n}} \right) = \alpha(T_{\text{пов}} - T_{\text{напора}}), \quad (4.6)$$

где α – коэффициент теплообмена

iv. Граничное условие четвертого рода – описывает равные величины температуры и теплового потока на границе слоев, имеющих различные значения теплофизических характеристик:

$$\begin{cases} -\lambda_1 \left(\frac{\partial T_1}{\partial \bar{n}} \right)_r = -\lambda_2 \left(\frac{\partial T_2}{\partial \bar{n}} \right)_r, \\ T_1(x_r, y_r, z_r, t) = T_2(x_r, y_r, z_r, t) \end{cases}, \quad (4.7)$$

где x_r, y_r, z_r – значение координат границ слоев;

T_1, T_2 – температуры соприкасающихся слоев.

Уравнение (4.1) совместно с начальными и граничными условиями (4.3- 4.7), а также характеристиками исследуемого объекта называется краевой задачей теплопроводности.

С целью решения поставленной задачи по созданию методики расчета распределения температуры в сечении пера лопатки рассматривалось одномерное уравнение теплопроводности:

$$c\rho \frac{\partial T}{\partial t} = \lambda \frac{\partial^2 T}{\partial x^2} \quad (4.8)$$

Приняты следующие допущения [1.21]:

1. Система покрытий рассматривается в виде набора бесконечных плоских слоев пластины.

2. Физические характеристики, такие как коэффициент теплопроводности (λ), удельная теплоемкость (c_p), плотность (ρ), постоянны по толщине слоя и не зависят от температуры.

Основываясь на принятых допущениях уравнение теплопроводности [20] для i -го слоя примет вид:

$$\frac{\partial T(x, t)}{\partial t} = a^2 \frac{\partial^2 T(x, t)}{\partial x^2}, \quad (4.9)$$

где $a^2 = \frac{\lambda}{c \cdot \rho}$ - коэффициент температуропроводности.

Для решения уравнения (4.9) приняты следующие начальные и граничные условия:

1. Начальные условия:

$$T(x, 0) = f(x) = 200^\circ\text{C} \quad \text{при } x \neq 0, x \neq 1 \quad (4.10)$$

2. Граничные условия 1-го рода

$$\begin{cases} T(0, t) = T_1(t) = 200^\circ\text{C} \\ T(1, t) = T_2(t) = 400^\circ\text{C} \end{cases} \quad (4.11)$$

3. Граничные условия 4-го рода (условие непрерывности температуры и потока энергии на границах слоев):

$$\begin{cases} T(l_{m-0}, t) = T(l_{m+0}, t) \\ \lambda_m \frac{\partial T}{\partial x}(l_{m-0}, t) = \lambda_{m+1} \frac{\partial T}{\partial x}(l_{m+0}, t) \end{cases} \quad (4.12)$$

где m - координата границы сред;

l_{m-0} - координата первого слоя слева от границы слоёв;

l_{m+0} - координата второго слоя справа от границы слоёв;

λ_m - коэффициент теплопроводности m -го слоя;

λ_{m+1} - коэффициент теплопроводности $m+1$ слоя.

Совокупность уравнения (4.9 – 4.12) называется смешанной задачей (рисунок 4.3) для уравнения теплопроводности.

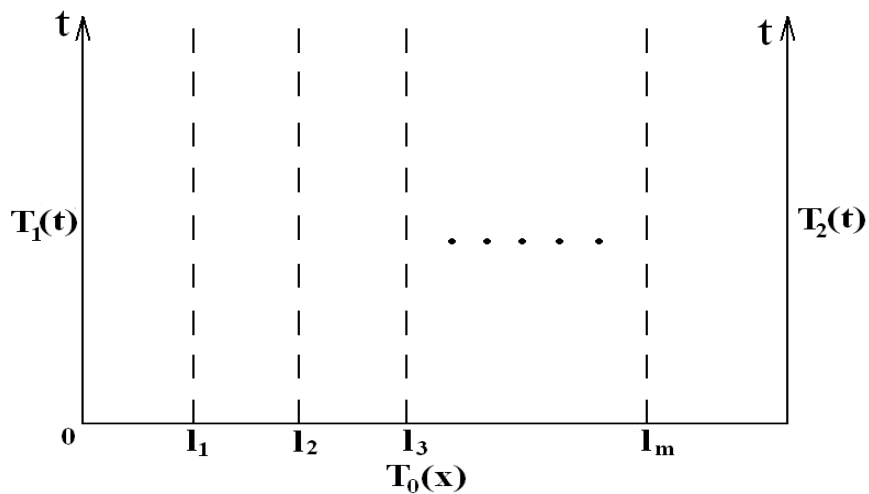


Рисунок 4.3 - Смешанная задача для уравнения теплопроводности

Для численного решения задачи (4.9) с крайними условиями (4.10-4.12) была выбрана известная неявная схема Кранка – Николсона [20] с шаблоном, представленным на рисунке 4.4.

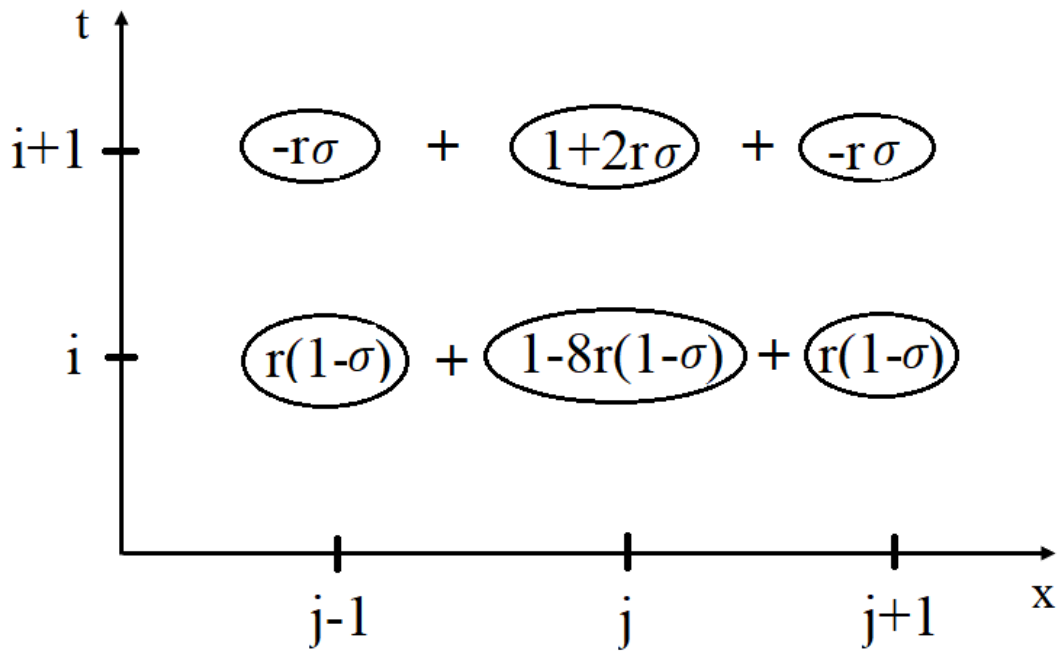


Рисунок 4.4 – Шаблон для неявной схемы,

где σ – произвольный вещественный параметры, выбираемый для Схемы Кранка-

Николсона равным 0,5; $r = \frac{\tau}{h_m}$, τ – шаг сетки по времени; h_m – шаг сетки по

координате в m -ом слое

Сетка для неявной разностной схемы изображена на рисунке 4.5.

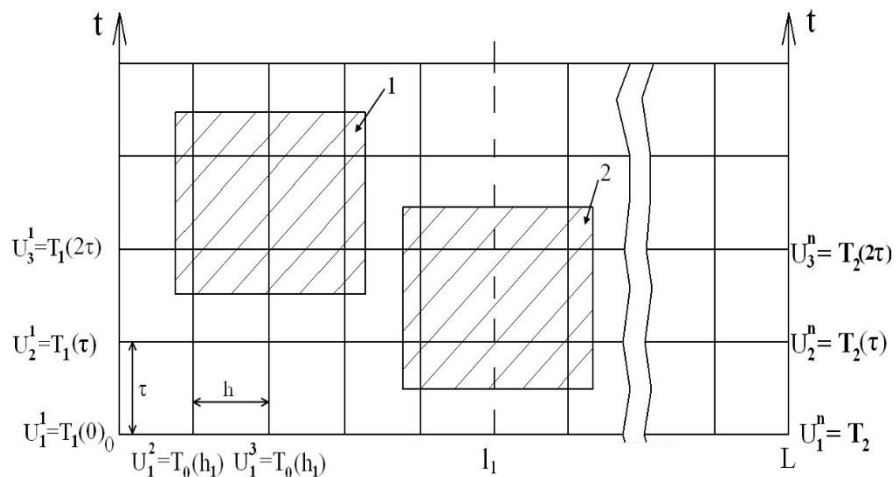


Рисунок 4.5 – Сетка для неявной разностной схемы

1 – шаблон находится внутри слоя покрытия; 2 – граница раздела покрытий пересекает шаблон; τ – шаг по времени; h – шаг по координате; L – глубина слоя.

Пусть U_i^j – значение температур на сетке (j – индекс по времени, i – по координате), тогда, если шаблон находится внутри слоя (1, рисунок 4.5), то, в соответствии с принятой схемой (рисунок 4.4), разностное уравнение примет следующий вид:

$$\begin{aligned} -\sigma r U_{i+1}^{j-1} + (1 - 2r\sigma)U_{i+1}^j - \sigma r U_{i+1}^{j+1} \\ = r(1 - \sigma)U_i^{j+1} + [1 - 2r(1 - \sigma)]U_i^j + r(1 - \sigma)U_i^{j-1} \end{aligned} \quad (4.13)$$

Если же граница слоев пересекает шаблон (2, рисунок 4.5), то, согласно (4.12), имеем

$$\frac{\lambda_m(U_{i+1}^j - U_{i+1}^{j-1})}{h_m} = \frac{\lambda_{m+1}(U_{i+1}^{j+1} - U_{i+1}^j)}{h_{m+1}} \quad (4.14)$$

Из условия (4.10) следует, что:

$$\begin{cases} U_{i+1}^1 = T_1(i \cdot \tau) \\ U_{i+1}^n = T_2(i \cdot \tau) \end{cases} \quad (4.15)$$

где n – число точек сетки по толщине покрытия.

При фиксированном i уравнения (4.12, 4.13) представляют собой систему $(n-2)$ уравнений с $(n-2)$ неизвестными $U_{i+1}^2, U_{i+1}^3 \dots U_{i+1}^{n-1}$, которые являются решением задачи во внутренних узлах сетки на временном слое $t=j \cdot \tau$. На основании рассмотренных систем уравнений был разработан алгоритм расчета на базе программного продукта EXCEL для решения уравнения теплопроводности (4.9) в многослойном покрытии.

Для решения задачи был проведен ряд численных расчетов температуры для двухслойного покрытия и подложки [37]. Принятые геометрические и физические характеристики представлены в таблице 4.1.

Таблица 4.1 – Геометрические и физические характеристики слоев

| Номер слоя | 1 | 2 | 3(подложка) |
|-----------------------------------|------|-----|-------------|
| Толщина, мкм | 250 | 120 | 3000 |
| Теплопроводность, Вт/м·град. | 1,5 | 0,6 | 5 |
| Удельная теплоемкость, Дж/кг·град | 1000 | 800 | 500 |

Продолжение Таблицы 4.1

| Номер слоя | 1 | 2 | 3(подложка) |
|---|----------------------|----------------------|----------------------|
| Плотность, кг/м ³ | 5500 | 7000 | 8000 |
| Температуропроводность, м ² /с | $2,73 \cdot 10^{-7}$ | $1,07 \cdot 10^{-7}$ | $1,25 \cdot 10^{-6}$ |

Для условий тестового расчета физические характеристики жаростойкого подслоя приняты равными аналогичным характеристикам подложки, вследствие чего данные в столбце 3 представляют собой совокупно металлическую часть металлокерамического покрытия.

Расчет проводился при градиенте температуры на поверхности покрытий 20 °С/с. В таблице 4.2 представлены результаты расчета распределения температуры.

Таблица 4.2 – Распределение температуры по глубине покрытий и подложки через 10 секунд после начала термонагружения. Начальная температура 200°C, градиент температуры на поверхности 20°C/с

| | Глубина, мкм | 0 | 56,1 | 93,44 | 186,9 | 280,3 | 400,6 | 1012,8 | 1778,1 | 2543,3 | 3308,8 |
|-----------------|-----------------------|-----|--------|--------|--------|--------|--------|--------|--------|--------|--------|
| Температура, °C | h = 25 мкм τ = 1 с | 400 | 396,27 | 393,84 | 388,18 | 380,65 | 369,49 | 364,22 | 366,11 | 377,31 | 398,02 |
| | h = 25 мкм τ = 1 с | 400 | 396,17 | 393,74 | 388,13 | 380,65 | 369,52 | 364,23 | 366,11 | 377,35 | 397,95 |
| | h = 25 мкм τ = 1 с | 400 | 396,07 | 393,65 | 388,03 | 380,57 | 369,43 | 364,15 | 366,03 | 377,26 | 397,85 |
| | h = 25 мкм τ = 1 с | 400 | 396,16 | 393,66 | 387,71 | 380,16 | 368,81 | 363,73 | 365,77 | 377,14 | 398,01 |
| | h = 25 мкм τ = 1 с | 400 | 396,06 | 393,56 | 387,77 | 380,18 | 368,84 | 363,74 | 365,78 | 377,17 | 397,93 |
| | h = 25 мкм τ = 1 с | 400 | 396,96 | 393,47 | 387,67 | 380,09 | 368,76 | 363,66 | 365,70 | 377,09 | 397,84 |
| | h = 25 мкм τ = 1 с | 400 | 396,02 | 393,51 | 387,67 | 380,05 | 368,69 | 363,61 | 365,69 | 377,13 | 397,93 |

4.4 Алгоритмы определения морфологических параметров частиц упрочняющей γ' -фазы

Следующим этапом разработанной методики является определение морфологических параметров частиц упрочняющей интерметаллидной фазы, являющейся мерой для определения механических свойств ЖНС.

Морфологические характеристики частиц упрочняющей γ' -фазы находятся в непосредственной зависимости от значения температуры эксплуатации изделий [57, 87]. Основываясь на многочисленных исследованиях [3, 66] к числу наиболее важных параметров, непосредственно влияющих на механические свойства сплава, относят объемную долю и средний диаметр частиц γ' -фазы.

4.4.1 Определение объемной доли частиц упрочняющей γ' -фазы

Авторами работы [111] выдвигалось предположение о том, что время является одним из важных факторов, определяющим кинетику процесса фазового равновесия сплава. В соответствии с классическим принципом металлургии в литых сплавах, выдерживаемых значительное время при высоких температурах, происходит переход от метастабильного к термодинамическому равновесию. При постоянных значениях температур объемная доля γ' -фазы в зависимости от времени обычно описывается уравнением Джонсона-Меля-Аврами-Колмогорова (ЖМАК):

$$F_v = F_{v \text{ lim}} + F_1 \exp\left(\frac{-t^n}{t_1}\right), \quad (4.16)$$

где $F_{v\ lim}$ -объемное содержание γ' -фазы в равновесном состоянии;

F_1 – разница объемной доли γ' -фазы в момент времени $t=0$ и в равновесном состоянии;

t_1 – характерное время достижения равновесия;

n -константа, связанная с материалом и температурой.

Уравнение (4.16) показывает, что объемная доля γ' -фазы постепенно изменяется с изменением времени выдержки при постоянной температуре, постепенно приближаясь к величине характерной для термодинамического равновесия.

Данная формула подтверждается рядом исследований [70, 82, 101]. Так в работе Роебека и соавторов [102] проведен анализ тремя различными методами термодинамического расчета изменения величины объемного содержания упрочняющей интерметаллидной фазы в сплаве CMSX-4 и AM-1. Установлено, что в обоих сплавах объемная доля γ' -фазы различна при варьировании температуры выдержки: чем выше температура теплового воздействия, тем ниже объемное содержание упрочняющей фазы.

Петрушин Н.В. и соавторы [35] предложили и запатентовали способ, позволяющий определить значение объемной доли упрочняющей γ' -фазы в ЖНС. Результаты, получаемые данным методом расчета, хорошо совпадают с данными фазового физико-химического анализа и с данными, полученными другими методами.

Предлагаемый способ обладает комплексом преимуществ, среди которых можно отметить:

- значительно сокращается время определения объемной доли упрочняющей γ' -фаз при любых значениях температур. По данным авторов скорость получения результатов увеличивается в 5-7 раз;
- расширяется диапазон исследуемых сплавов. Метод позволяет с достаточной степенью точности определять величину объемного содержания γ' -фаз для сплавов, содержащих до 70% интерметаллидов;

- метод позволяет использовать электронные вычислительные машины для ускорения процесса определения относительного объемного содержания γ' -фазы.

Петрушин Н.В. совместно с соавторами представили зависимость относительного объемного содержания γ' -фазы в сплаве от температуры следующим образом:

$$\frac{V_f}{V_{f_0}} = m (T - T_{к.р.}) - K (T^2 - T_{к.р.}^2), \quad (4.17)$$

где V_{f_0} - объемная доля частиц γ' -фазы в сплаве при комнатной температуре;

V_f - объемная доля частиц γ' -фазы при заданной температуре;

$T_{к.р.}$ - температура конца растворения частиц γ' -фазы;

m и K - постоянные коэффициенты, вычисляемые в соответствии с формулами:

$$m = \frac{1}{(T_{н.р.} - T_{к.р.}) - \frac{T_{н.р.}^2 - T_{к.р.}^2}{2T_{н.р.}}} \quad (4.18)$$

$$k = \frac{m}{2T_{н.р.}}, \quad (4.19)$$

где $T_{н.р.}$ - температура начала растворения γ' -фазы.

Преобразуя уравнение (4.17), получим формулу для определения объемной доли γ' -фазы в сплаве при соответствующей температуре выдержки:

$$V_f = (m (T - T_{к.р.}) - K (T^2 - T_{к.р.}^2)) \cdot V_{f_0} \quad (4.20)$$

Количество V_{f_0} для большинства промышленных сплавов определено, равно как и температуры начала и конца растворения частиц упрочняющей фазы.

Автором проводилось исследование сплава Inconel 738LC. Основываясь на данных, полученных из открытых источников, основные параметры сплава представлены в таблице 4.3.

Таблица 4.3 – Основные параметры сплава Inconel 738LC

| Параметр | Величина |
|---|----------|
| Температура начала растворения γ' -фазы ($T_{н.р.}, ^\circ\text{C}$) | 895 |
| Температура конца растворения γ' -фазы ($T_{к.р.}, ^\circ\text{C}$) | 1098 |
| Температура плавления ($T_{пл.}, ^\circ\text{C}$) | 1230 |

В работе проведен расчет объемной доли частиц упрочняющей интерметаллидной фазы при различных значениях температур для сплава IN738LC (таблица 4.4).

Таблица 4.4 – Значение объемной доли частиц γ' -фазы в зависимости от температуры

| | | | | |
|---------------------|--------|-------|--------|--------|
| T, $^\circ\text{C}$ | 900 | 950 | 1000 | 1050 |
| V_f , % | 46,971 | 43,55 | 34,426 | 19,599 |

4.4.2 Определение размера частиц упрочняющей γ' -фазы

В результате воздействия высоких температур в сплаве происходит не только уменьшение объемной доли упрочняющей γ' -фазы, но и увеличение ее размера.

Основным процессом, приводящим к увеличению размера частиц, является коагуляция. В этом процессе переплетаются термодинамические и кинетические параметры, более того он характеризует изменения и дестабилизацию структуры интерметаллида [23].

Согласно теории Лившица – Слезова – Вагнера, при достаточно большой продолжительности или на развитой стадии коагуляции:

$$\bar{r} = \bar{r}_0 + \frac{8p_r D_{эфф} C V_m}{9RT} \tau, \quad (4.21)$$

где \bar{r} – средний размер частицы;

\bar{r}_0 – размер частицы в начальный момент;

p_r - поверхностная энергия раздела границ фаз;

$D_{эфф}$ - эффективный коэффициент диффузии процесса массопереноса, приводящего к росту частицы;

C – растворимость;

V_m - молярный объем;

τ - время.

С.Т. Кишкиным, С.З. Бокштейном и другими учеными была проведена экспериментальная проверка данной теории при изучении процесса коагуляции интерметаллида Ni_3Al . Установлено, что энергия активации процесса коагуляции равна энергии активации диффузии алюминия (269, кДж/моль) в никелевой матрице (гамма фазе). Расчёты проводились для частиц кубической и сферической формы.

Автором проводился расчет по формуле для определения изменения размера упрочняющей γ' -фазы в сплаве IN738LC на основе данных о характеристиках сплава из источников [60, 67]. Полученные результаты сведены в таблице 4.5.

Таблица 4.5 – Зависимость размера частиц γ' -фазы от температуры выдержки

| Начальный размер γ' -фазы, мкм | Время выдержки при $T=900^\circ\text{C}$, час | Размер γ' -фазы после выдержки, мкм |
|---------------------------------------|--|--|
| 0,45 | 200 | 0,529 |
| 0,45 | 400 | 0,588 |
| 0,45 | 1200 | 0,865 |

4.5 Расчетная оценка остаточного ресурса лопаток турбины

Для расчета зависимости времени до разрушения лопатки турбины в результате микроструктурных изменений в условиях ползучести автором выбрано модифицированное соотношение Монкмана-Гранта, устанавливающее связь минимальной скорости ползучести на установившейся стадии ползучести и временем до разрушения (2.5).

Входящая в уравнение (2.5) величина минимальной скорости ползучести вычислялась по методу [95], позволяющему учесть фактор микроструктурного состояния сплава:

$$\dot{\epsilon}_{min} = A \frac{D G b}{k T} \left[\exp \left(-104 \sqrt{\frac{r}{\omega}} \right) \right] \left(\frac{\sigma - \sigma_{th}}{E} \right)^5, \quad (4.22)$$

где ω – ширина каналов γ -матрицы (или расстояние между частицами упрочняющей γ' - фазы;

A – постоянная Дорна;

D – коэффициент диффузии;

G – модуль сдвига при температуре ползучести;

b – вектор Бюргера;

k – постоянная Больцмана;

T – температура;

r – размер частиц;

σ – приложенная напряжение;

σ_{thr} – пороговое напряжение;

E – модуль упругости.

Поскольку основным механизмом ползучести сплава IN738LC является переползание дислокаций, то предположим, что величина порогового напряжения пропорциональна напряжению Орована:

$$\sigma_{thr} = \sigma_{Orowan} = \sqrt{\frac{2Gb}{3\omega}} \quad (4.23)$$

В соответствии с данными работы [92] зависимость между морфологическими параметрами микроструктуры: размером, объемной долей γ' -фазы и шириной матричного канала, имеет вид:

$$f = \frac{r^3}{(r + \omega)^3}, \quad (4.24)$$

где r – размер частиц γ' -фазы;

f - объемная доля частиц γ' -фазы.

Таким образом величина матричного канала будет определяться следующей формулой:

$$\omega = r \left(\frac{1}{\sqrt[3]{f}} - 1 \right) \quad (4.25)$$

Значения величин, входящих в зависимость (4.22) представлены в таблице 4.6.

Таблица 4.6 – Характеристики материала Inconel 738LC

| Характеристика | Величина |
|--|-----------------------|
| Атомный объем – Ω , м ³ | $1,1 \times 10^{-29}$ |
| Вектор Бюргера – b , м | $2,5 \times 10^{-10}$ |
| Температура плавления - $T_{пл}$, °С | 1230 |
| Коэффициент диффузии – D , м ² /с | $2,0 \times 10^{-4}$ |
| Модуль сдвига – G , МПа | $8,0 \times 10^4$ |
| Энергия активации – Q , кДж/моль | 512 |
| Постоянная Дорна – A | $5,8 \times 10^{12}$ |
| Модуль Юнга – E , ГПа | 179 |

Преобразуя уравнение (4.22) и с учетом (4.25) получено (4.26), в соответствии с которым автором был проведен расчет остаточного времени до разрушения. Результаты расчетов сведены в таблице 4.8.

$$t_r = \frac{C}{\left(A \frac{DGb}{kT} \left[\exp \left(-104 \sqrt{\frac{r}{r \left(\frac{1}{\sqrt[3]{f}} - 1 \right)}} \right) \right] \left(\frac{\sigma - \sqrt{\frac{2}{3}} \cdot \frac{Gb}{r \left(\frac{1}{\sqrt[3]{f}} - 1 \right)}}{E} \right)^5 \right)^m} \quad (4.26)$$

4.6 Экспериментальная проверка разработанной методики

С целью экспериментального определения скорости ползучести был проведен ряд лабораторных испытаний образцов, вырезанных из новых лопаток и лопаток, имеющих наработку 10000 часов. Марка сплава лопаток - Inconel 738LC. Изготовленные образцы имели размеры: диаметр 4 мм и длина 19 мм (рисунок 4.6). В качестве оборудования использовалась испытательная машина ATS 2330.

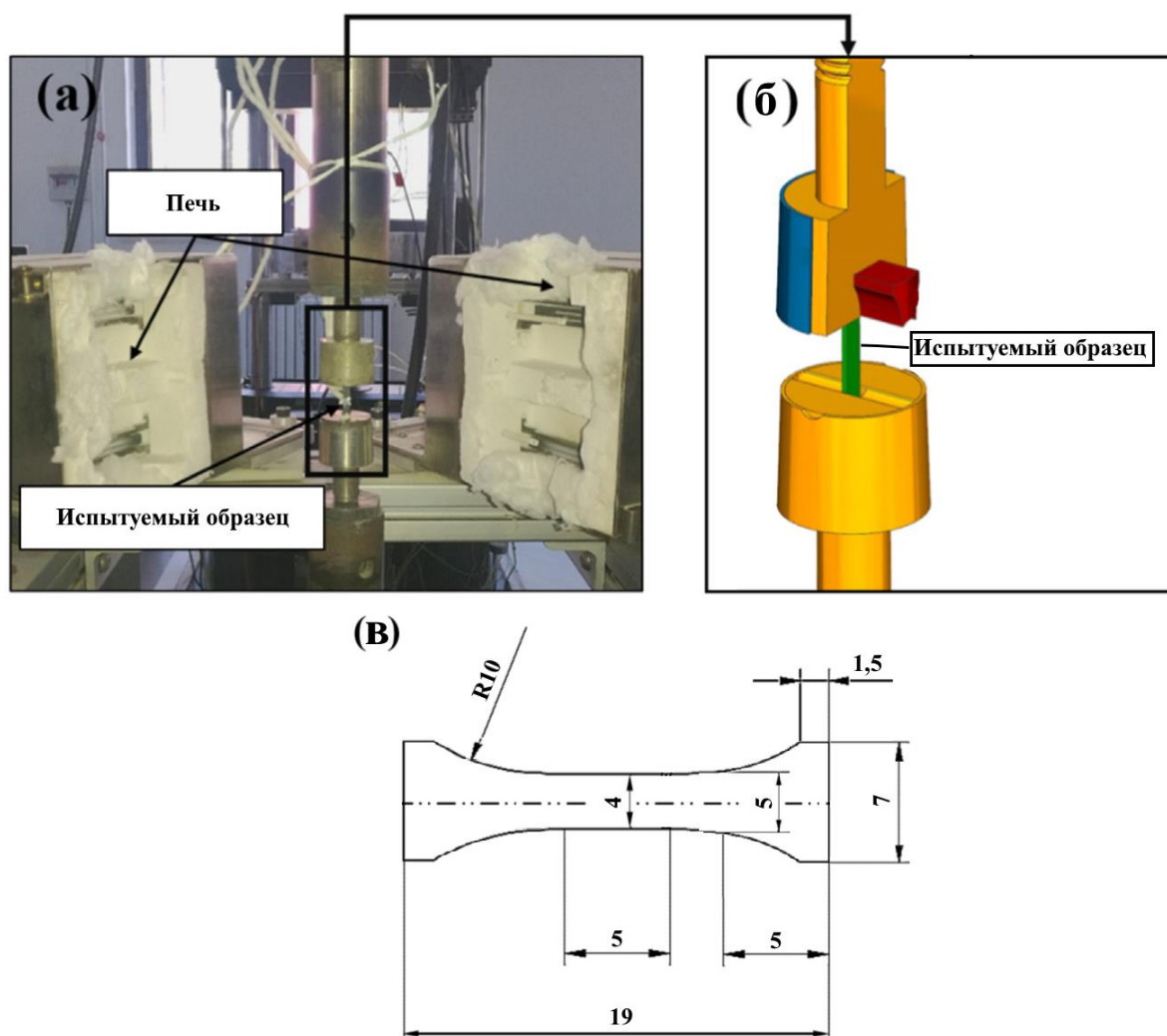


Рисунок 4.6 – а) - установка для проведения эксперимента, б) – схематическое изображение места крепления образца, в) – испытуемый образец

Испытания на ползучесть при постоянной нагрузке проводились при значениях температур от 747 до 976 °С и напряжениях от 90 до 620 МПа. Для расчета скорости ползучести были построены зависимости деформации от времени испытания. Скорость ползучести определялась как арктангенс угла наклона участка установившейся стадии ползучести (рисунок 4.7).

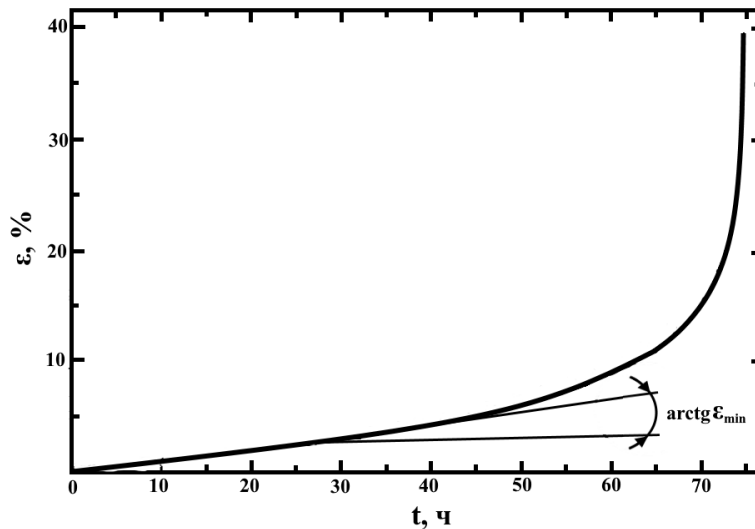


Рисунок 4.7 – Экспериментальная зависимость скорости деформации от времени при $T = 828\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\sigma = 344,7\text{ МПа}$ для образца, вырезанного из новой лопатки

В таблице 4.7 представлены данные, полученные в результате экспериментов образцов, вырезанных из новых лопаток.

Таблица 4.7 – Результаты экспериментального исследования и данных, полученных расчетным путем, для образцов, вырезанных из новых лопаток

| Условия проведения испытания | | Экспериментальные данные | | Расчетные данные | |
|---------------------------------|---------------|--------------------------------------|------------------------|--------------------------------------|------------------------|
| Температура, $^{\circ}\text{C}$ | Нагрузка, МПа | Минимальная скорость ползучести, 1/с | Время до разрушения, с | Минимальная скорость ползучести, 1/с | Время до разрушения, с |
| 747 | 620,5 | $2,1 \cdot 10^{-6}$ | $2,1 \cdot 10^4$ | $2,035 \cdot 10^{-6}$ | $1,98 \cdot 10^4$ |
| 760 | 586,1 | $1,3 \cdot 10^{-7}$ | $3,1 \cdot 10^5$ | $1,43 \cdot 10^{-7}$ | $3,23 \cdot 10^5$ |
| 815 | 413,7 | $5,5 \cdot 10^{-8}$ | $6,9 \cdot 10^5$ | $5,12 \cdot 10^{-8}$ | $6,82 \cdot 10^5$ |
| 828 | 344,7 | $3,9 \cdot 10^{-8}$ | $1,1 \cdot 10^6$ | $3,86 \cdot 10^{-8}$ | $0,96 \cdot 10^6$ |
| 976 | 89,6 | $5,8 \cdot 10^{-9}$ | $2,3 \cdot 10^6$ | $5,91 \cdot 10^{-9}$ | $2,47 \cdot 10^6$ |

В таблице 4.8 представлены данные, полученные в результате экспериментов образцов, вырезанных из лопаток, имеющих наработку 10000 часов.

Таблица 4.8 – Результаты экспериментального исследования и данных, полученных расчетным путем, для образцов, вырезанных из лопаток, имеющих наработку 10000 часов

| Условия проведения испытания | | Экспериментальные данные | | Расчетные данные | |
|------------------------------|---------------|--------------------------------------|------------------------|--------------------------------------|------------------------|
| Температура, °С | Нагрузка, МПа | Минимальная скорость ползучести, 1/с | Время до разрушения, с | Минимальная скорость ползучести, 1/с | Время до разрушения, с |
| 747 | 620,5 | $6,3 \cdot 10^{-5}$ | $1,3 \cdot 10^3$ | $6,12 \cdot 10^{-5}$ | $1,25 \cdot 10^3$ |
| 760 | 586,1 | $1,8 \cdot 10^{-6}$ | $3,1 \cdot 10^4$ | $2,03 \cdot 10^{-6}$ | $3,21 \cdot 10^4$ |
| 815 | 413,7 | $8,5 \cdot 10^{-7}$ | $7,2 \cdot 10^4$ | $8,41 \cdot 10^{-7}$ | $6,98 \cdot 10^4$ |
| 828 | 344,7 | $3,6 \cdot 10^{-7}$ | $2,0 \cdot 10^5$ | $3,76 \cdot 10^{-7}$ | $1,89 \cdot 10^5$ |
| 976 | 89,6 | $9 \cdot 10^{-9}$ | $1,8 \cdot 10^6$ | $8,85 \cdot 10^{-9}$ | $1,91 \cdot 10^6$ |

Для сравнения экспериментальных и теоретических данных построена зависимость t_r эксперимент и t_r теоретическое (рисунок 4.8). Из рисунка видно, что значения времени до разрушения, полученные расчетными методом, коррелируются с достаточной степенью точности с экспериментальными данными.

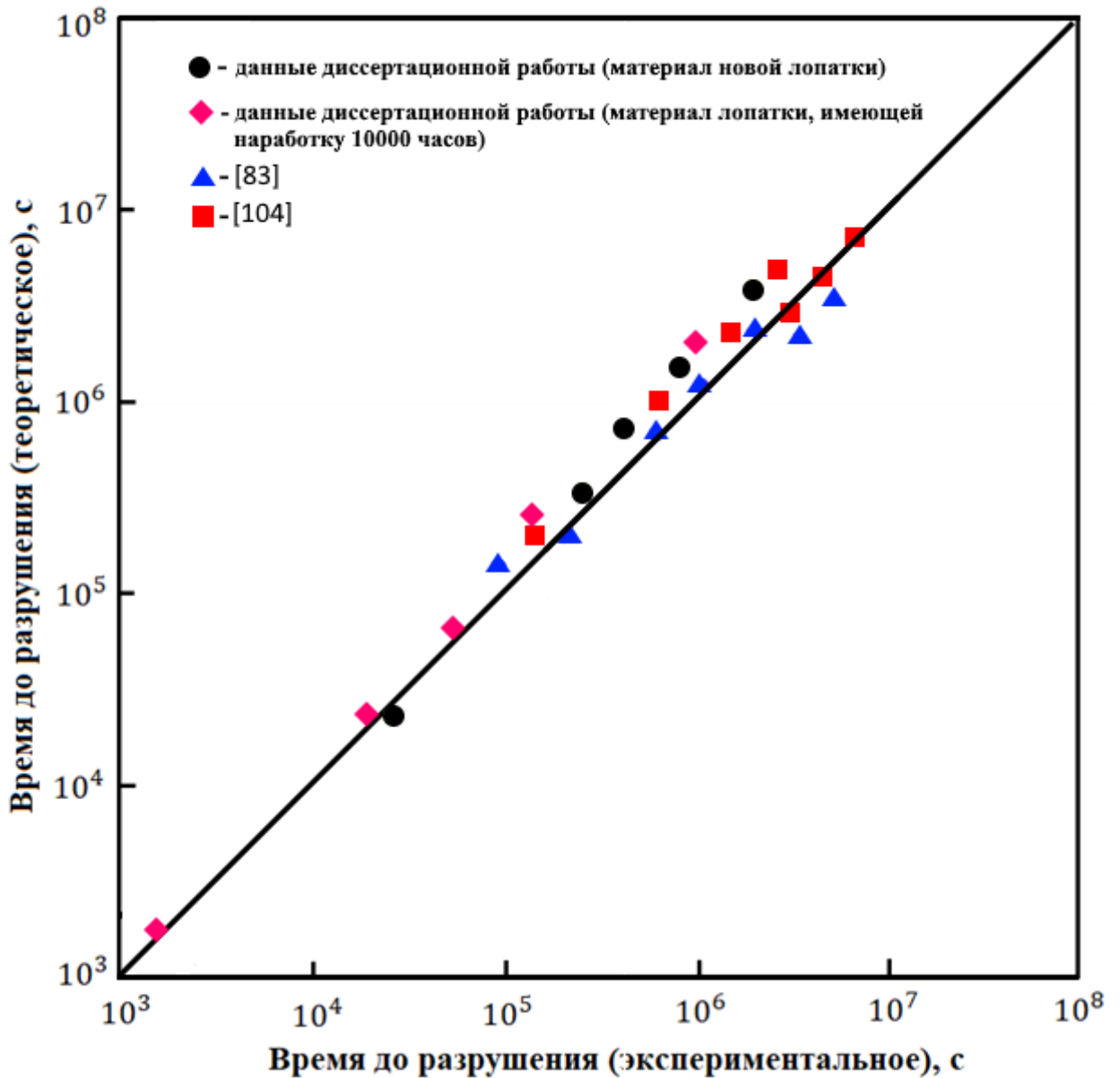


Рисунок 4.8 – Сравнение теоретического и экспериментального времени до разрушения образца из сплава Inconel 738LC

Выводы по 4 главе

Разработана методика расчета остаточного ресурса лопаток ТВД, включающая:

- получение данных о тепловом состоянии лопаток турбин, получаемые средствами объективного контроля;
- расчет распределения температуры по сечению лопатки, путем решения дифференциального уравнения теплопроводности методом конечных разностей;
- расчета микроструктурных параметров (объемной доли и размера частиц интерметаллидной фазы) основной упрочняющей фазы никелевых сплавов - γ' -фазы;
- расчет остаточного ресурса лопатки турбины в условиях ползучести.

Данная методика позволяет осуществить оценку технического состояния лопаток турбины ГТД. Ключевой особенностью разработанной методики является возможность ее применения в процессе эксплуатации для оценки остаточного ресурса лопаток ТВД ГТД.

Достоверность полученных теоретических результатов подтверждена рядом проведенных экспериментов образцов, вырезанных из новых лопаток и из лопаток, имеющих наработку 10000 часов, изготовленных из сплава IN738LC.

Заключение

В диссертационной работе решена научная задача по разработке методики диагностирования технического состояния лопаток турбины ГТД для оценки их остаточного ресурса в процессе эксплуатации. Задача имеет существенное значение для эксплуатации воздушного транспорта. Основные выводы по проведенным исследованиям сформулированы в конце каждой главы диссертации. По результатам проделанной работы можно сделать следующее заключение:

1. На основании анализа причин разрушения лопаток турбин ГТД в процессе эксплуатации установлено, что основными причинами являются: высокотемпературная усталость, ползучесть и коррозия.

На основании анализа влияния условий эксплуатации на структуру и фазовое состояние применяемых никелевых сплавов установлен механизм деградации микроструктуры сплава за счет уменьшения объемной доли и увеличения размера основной упрочняющей γ' - фазы.

2. Установлено, что деградация микроструктуры сплава существенно влияет на механические свойства лопаток: с увеличением размера частиц и уменьшением их объемного содержания значительно снижаются прочностные свойства лопаток.

3. Разработан алгоритм расчета распределения температуры по сечению лопатки с учетом нанесенного ТЗП, а также установлен алгоритм расчета зависимости параметров микроструктуры от температуры.

4. Разработана методика расчета остаточного ресурса лопаток турбин по критерию ползучести на основе данных об изменяющихся размерных и объемных параметрах частиц упрочняющей γ' -фазы в процессе эксплуатации.

Список сокращений и условных обозначений

ВС – воздушное судно

ГТД – газотурбинный двигатель

ГЦК – гранецентрированная кубическая решетка

ЖНС – жаропрочный никелевый сплав

КНД – компрессор низкого давления

ЛА – летательный аппарат

РЛ – рабочая лопатка

СА – сопловой аппарат

ТВД – турбина высокого давления

ТЗП – теплозащитное покрытие

ТНД – турбина низкого давления

ТО и Р – техническое обслуживание и ремонт

ТУ – технические условия

d, r, \bar{r} – характерный размер частиц γ' - фазы

V_f, f – объемная доля частиц γ' - фазы

Список литературы

1. Бахвалов Н.С., Жидков Н.П., Кобельков Г.М. Численные методы. М.: Наука, 1987. 598 с.
2. Белоусов А.Н., Мусаткин Н.Ф., Радько В.М. Теория и расчет авиационных лопаточных машин. Самара: Издательство Самарского дома печати, 2003. 336 с.
3. Берковский Б.М., Ноготов Е.Ф. Разностные методы исследования задач теплообмена. Минск: Наука и техника, 1976. 144 с.
4. Бессчетнов В.А., Дильман М.А., Березин Р.И. Оценка статической прочности лопаток ТВД по результатам расчета напряженно деформированного состояния в 3D-постановке с учетом ползучести материала // Авиадвигатели XXI века: материалы конф. электрон. дан. М.: ЦИАМ, 2010. С. 94-99.
5. Биргер И.А. Вероятность разрушения и запасы прочности при многомерных критериях разрушения // Проблемы прочности и динамики в авиадвигателестроении: сб. статей. М., 1985. Вып. 3. С. 7-22.
6. Бокштейн Б.С., Бокштейн С.З., Жуховицкий А.А. Термодинамика и кинетика диффузии в твердых телах. М.: Metallurgy, 1974. 280 с.
7. Быков Ю.Г., Разумовский И.М. Исследование влияния дисперсности микроструктуры на механические свойства жаропрочного никелевого сплава // Перспективные материалы. 2010. № 1. С. 10-15.
8. Вержбицкий В.М. Основы численных методов. М.: Высшая школа, 2002. 840 с.
9. Вержбицкий В.М. Численные методы. Математический анализ и обыкновенные дифференциальные уравнения. М.: Высшая школа, 2001. 382 с.
10. Влияние пластической деформации на модуль Юнга металлов // Б.М. Драпкин [и др.] // Физика и химия обработки материалов. 1988. № 4. С. 127-131.

11. Гецов Л.Б. Материалы и прочность деталей газовых турбин: в 2 кн. Рыбинск: Издат. Дом Газотурбинные технологии, 2010. Кн. 1. 611 с.
12. Драпкин, Б.М. Влияние различных факторов на модуль Юнга металлов // Металлы. 1980. № 3. С. 193-197.
13. Жаропрочность литейных никелевых сплавов и защита их от окисления / Б.Е. Патон [и др.]. Киев: Наукова думка, 1987. 254 с.
14. Заваркин В.Н. Исследование эксплуатационной повреждаемости лопаток турбины авиационных ГТД и разработка методики ее оценки с использованием упругих характеристик их материала: дис. ... канд. тех. наук. Рыбинск, 2005. 174 с.
15. Измерение твердости тонких пленок / Ю.А. Быков [и др.] // МиТОМ. 2003. № 10. С. 32-35.
16. Иноземцев А.А., Сандрацкий В.Л. Газотурбинные двигатели: 5 ч. Пермь: Изд. ОАО «Авиадвигатель», 2006. Часть 1. 599 с.
17. Каблов Е.Н., Голубовский Е.Р. Жаропрочность никелевых сплавов. М.: Машиностроение, 1998. 464 с.
18. Казанский Д.А., Клыпина А.М., Чистякова Л.Д. Оценка влияния кратковременных перегревов на структуру и свойства металла лопаток из литых никелевых сплавов IN 738 и IN 792 // Теплоэнергетика. 2011. № 6. С. 68-73.
19. Киселев А.С. Прогнозирование ресурса рабочих лопаток турбин авиационных ГТД: дис. ... канд. техн. наук. Казань, 2011. 140 с.
20. Крылов В.И., Бобков В.В., Монастырный П.И. Начала теории вычислительных методов. Уравнения в частных производных. Мн.: Наука и техника, 1986. 311 с.
21. Лившиц Б.Г. Металлография. М.: Металлургия, 1990. 337 с.
22. Литейные жаропрочные никелевые сплавы ВЖЛ12У и ЖС6У для охлаждаемых лопаток ГТД / С.Т. Кишкин [и др.] // Создание, исследование и применение жаропрочных сплавов; избранные труды: сб. ст. М.: Наука, 2006. С. 272-276.

23. Логунов А.В. Жаропрочные никелевые сплавы для лопаток и дисков турбин. М.: Московские учебники, 2018. 590 с.
24. Лыков А.В. Теория теплопроводности. М.: Высшая школа, 1967. 599 с.
25. Марчук Г.И. Методы вычислительной математики. Новосибирск, 1973. 352 с.
26. Масленков С.Б., Масленкова Е.А. Стали и сплавы для высоких температур: в 2 кн. М.: Металлургия, 1991. Кн. 1. 383 с.
27. Механические свойства монокристаллов никелевого жаропрочного сплава, содержащего рений и рутений / И.Л. Светлов [и др.] // Деформация и разрушение материалов. 2008. № 11. С. 26-35.
28. Можаров А.П., Осипов М.И. Численное моделирование теплового состояния лопатки газовой турбины. Проблемы газодинамики и тепломассообмена в энергетических установках // Труды XV школы-семинара молодых ученых и специалистов под руководством академика РАН А.И. Леонтьева: в 2 т. М.: Изд-во МЭИ, 2005. Т. 2. С. 79-82.
29. Можаров А.П., Осипов М.И. Численное моделирование теплового состояния конвективно-пленочной лопатки газовой турбины при выдуве воздуха и водяного пара // Вестник Московского государственного технического университета им. Н.Э. Баумана. Серия «Машиностроение». 2007. № 1 (66). С. 57-63.
30. Никитенко А.А. Направления развития рынка услуг по обслуживанию воздушных судов // Российский внешнеэкономический вестник. 2020. № 1. С. 17-28.
31. Новиков А.С., Пайкин А.Г., Сиротин Н.Н. Контроль и диагностика технического состояния газотурбинных двигателей: уч. пособие. М.: Наука, 2007. 469 с.
32. Особенности структурных превращений жаропрочных никелевых сплавов / С.Т. Кишкин [и др.] // Известия АН СССР. Металлы. 1980. № 6. С. 190-193.

33. Пасконов В.М., Полежаев В.И., Чудов Л.А. Численное моделирование процессов теплообмена. М.: Наука, 1984. 288 с.
34. Петрушин Н.В., Логунов А.В., Горин В.А. Структурная стабильность никелевых жаропрочных сплавов при высоких температурах // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 1984. № 5. С. 36-39.
35. Петрушин Н.В., Логунов А.В., Ковалев А.И. [и др.] Патент SU 687965 А1 Способ определения относительного объемного содержания упрочняющей γ' -фазы в сплавах. Заявка: 2486661, 1977.05.16. Дата подачи заявки: 1977.05.16. Опубликовано: 1992.03.15.
36. Самарский А.А. Теория разностных схем. М.: Наука, 1977. 656 с.
37. Самойленко В.М., Петров Ю.В., Ратенко О.А. Распределение температуры в многослойных металлокерамических покрытиях при нестационарном тепловом воздействии // *Научный вестник МГТУ ГА*. 2017. Т. 20. № 4. С. 33-40.
38. Саульев В.К. Интегрирование уравнений параболического типа методом сеток. М.: Физматгиз, 1960. 324 с.
39. Светлов И.Л., Толорайя В.Н. Влияние температуры и легирования на предел ползучести монокристаллов Ni3Al // *Физика металлов и металловедение*. 1975. С. 409-411.
40. Симс Ч. О существовании топологических плотноупакованных фаз // *Жаропрочные сплавы* / под ред. Ч. Симса, В. Хагеля. М.: Металлургия, 1978. С. 21-265.
41. Симс Ч.Т., Столов Н.С., Хагел В.С. Суперсплавы II. Жаропрочные материалы для аэрокосмических и промышленных энергоустановок: в 2-х кн. / пер. с англ.; под ред. Р.Е. Шалина. М.: Металлургия, 1995. Кн. 2. 384 с.
42. Скибин В.А., Солонин В.И., Палкин В.А. Работы ведущих авиадвигателестроительных компаний по созданию перспективных авиационных двигателей. М.: Изд. ЦИАМ, 2004. 421 с.

43. Соляников В.А., Жужукин А.И. Прогнозирование долговечности лопаток турбин методом поузловых эквивалентных испытаний // Известия Самарского научного центра РАН. 2011. № 6-1. С. 240-245.
44. Тарасенко Ю.П., Бердник О.Б., Царева И.Н., Кривина Л.А. Разрушение рабочих лопаток турбины вследствие высокотемпературной усталости // Известия вузов. Поволжский регион. Технические науки. 2008. № 4. С. 132-138.
45. Усталость металлов при высокой температуре / пер. с англ.; под ред. Р.П. Скелтова. М.: Металлургия, 1988. 343 с.
46. Фарлоу С. Уравнения с частными производными для научных работников и инженеров / пер. с англ. М.: Мир, 1985. 384 с.
47. Федорченко Д.Г., Новиков Д.К. Исчерпание ресурса деталей ГТД в эксплуатационных условиях. Самара: Изд-во СамНЦ РАН, 2018. 264 с.
48. Физико-химический фазовый анализ сталей и сплавов / Н.Ф. Лашко [и др.]. М.: Металлургия, 1978. 336 с.
49. Химушин Ф.Ф. Жаропрочные стали и сплавы. М.: Металлургия, 1969. 752 с.
50. Чернова Т.А. Влияние нестационарных явлений на температурные напряжения и ресурс охлаждаемых лопаток турбин ГТД: дис. ... канд. техн. наук. Пермь, 2006. 160 с.
51. Шалин Р.Е. Монокристаллы никелевых жаропрочных сплавов. М.: Машиностроение, 1997. 336 с.
52. Щербаков М., Новаковская О. Опыт использования ANSYS CFX при доводке конструкции лопаток турбины авиационного двигателя // САПР и графика. 2013. № 8. С. 50-51.
53. Щербаков М.А. Экспериментальное и численное определение теплового состояния рабочей лопатки турбины // Вестник двигателестроения. 2013. № 2. С. 125-129.
54. Яненко Н.Н. Методы дробных шагов для решения многомерных задач математической физики. Новосибирск: Наука, 1967. 197 с.

55. A physically based model for correlating the microstructural degradation and residual creep lifetime of a polycrystalline Ni-based superalloy / S. Li [et al.] // *J. Alloy. Compd.* 2019. Vol. 783. P. 565-573.
56. Acharya M.V., Fuchs G.E. The effect of long-term thermal exposures on the microstructure and properties of CMSX-10 single crystal Ni-base superalloys // *Material Science and Engineering*. 2004. Vol. A381. C. 143-153.
57. Acharya M.V., G.E. Fuchs G.E. The effect of stress on the microstructural stability of CMSX-10 single crystal Ni-base superalloys // *Scripta Materialia*. 2006. Vol. 54. P. 61-64.
58. Adami P., Martelli F., Montomoli F. A finite volume method for the conjugate heat transfer in film cooling devices // *Proceeding of the XVI Int. Symposium on Air Breathing Engines. ISABE-2003-1066*. Cleveland, USA, 2003. – P. 93-97.
59. Aghaie-Khafri M., Hajjavadi M. The effect of thermal exposure on the properties of a Ni-base superalloy // *Mater Sci Eng A*. 2008. Vol. 487. P. 388-393.
60. Alloy IN-738 alloy - Technical data'. INCO Report 497. New York: The International Nickel Company Inc, One New York Plaza, 1981. 12 p.
61. Alloy IN-738 Technical Data. The International Nickel Company, INC. New York: One New York Plaza, 10004. URL: https://nickelinstitute.org/media/1709/in_738alloy_preliminarydata_497_.pdf (date of application: 22.10.2021).
62. Ansell G.S., Weertman J. Creep of a dispersion-hardened aluminum alloy // *Trans AIME*. 1959. Vol. 838. P. 215.
63. Application of a modified Ostwald ripening theory in coarsening of γ' phases in Ni based single crystal superalloys / A. Cheng [et al.] // *J. Alloy. Compd.* 2015. Vol. 632. P. 558-562.
64. Argon A.S. Strengthening mechanisms in crystal plasticity. Oxford: Oxford University Press, 2007. 477 p.
65. Assessment of microstructure and property of a service exposed turbine blade made of K417 superalloy / B. Wang [et al.] // *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*. 2017. Vol. 231. № 1. P. 12-84.

66. Assessment of service induced degradation of microstructure and properties in turbine blades made of GH4037 alloy / J. Tong [et al.] // *J. Alloy. Comp.* 2016. Vol. 657. P. 777-786.
67. Aune, R.; Battezzati, L. Brooks, R. Thermophysical properties of IN738LC, MM247LC and CMSX-4 in the liquid and high temperature solid phase // *Superalloys*. 2005. Vol. 718. P. 625-706.
68. Boyraz M.T. IN 738 LC microstructure optimization with heat treatment and simulation to improve mechanical properties of turbine blades. May 2018. URL: <http://etd.lib.metu.edu.tr/upload/12622106/index.pdf> (date of application: 22.10.2021).
69. Caron P., Khan T. Evolution of Ni-based superalloys for single crystalline gas turbine blade applications // *Aerosol. Sci. Technol.* 1999. № 3. P. 513-523.
70. Caron P., Ramusat C., Diologent F. Influence of the γ fraction on the γ/γ' topological inversion during high temperature creep of single crystal superalloys // *Superalloys*. 2008. P. 159-167.
71. Carter T.J. Common failures in gas turbine blades // *Eng. Fail. Anal.* 2005. Vol. 12 (2). P. 237-247.
72. CFM Fleet Highlites. February 2016. URL: https://www.google.ru/url?sa=t&rct=j&q=&esrc=s&source=web&cd=&ved=2ahUKEwi8ouiH8qz0AhXRmIsKHbOQCt0QFnoECAIQAQ&url=https%3A%2F%2Fpdf4pro.com%2Fcdn%2Fcfm-fleet-highlites-atlantic-airways-4264c4.pdf&usg=AOvVaw2-BAWT3bAe_AeEq9fhddK8 (date of application: 12.10.2020).
73. Cormier J., Cailletaud G. Constitutive modeling of the creep behaviour of single crystal superalloys under non-isothermal conditions inducing phase transformations // *Mater. Sci. Eng.* 2010. Vol. 527 (23). P. 6300-6312
74. Decker R.F. Mech. Symp. Chemax Molybdenum Company, May 5-6. Greenwich, Connecticut Zurich, 1964. Vol. 1. 147 p.
75. Donachie M.J., Donachie S.J. *Superalloys: a technical guide*. Detroit: ASM International, 2002. 402 p.
76. Durand-Charre M. *The microstructure of superalloys*. London: Gordon and Breach Science Publishers, 2003. 419 p.

77. Failure analysis of gas turbine blade made of Inconel 738LC alloy / A. Cheng [et al.] // Eng. Fail. Anal. 2005. Vol. 12 (3). P. 474-486.
78. Failure assessment of the first stage highpressure turbine blades in an aero-engine turbine / D. Shi [et al.] // Failure assessment of the first stage high-pressure turbine blades in an aero-engine turbine: failure assessment of turbine blades // Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures. 2017. Vol. 40 (12). P. 2092-2106.
79. Fan Y.-S., Huang W.-Q., Yang X.-G., Shi D.-Q., Han S.-W. The role of coarsening on LCF behaviour using small coupons of DS Ni-based superalloy // International Journal of Fatigue. 2019. Vol. 125. P. 418-431.
80. Footner P.K., Richards B.P. Long-term growth of superalloy- γ' -particles // J. Mater. Sci. 1982. Vol. 17. № 7. P. 2141-2153.
81. Girmachew M. Aircraft engine reliability analysis and performance management system development: thesis. Bahir Dar, Ethiopia 2018. 73 p.
82. Grange M., Raviart J.-L., Thomas M. Influence of microstructure on tensile and creep properties of a new castable TiAl-based alloy // Metall. Mater. Trans. 2004. Vol. 354. P. 2087-2102.
83. High temperature alloys for gas turbines: proceedings of a conference held in Liège, Belgium, 25-27 September 1978 / ed. D. Coutouradis, P. Felix. London, 1978. 901 p.
84. Huang W.Q., Yang X.G., Li S.L. Evaluation of service e-induced microstructural damage for directionally solidified turbine blade of aircraft engine // Rare Met. 2018. P. 1-8.
85. Huang W.Q., Yang X.G., Li S.L. Evaluation of service-induced microstructural damage for directionally solidified turbine blade of aircraft engine // Rare. Met. 2019. Vol. 38. P. 157-164.
86. Influence of coarsened and rafted microstructures on the thermomechanical fatigue of a Nibased superalloy / M.M. Kirka [et al.] // Int. J. fatigue. 2015. Vol. 81. P. 191-201.

87. Influence of thermal exposure on the microstructural evolution and mechanical properties of a wrought Ni-base superalloy / I.S. Kim [et al.] // Mater. Sci. Eng. 2014. Vol. 593. P. 55-63.
88. Koc I., Parmaksizoglu C., Cakan M. Numerical investigation of film cooling effectiveness on the curved surface // Energy Conversion and management. 2005. Vol. 47. P. 1231-1246.
89. Kortikov N.N., Kuznetsov N.B., Kapitsa D.V. 3D flow and heat transfer in perforated blades of gas turbines (an CFD analysis) // Trudy SPbGPU. 2004. Vol. 419. P. 69-75.
90. Larson F.R., Miller J. Time- temperature relationship for rupture and creep stresses // Trans ASME. 1952. Vol. 74. P. 765-775.
91. Li Q.H. Investigation progress on aeroengine structural integrity // Aeroengine. 2014. Vol. 5. P. 1-6.
92. Mechanical properties deterioration and its relationship with microstructural variation using small coupons sampled from serviced turbine blades / Y.-s. Fan [et al.] // Mater. Sci. Eng. A. 2019. Vol. 757. P. 134-145.
93. Microstructural degradation of CMSX-4: kinetics and effect on mechanical properties / Y. Murakumo [et al.] // Superalloys. 2008. P. 725-731.
94. Microstructural evolution and deformation features in gas turbine blades operated in-service / F. Sun [et al.] // J. Alloy. Comp. 2015. Vol. 618. P. 728-733
95. Mishra R.S., Mukherjee A.K. Light weight alloys for aerospace application III // TMS. 1995. P. 319.
96. Monkman F., Grant N. An empirical relationship between rupture life and minimum creep rate in creep-rupture tests // Proceeding of ASTM. 1956. P. 593-620.
97. Mukherjee A.K., Bird J.E., Dorn J.E. Experimental correlations for hightemperature creep // Trans. ASM. 1969. Vol. 62. P. 155.
98. Murakumo T., Kobayashi T., Koizumi Y., Harada H. Creep behaviour of Ni-base single-crystal superalloys with various γ' volume fraction // Acta Materialia. 2004. Vol. 52. P. 3737-3744.

99. Orr R., Sherby O., Dorn J. Correlations of rupture data for metals at elevated temperatures // *Transit ASM*. 1954. Vol. 46. P. 113-118.
100. Queyreau S., Monnet G., Devincere B. Orowan strengthening and forest hardening superposition examined by dislocation dynamics simulations // *Acta Materialia*. 2010. Vol. 58 (17). P. 5586-5595.
101. Relationships between microstructural instabilities and mechanical behaviour in new generation nickelbased single crystal superalloys / O. Lavigne [et al.] // *Superalloys*. 2004. P. 667-675.
102. Roebuck B., Cox D., Reed R. The temperature dependence of g' volume fraction in a Ni-based single crystal superalloy from resistivity measurements // *Scr. Mater.* 2001. Vol. 44. P. 917-921.
103. Roger L. Reed the superalloys. Fundamentals and applications. Cambridge: Cambridge University Press, 2006. 372 p.
104. Stevens R.A., Flewitt P.E.J. The dependence of creep rate on microstructure in a γ' strengthened superalloy // *Acta Metall.* 1981. Vol. 29. P. 867-882.
105. Stöcker C., Zimmermann M., Christ H.J. Localized cyclic deformation and corresponding dislocation arrangements of polycrystalline Ni-based superalloys and pure Nickel in the VHCF regime // *Int. J. Fatigue*. 2011. Vol. 33 (1). P. 2-9.
106. Sullivan C.P., Donachie M.J. Jr. Some effect of microstructure on the mechanical properties of Nickel-base superalloy // *Metal Engineering Quarterly*, 1967. Vol. 8. P. 250-259.
107. Telesman J., Ghosn L.J. Fatigue crack growth behavior of PWA 1484 single crystal superalloy at elevated temperatures // *J. Eng. Gas Turbines Power*. 1995. Vol. 118. P. 399-405.
108. The effects of ruthenium on the phase stability of fourth generation Ni-base single crystal superalloys / Y. Murakumo [et al.] // *Scripta Materialia*. 2006. Vol. 54. P. 1679-1684.
109. The effects of volume % of Fine Y' on creep in DS MAR M 200 Hf" / J.J. Jackson [et al.] // *Met. Trans.* 1977. Vol. 8A. № 10. P. 1615.

110. Vidar T. From finite differences to finite elements: A short history of numerical analysis of partial differential equations // Journal of Computational and Applied Mathematics. 2001. Vol. 128 (1). P. 1-54.

111. Yadong C., Yunrong Z., Qiang F. Evaluating service temperature field of high pressure turbine blades made of directionally solidified DZ125 superalloy based on microstructural evolution // Materials Science. 2016. Vol. 52. Is. 12. P. 1545-1556.