



МИНИСТЕРСТВО НАУКИ И ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ
РОССИЙСКОЙ ФЕДЕРАЦИИ

ФЕДЕРАЛЬНОЕ ГОСУДАРСТВЕННОЕ БЮДЖЕТНОЕ ОБРАЗОВАТЕЛЬНОЕ
УЧРЕЖДЕНИЕ ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ
«МОСКОВСКИЙ АВИАЦИОННЫЙ ИНСТИТУТ
(национальный исследовательский университет)»

На правах рукописи

Ярошенко Александр Сергеевич

**ВОЛОКНА ИЗ КОБАЛЬТОВЫХ ВЫСОКОЛЕГИРОВАННЫХ
СПЛАВОВ, ПОЛУЧЕННЫЕ МЕТОДОМ ЭКСТРАКЦИИ ВИСЯЩЕЙ
КАПЛИ РАСПЛАВА, ДЛЯ ПРИМЕНЕНИЯ В
ЩЕТОЧНЫХ УПЛОТНЕНИЯХ**

Специальность 2.6.5. Порошковая металлургия и композиционные
материалы

Диссертация на соискание ученой степени
кандидата технических наук

Научный руководитель: доктор технических наук, доцент
Серов Михаил Михайлович

Москва 2024

СОДЕРЖАНИЕ

ВВЕДЕНИЕ	6 -
Глава I. СОСТОЯНИЕ ВОПРОСА И ПОСТАНОВКА ЗАДАЧИ ИССЛЕДОВАНИЯ	13 -
1.1. ЩЕТОЧНЫЕ УПЛОТНЕНИЯ	13 -
1.2. КОБАЛЬТ И ЕГО ВЫСОКОЛЕГИРОВАННЫЕ СПЛАВЫ	24 -
1.2.1. Современные отечественные и зарубежные высоколегированные кобальтовые сплавы	28 -
1.3. МЕТОДЫ ПОЛУЧЕНИЯ ВОЛОКОН И ТОНКИХ ПРОВОЛОК ИЗ КОБАЛЬТОВЫХ ВЫСОКОЛЕГИРОВАННЫХ СПЛАВОВ	37 -
1.3.1 Методы вытяжки	37 -
1.3.2. Методы получения волокон из расплава	41 -
1.3.3. Метод экстракции расплава	42 -
1.3.4. Метод Улитовского-Тейлора	45 -
1.4. АМОРФИЗАЦИЯ КОБАЛЬТОВЫХ СПЛАВОВ ПРИ ВЫСОКИХ СКОРОСТЯХ ОХЛАЖДЕНИЯ	47 -
1.4.1 Температурная стабильность аморфных сплавов на основе кобальта	49 -
1.5. ЗАКЛЮЧЕНИЕ ПО ЛИТЕРАТУРНОМУ ОБЗОРУ И ПОСТАНОВКА ЗАДАЧИ ИССЛЕДОВАНИЙ	52 -
Глава II. ОБЪЕКТЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ	55 -
2.1. ОБЪЕКТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ	55 -
2.2. МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ	56 -
2.2.1. Экстракция висящей капли расплава ЭВКР	56 -
2.2.2. Приготовление металлографических шлифов	58 -
2.2.3. Оптическая микроскопия	59 -
2.2.4 Рентгенофазовый анализ	59 -
2.2.5. Просвечивающая электронная микроскопия	60 -

2.2.6 Расчет соотношения аморфной и кристаллической фаз в полученных образцах.....	61 -
2.2.7. Дифференциальная сканирующая калориметрия.....	62 -
2.2.8. Термическая обработка.....	62 -
2.2.9. Определение микротвердости, нормального модуля упругости материала, прочностных характеристик.....	63 -
2.2.9. Сканирующая электронная микроскопия.....	65 -
2.2.10. Оценка термостойкости.....	66 -
2.2.11. Оценка жаростойкости.....	67 -
2.2.12. Оценка эксплуатационных характеристик при высокоскоростном контактном взаимодействии.....	68 -
ГЛАВА III. ОТРАБОТКА РЕЖИМОВ ПОЛУЧЕНИЯ ВОЛОКОН ИЗ КОБАЛЬТОВЫХ ВЫСОКОЛЕГИРОВАННЫХ СПЛАВОВ МЕТОДОМ ЭВКР.....	
3.1. ГЕОМЕТРИЯ ПОЛУЧАЕМЫХ В ПРОЦЕССЕ ЭВКР ВОЛОКОН ..	71 -
3.1.1. Геометрические параметры полученных волокон.....	73 -
3.2. ВЛИЯНИЕ АТМОСФЕРЫ ПОЛУЧЕНИЯ НА ГЕОМЕТРИЮ ВОЛОКОН ВЫСОКОЛЕГИРОВАННЫХ КОБАЛЬТОВЫХ СПЛАВОВ-	78
-	
3.2.1 Стабильность процесса получения волокон из высоколегированных кобальтовых сплавов методом ЭВКР в среде аргона и вакуума.....	83 -
ВЫВОДЫ ПО ГЛАВЕ III.....	86 -
ГЛАВА IV. ВЛИЯНИЕ МЕТОДА ЭВКР НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ВЫСОКОЛЕГИРОВАННЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ КОБАЛЬТА.....	
4.1. ЭВОЛЮЦИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ СПЛАВА ВЗК В ПРОЦЕССЕ ЭВКР.....	87 -
4.1.1. Заготовка из сплава ВЗК.....	87 -
4.1.2. Волокна из сплава ВЗК.....	88 -

4.1.3 Рентгенофазовый анализ волокон из сплава В3К.....	- 92 -
4.1.4. Влияние метода ЭВКР на механические свойства сплава В3К ..	- 94 -
4.1.5. Влияние отжига на структуру и механические свойства волокон из сплава В3К	- 95 -
4.2 ЭВОЛЮЦИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ СПЛАВА В4К В ПРОЦЕССЕ ЭВКР	- 100 -
4.2.1. Заготовка из сплава В4К.....	- 100 -
4.2.2. Волокна из сплава В4К.....	- 101 -
4.2.3 Рентгенофазовый анализ волокон из сплава В4К.....	- 102 -
4.2.4. Влияние метода ЭВКР на механические свойства сплава В4К -	104 -
4.2.5. Морфология поверхности образцов из сплава В4К полученных методом ЭВКР	- 105 -
4.2.6. Влияние отжига на структуру и механические свойства волокон из сплава В4К	- 106 -
4.3. ЭВОЛЮЦИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ СПЛАВА В5К В ПРОЦЕССЕ ЭВКР	- 110 -
4.3.1. Заготовка из сплава В5К.....	- 110 -
4.3.2. Волокна из сплава В5К.....	- 111 -
4.3.3. Рентгенофазовый анализ волокон из сплава В5К.....	- 112 -
4.3.2. Влияние метода ЭВКР на механические свойства сплава В5К -	114 -
4.3.3. Влияние отжига на структуру и механические свойства волокон из сплава В5К	- 115 -
4.4. СРАВНЕНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК ПОЛУЧЕННЫХ ВОЛОКОН	- 120 -
ВЫВОДЫ ПО ГЛАВЕ IV	- 122 -
Глава V. ОЦЕНКА ЭКСПЛУАТАЦИОННЫХ СВОЙСТВ МАТЕРИАЛА ЩЕТОЧНОГО УПЛОТНЕНИЯ НА ОСНОВЕ КОБАЛЬТОВЫХ ВЫСОКОЛЕГИРОВАННЫХ СПЛАВОВ.....	- 124 -

5.1. ОЦЕНКА ЖАРОСТОЙКОСТИ ВОЛОКОН ИЗ ВЫСОКОЛЕГИРОВАННЫХ КОБАЛЬТОВЫХ СПЛАВОВ	- 125 -
5.2. ОЦЕНКА ТЕРМОСТОЙКОСТИ ВОЛОКОН ИЗ ВЫСОКОЛЕГИРОВАННЫХ КОБАЛЬТОВЫХ СПЛАВОВ	- 128 -
5.3. ОЦЕНКА ЭКСПЛУАТАЦИОННЫХ ХАРАКТЕРИСТИК ВОЛОКОН ИЗ КОБАЛЬТОВЫХ ВЫСОКОЛЕГИРОВАННЫХ СПЛАВОВ ПРИ ВЫСОКОСКОРОСТНОМ КОНТАКТНОМ ВЗАИМОДЕЙСТВИИ	- 131 -
ВЫВОДЫ ПО ГЛАВЕ V	- 138 -
ЗАКЛЮЧЕНИЕ	- 140 -
СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ.....	- 144 -

ВВЕДЕНИЕ

Актуальность темы исследования:

Основной проблемой при увеличении коэффициента полезного действия (КПД) газотурбинных двигателей (ГТД) и установок (ГТУ) является снижение утечек рабочего газа в зазоры между деталями ротора и статора, для минимизации утечек рабочего тела применяются уплотнительные материалы и покрытия. Одним из вариантов уплотнительных материалов являются щеточные уплотнения (ЩУ), в нашей стране не получившие широкого распространения из-за сложностей их изготовления.

Проблема выбора материалов для применения в составе ЩУ и апробация их применения в условиях работы современных ГТД весьма актуальна для отечественного двигателестроения. Главным фактором, определяющим успешное решение задачи, является разработка материала ЩУ, эксплуатационные характеристики которого обеспечивают требуемые параметры по минимизации утечек рабочего тела через зазоры между статорными и роторными деталями ГТД. ЩУ представляют собой круговой массив большого количества близко расположенных малоразмерных (с характерными размерами и шагом расположения порядка 0,1 - 1 мм) уплотнительных элементов – проволок. Однако, несмотря на высокие показатели герметичности, щеточные уплотнения имеют определенные недостатки.

Один из основных недостатков состоит в том, что при контакте проволок и ответной части ротора происходит износ их торцевых частей и ответной детали ротора, что ведет к увеличению утечек газа и сокращает срок службы уплотнения. Решить данную проблему позволяет изготовление проволок для ЩУ из кобальтовых высоколегированных сплавов, за рубежом для этих целей широко применяется сплав Haynes 25, относящийся к высоколегированным кобальтовым сплавам. Высоколегированные кобальтовые сплавы характеризуются увеличенной стойкостью к окислению, термической

стабильностью при высоких температурах и высокой износостойкостью. Низкая обрабатываемость сплавов на основе кобальта, в большинстве случаев не позволяет получать из данных сплавов проволоки микронного диаметра традиционными методами обработки металлов давлением. Так, например, получение микропроволоки из твердых сплавов методами волочения сопряжено с большим количеством межоперационных переделов и высоким износом фильер, как правило, имеющих алмазное упрочнение, что приводит к удорожанию получаемой продукции. Для некоторых высоколегированных кобальтовых сплавов, в частности для стеллитов, получение микропроволоки методом волочения мало осуществимо ввиду их сильного карбидного упрочнения. Решить данную проблему позволяет метод получения тонких волокон, получивший название высокоскоростного затвердевания расплава (ВЗР) и его разновидность – экстракция висящей капли расплава при помощи вращающегося теплоприемника (ЭВКР).

Основные публикации по материалам, применяющимся в составе ЩУ, основываются на исследованиях свойств микропроволоки из сплава Naupes 25, при этом его отечественные аналоги применительно к ЩУ малоизучены или не изучены совсем. Поэтому проведение исследований материалов для применения в составе ЩУ из отечественных кобальтовых высоколегированных сплавов весьма актуально для решения задачи повышения КПД отечественных ГТД и ГТУ.

Цель диссертационной работы состояла в научно-методическом обосновании и апробации возможности применения в составе ЩУ волокон из кобальтовых высоколегированных сплавов полученных методом ЭВКР.

Для достижения поставленной цели необходимо было решить следующие **задачи**:

1. Обобщить и провести анализ исследований в области разработки материалов ЩУ, методов получения микроволокон из кобальтовых высоколегированных сплавов.

2. Выполнить анализ технологии производства волокон с использованием метода ЭВКР и оценить целесообразность применения данного метода для получения волокон из кобальтовых высоколегированных сплавов, предназначенных для использования в составе ЩУ.
3. Отработать оптимальные, с точки зрения геометрии волокон, режимы получения волокон из кобальтовых высоколегированных сплавов методом ЭВКР.
4. Установить влияние метода ЭВКР на структурные и механические характеристики кобальтовых высоколегированных сплавов.
5. Оценить возможность применения полученных образцов волокон из кобальтовых высоколегированных сплавов в составе перспективных авиационных ГТД и ГТУ.

Научная новизна:

1. Впервые установлено, что в результате высокоскоростной закалки расплава в трех сплавах системы Co–Cr–W дополнительно легированных Ni, Fe, V, Zr, Ti происходит фиксация аморфного состояния. Соотношение кристаллической и аморфной фаз в системе Co–Cr–W при добавлении Ni и Fe (сплав В3К) составляет 43/57 %, при добавлении V (сплав В4К)– 60/40 %, и введении Zr, Ni и Ti (сплав В5К) – 63/37 %, при этом с увеличением содержания легирующих элементов в сплавах системы Co–Cr–W количество аморфной фазы увеличивается.

2. Установлено, что в трех исследуемых сплавах системы Co–Cr–W при легировании Ni и Fe (сплав В3К) фиксация аморфного состояния приводит к повышению физико-механических характеристик данного сплава ($HV = 800$, $E = 225$ ГПа, $\sigma = 1276$ МПа). В сплаве системы Co–Cr–W дополнительно легированного V (сплав В4К) происходит двукратное повышение микротвердости и снижение нормального модуля упругости ($HV = 1376$, $E = 114$ ГПа, $\sigma = 1170$ МПа). В сплаве системы Co–Cr–W дополнительно легированного Zr, Ni и Ti (сплав В5К) происходит двукратное повышение

предела прочности при растяжении и микротвердости, при относительно небольшом снижении нормального модуля упругости, что связано с большим содержанием аморфной фазы $\approx 60\%$ ($HV = 1039$, $E = 195$ ГПа, $\sigma = 1556$ МПа).

3. Показана возможность замены классических методов ОМД при получении проволок из сплавов системы Co–Cr–W на их получение методом вытягивания из расплава вращающимся теплоприемником, при этом существует достаточно широкие возможности варьирования механических характеристик путем термической обработки.

4. Показана принципиальная возможность применения волокон из двух сплавов системы Co–Cr–W в составе ЩУ, волокон из сплава системы Co–Cr–W дополнительно легированных Ni и Fe при температурах до 600°C , волокон из сплава системы Co–Cr–W дополнительно легированного Zr, Ni и Ti при температурах до 700°C .

Теоретическая и практическая значимость:

1. Показана эффективность метода экстракции висящей капли расплава для получения волокон микронной толщины из кобальтовых высоколегированных сплавов. По сравнению с методами волочения, главным достоинством метода экстракции висящей капли расплава является отсутствие необходимости множества межоперационных переделов, таких как – ступенчатый отжиг, химической травление, применение разного сортамента фильер и т.д. При применении метода экстракции висящей капли расплава также отсутствует необходимость применения дорогостоящего оборудования, алмазных фильер, происходит сокращение производственных мощностей.

2. Установлены зависимости критерия соотношения высоты и ширины получаемых волокон от режимов проведения процесса экстракции висящей капли расплава на установке ЭВКР-РН для сплава ВЗК, системы Co–Cr–W. По установленным зависимостям отработаны режимы получения

волокон требуемой геометрии из сплавов В3К, В4К, В5К системы Co-Cr-W, для последующего применения в составе щёточных уплотнений.

3. Доказано наличие аморфной фазы в полученных образцах, приводящей к повышению микротвердости и снижению модуля упругости, разработаны режимы термической обработки полученных образцов для обеспечения кристаллизации аморфной фазы. Показано, что после кристаллизации, происходит повышение нормального модуля упругости и уменьшение микротвердости полученных образцов до уровня литого состояния.

4. Впервые произведена отработка методики определения эксплуатационных характеристик волокон для щеточных уплотнений, в рамках которой, показана перспективность полученных образцов для их применения в составе щеточных уплотнений.

5. Доказана перспективность применения полученных волокон из высоколегированных кобальтовых сплавов системы Co-Cr-W в составе щеточных уплотнений, путем определения эксплуатационных характеристик (жаростойкость, термостойкость, высокоскоростное контактное взаимодействие).

6. Введена в эксплуатацию установка экстракции висящей капли расплава с резистивным нагревом – ЭВКР-РН, позволяющая, за счет применения бестигельной плавки, получать волокна практически из любых материалов подвергающихся плавлению. При этом проведение процесса возможно как в вакууме, так и в среде инертных газов, что позволяет получать волокна из химически активных материалов.

Методология и методы исследования:

Методологической основой исследования послужили работы ведущих российских и зарубежных ученых и государственные стандарты Российской Федерации.

Диссертационная работа выполнена с использованием современных методов исследования: металлографического, просвечивающего электронного и рентгенофазового анализов, измерения микротвердости и нормального модуля упругости, проведении испытаний на жаростойкость, термостойкость.

Положения, выносимые на защиту:

1. Корреляции между режимами получения и геометрическими параметрами образцов из высоколегированных кобальтовых сплавов в атмосфере аргона и вакуума.
2. Влияние метода экстракции висящей капли расплава на структуру и механические свойства высоколегированных кобальтовых сплавов системы Co-Cr-W.
3. Влияние термической обработки на структуру и механические свойства образцов волокон из высоколегированных кобальтовых сплавов, полученных методом экстракции висящей капли расплава.
4. Влияние метода экстракции висящей капли расплава на эксплуатационные свойства сплавов на основе системы Co-Cr-W дополнительно легированных Fe, V, Zr, Ni, Ti.

Степень достоверности результатов:

Все результаты диссертационной работы были получены на поверенном и сертифицированном оборудовании с использованием лицензионного программного обеспечения, что гарантирует высокую степень надежности и точности данных. Исследования и испытания проводились в строгом соответствии с требованиями научно-технической документации, действующей на территории Российской Федерации (ГОСТ). Достоверность полученных результатов подтверждается хорошим совпадением экспериментальных данных с теоретическими расчетами, а также применением методов математической статистики для обработки полученных

результатов. Это позволяет уверенно утверждать, что выводы, сделанные в работе, являются обоснованными и достоверными.

Работа выполнена в рамках стратегического направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 год. Раздел: 9. Монокристаллические, высокожаропрочные, естественные композиты. Подраздел: 9.7 Высокотемпературные деформируемые сплавы и композиционные материалы, упрочненные тугоплавкими металлическими волокнами и частицами, карбидами, нитридами и др. истираемые уплотнительные материалы.

Апробация результатов:

Материалы диссертационной работы доложены на 13 научно-технических конференциях и семинарах, в том числе: XLIII, XLIV, XLV, XLVI, XLVII Международной молодёжной научной конференции «Гагаринские чтения» (г. Москва, 2017 г., 2018 г., 2019 г., 2020 г., 2021 г.); Международной конференция «Авиация и космонавтика» (г. Москва, 2019 г., 2020 г.); XVII, XVIII, XIX, XX Международной научно - технической конференции «Быстрозакаленные материалы и покрытия» (г. Москва, 2020 г., 2021 г., 2022 г., 2023 г.); Международной научно-технической конференции «Проблемы и перспективы развития двигателестроения» (г. Самара, 2021 г.); VIII Всероссийской молодежной научно-практической конференции «Восьмые Колачёвские чтения» (г. Ступино, 2023 г.).

На совместном заседании Президиумов НТС НИО «Технологии порошковой металлургии, аддитивного производства, сварки, защитных и специальных высокотемпературных покрытий и материалов» и НИО «Жаропрочные литейные и деформируемые сплавы и стали», НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ (г. Москва, сентябрь 2024 г.).

Глава I. СОСТОЯНИЕ ВОПРОСА И ПОСТАНОВКА ЗАДАЧИ ИССЛЕДОВАНИЯ

1.1. ЩЕТОЧНЫЕ УПЛОТНЕНИЯ

Совершенствование технических характеристик газотурбинных двигателей и агрегатов турбомашин невозможно без применения новых конструктивных решений, материалов и технологий. Относительно новыми решениями для повышения КПД газотурбинных двигателей и агрегатов турбомашин являются уплотнительные узлы, размещающиеся в проточной части ГТД. Главная задача данных узлов повышение КПД двигателя, за счет снижения утечек рабочего газа. В основном, снижение утечек достигается путем уменьшения радиальных зазоров между вращающимися и неподвижными деталями двигателя. Решение проблемы снижения радиальных зазоров также несет в себе и решение проблем экологичности, надежности и ресурса двигательного агрегата. Также немаловажным аспектом является повышение механических характеристик как самих уплотнительных узлов, так и ответных деталей ротора. Улучшение механических свойств уплотнительных узлов можно осуществить как конструктивным путём, оптимизируя геометрию и дизайн их структуры, так и через применение новейших материалов, которые входят в состав этих узлов. Использование современных материалов может значительно повысить износостойкость, термостойкость и общую прочность уплотнений, что в свою очередь увеличит их срок службы и эффективность в работе. Кроме того, сочетание новых материалов и продуманных конструктивных решений влечёт за собой повышение общей производительности и надежности работы ГТД и ГТУ. [1 - 4]

Существует несколько разновидностей уплотнений подвижных соединений, наиболее перспективным видом таких уплотнений являются

щеточные уплотнения (ЩУ) получившие широкое распространение за рубежом, однако в отечественном двигателестроении практически не применяющиеся. Широкое распространение в отечественном двигателестроении получили лабиринтные и сотовые уплотнения. Эффективность действия лабиринтных уплотнений основана на потерях деления газа, проходящего через кольцевые щели различного диаметра.

Как правило, изначально газ проходит через узкую щель, и затем через широкую смежную щель, образуя при этом скоростной напор. После выхода газа из щели происходит потеря полного давления за счет необратимых потерь при завихрении-расширении. При этом восстановление давления в камере имеет прямую корреляцию с потерями давления при завихрении-расширении. [5]

Сотовые уплотнения являются следующим этапом развития лабиринтных уплотнений, при этом по сравнению с лабиринтными уплотнениями они более прочные. При работе на нерасчетных величинах сотовые уплотнения демонстрируют значительное различие в площади касания по сравнению с традиционными уплотнениями, выполняющимися в виде лабиринтов. В частности, при контакте роторных частей со статором площадь касания у сотовых уплотнений может оказаться в 8,5 раз меньше, чем при контакте с сплошной поверхностью, что является критическим фактором, влияющим на эффективность работы ГТД. Величина утечки рабочего газа в сотовых уплотнениях в значительной степени зависит от геометрических характеристик структуры и режимных параметров потока. [6 – 8]

За рубежом для изготовления сотовых уплотнений активно применяются сплавы Hastelloy X и Haynes 214, которые по своему составу относятся к никелевым жаропрочным сплавам, также ситуативно применяют сплав Nimonic 86, однако он не получил широкого распространения. [9]

Говоря о щеточных уплотнениях (ЩУ), можно выделить несколько ключевых преимуществ перед лабиринтными и сотовыми уплотнениями:

1. Уменьшение уровня холостых протечек рабочей среды. Щеточные уплотнения обеспечивают постоянный контакт с вращающимися деталями, что позволяет значительно сократить холостые протечки рабочей среды.

2. Уменьшение размеров турбоагрегата. Благодаря своей компактности, щеточные уплотнения позволяют существенно уменьшить габариты всего агрегата.

3. Компенсация радиальных и осевых смещений ротора. Щеточные уплотнения способны компенсировать радиальные и осевые смещения ротора в переходных режимах работы.

4. Отсутствие дополнительных сил, негативно влияющих на работу ротора. Важно отметить, что щеточные уплотнения не создают значительных дополнительных сил, которые могли бы негативно сказаться на стабильности работы ротора.

ЩУ это контактные уплотнения с податливыми элементами, как правило, выполняющиеся в виде набора проволочек малого диаметра из никелевых, хромистых, кобальтовых, вольфрамовых сплавов или неметаллических волокон, в которых расположение щеточек под углом к сопрягаемой поверхности ротора позволяет уменьшить трение венцов волокон о детали ротора. При этом замена лабиринтных уплотнений на ЩУ в ряде случаев позволяет уменьшить потери рабочего газа на 40 – 50%, упростить конструкцию всего уплотнительного узла турбины и при этом увеличить надежность ее работы обеспечивая минимальный зазор между статорными и роторными деталями турбины. [11]

Конструкция ЩУ определяется условиями его работы, при этом чаще всего оно выполняется в виде пары круглых колец, в которых методами обжатия или сварки закрепляется под углом 45° пучки гибких проволочек или волокон (рис. 1).



Рисунок 1 – Фотография сегмента ЩУ [12]

При этом определяющим фактором применения проволок из различных материалов является такие характеристики как их упругость и жаростойкость. Проволоки должны иметь такие значения упругости, которые позволят им изгибаться при контакте с деталями ротора, не изнашивая их и при этом, не теряя свою изначальную форму, одновременно не повышая протечек рабочей среды при высоких вибрациях в двигателе. [13]

Авторами работ [14, 15] показано, что щеточные уплотнения продемонстрировали значительное превосходство над традиционными лабиринтными уплотнениями в ряде критически важных аспектов. Во-первых, эксперименты показали, что использование ЩУ может приводить к снижению расхода рабочего газа в 6-8 раз. Во-вторых, применение проволоки диаметром 0,1 мм с плотностью упаковки в 90 штук на мм² позволяет достичь более надежного и герметичного уплотнения, что значительно уменьшает вероятность утечек рабочего вещества. Это качество не только улучшает эксплуатационные характеристики оборудования, но и способствует снижению его воздействия на окружающую среду. Наконец, по результатам испытаний, за 25 часов эксплуатации износ вала составляет всего 0,06 мм. Это свидетельствует о высокой износостойкости и долговечности щеточных

уплотнений, что делает их предпочтительным выбором для современных промышленных систем.

Эффективная работа щеточных уплотнений (ЩУ) основана на их способности обеспечивать упругое прилегание к рабочей поверхности, что минимизирует радиальный зазор и повышает герметичность. При увеличении давления уплотнения уменьшают проницаемость, снижая газовые утечки. Правильный выбор силы натяжения ЩУ важен для долговечности и надежности, что делает их эффективной альтернативой традиционным уплотнениям в различных промышленных системах. [16, 17].

Основные отечественные разработки в области ЩУ [18] связаны главным образом с оптимизацией конструкции ЩУ, за счет изменений геометрии колец и способа крепления проволоки, изменения углов наклона и способов обработки торцов проволок, при этом мало работ связано с оптимизацией материала, применяющегося для изготовления самих проволок.

В работах [19, 20] отражен опыт успешного внедрения щеточных уплотнений в серийное производство авиационных ГТД, при этом также показано что замена лабиринтных уплотнений на щеточные приводит к снижению утечек рабочего газа примерно на 80%, при этом рабочие температуры щеточных уплотнений лежат в пределах 620°C при скоростях вращения вала в 384 м/с. На рисунке 2 показаны основные узлы и агрегаты ГТД в которых, по мнению авторов, замена сотовых уплотнений на щеточные приведет к существенному повышению КПД двигателя.

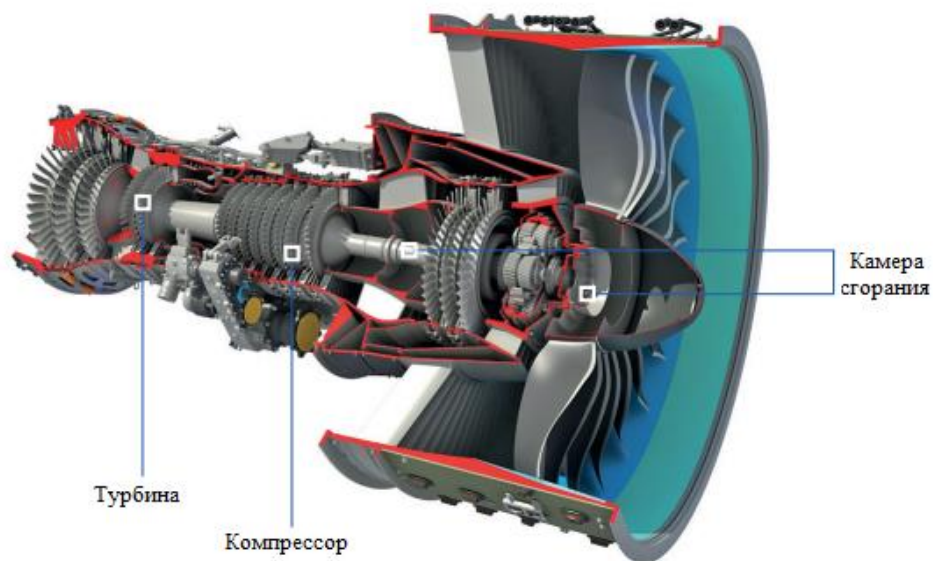


Рисунок 2 – Узлы и агрегаты ГТД в которых возможна замена сотовых уплотнений на ЩУ [20]

Известны также работы, в которых проводились исследования по замене металлических проволок в составе ЩУ на проволоки из синтетических материалов. Был проведен анализ возможности замены металлических проволок на волокна на основе керамических материалов. Показано, что замена металлических волокон на керамические приводит к сильному износу поверхности ротора, также авторами показано, что часто происходит сцепление керамических проволок под действием усилий зажима и упругих сил [21].

Основные требования к щеточным уплотнениям (ЩУ) включают: - сохранение минимальных зазоров между ротором и щеточным уплотнением при работе на нерасчётных величинах и при забросе температур; - высокая способность рассеивания энергии упругой деформации при механических вибрациях; малые габариты и возможность модернизации существующих ГТД и ГТУ без существенной их переработки при установке ЩУ.

Однако широкое применение ЩУ ограничивается сложностью автоматизации их серийного производства. Традиционные технологии

(намотка, навивка, укладка) могут приводить к избыточному уплотнению проволок или их разориентации во время эксплуатации, что снижает надежность и ресурс из-за износа контактирующих пар. [22 - 24]

Авторами работы [25] обобщены основные требования к качеству рабочей поверхности проволок ЩУ: поверхностный слой должен оставаться неизменным, чтобы сохранить изначальные свойства металла и обеспечить надежность уплотнения; неправильности в структуре могут снизить упругость, что критически важно для эффективного функционирования; заусенцы и острые кромки - их отсутствие необходимо для предотвращения износа ротора в месте контакта с уплотнением, снижая вероятность повреждений; отклонения проволок - минимальные несоответствия обеспечивают точность и эффективность уплотнения, способствуя его долговечности. Соблюдение этих критериев существенно влияет на долговечность и эффективность уплотнений, что особенно важно для турбин и других сложных механических систем.

В работе [26] показаны основные дефекты на рабочей поверхности ЩУ, возникающие во время их работы в контакте с ротором. Выявлены следующие типы дефектов: – отклонение (загиб) кончиков проволок (рис. 3); – зоны пластической деформации проволок (рис. 4, а); – оплавление кончиков проволок (рис. 4, б).

Основными зарубежными производителями щеточных уплотнений являются специализированные компании, такие как MTU, DM Energy и Arani Power Systems. Также этим занимаются крупные производители турбин, такие как Siemens и General Electric. Эти компании разрабатывают и внедряют передовые технологии для повышения эффективности и долговечности уплотнительных решений. В отечественном двигателестроении основные работы по исследованию ЩУ проводятся на таких предприятиях как филиал АО «ОДК» «НИИД», ПАО «ОДК-Кузнецов», ПК «Салют» АО «ОДК», НИЦ Курчатовский институт – «ВИАМ» и др.

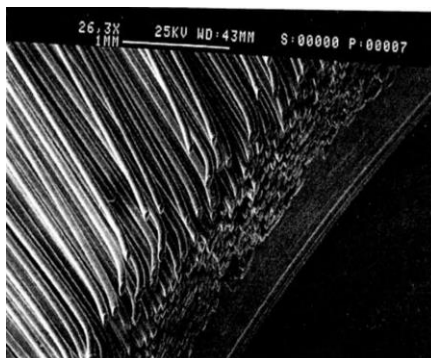
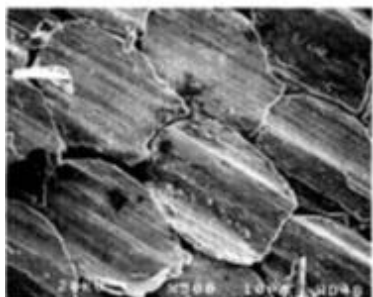
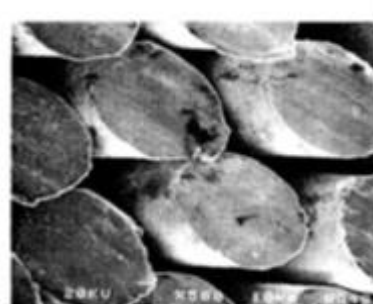


Рисунок 3 – Торцы проволок загнутые в процессе эксплуатации [26]



а)



б)

Рисунок 4 – Зоны пластической деформации проволок общий вид (а), зона пластической деформации проволок (б), зона недеформированных проволок (в) [26]

Проволоки для щеточных уплотнений часто делают из жаропрочных сплавов, таких как сплав на основе кобальта – Haynes 25. Этот сплав известен своей жаростойкостью, коррозионной устойчивостью и износостойкостью, что обеспечивает долговечность и надежность в экстремальных условиях. В работе [26] для изготовления щеточного уплотнения применялась проволока Haynes 25. Был определен ее химический состав, механические свойства и предельные рабочие температуры, показано, что она имеет предел прочности на растяжение $\sigma = 1460$ МПа который не меняется в результате кратковременного нагрева (1 час) в интервале температур $550^{\circ}\text{C} - 650^{\circ}\text{C}$.

Проведены сравнительные испытания ЩУ и лабиринтного уплотнений, показано, что ЩУ при равных перепадах давления, более чем в два раза лучше по расходным характеристикам, чем лабиринтное уплотнение.

В работах [27 - 30] исследовались щеточные пакеты, изготовленные из различных сплавов, таких как Haynes 25, Haynes 214, Inconel 718 и Alloy 80 A. Сплав Haynes 25 (Udimet L605) представляет собой кобальт-никель-вольфрамовый сплав, который обладает высокой термической устойчивостью до 980°C и хорошей защитой от окисления и сульфидирования. Химический состав исследованных сплавов приведен в таблице 1.

Таблица 1 – Химический состав сплавов, опробованных для применения в составе ЩУ [27 - 30]

	Элемент (масс %)												
	Co	Ni	Cr	W	Fe	Mn	Si	C	Nb	Mo	Cu	Al	Ti
Haynes 25	51	10	20	15	3	до 1,5	до 0,4	до 0,1	-	-	-	-	-
Haynes 214	до 2,0	70 - 75	15,0 - 17,0	до 1,0	2,0 - 6,0	до 1,0	до 0,05	до 0,15	-	до 1,0	-	4,0 - 5,0	до 0,5
Inconel 718	до 1,0	50,0 - 55,0	17,0 - 21,0	-	бал.	до 0,35	до 0,35	до 0,08	4,75 - 5,5	8,0 - 10,0	0,1 - 0,8	-	-
Alloy 80 A	до 65,0	18,0 - 21,0	до 1,5	-	до 1,5	до 1,0	до 1,0	0,04 - 0,10	-	-	до 0,2	1,0 - 1,8	1,8 - 2,7

Сплав Alloy A, состоящий из никеля, хрома и алюминия, демонстрирует повышенную коррозионную стойкость при температурах до 1038°C. Щеточные уплотнения из этого сплава в сочетании с карбидно-хромовым покрытием показали отличные износостойкие характеристики, но широкого распространения не получили. Основной параметр, определяющий

пригодность сплава для щеточных уплотнений, это контролируемый износ. Желательно, чтобы износ происходил только на щеточных уплотнениях, а не на поверхности вала, что упрощает ремонт двигателя. Данное условие обеспечивается в случае использования в качестве материала волокон ЩУ сплава Haynes 25, поскольку данный сплав обладает оптимальными эксплуатационными характеристиками. При этом также отмечено, что диаметр применимой проволоки из сплава Haynes 25 лежит в пределах от 70 до 150 мкм.

Попытки использования жаропрочных сплавов на основе никеля отечественного производства, таких как ЭИ708-ВИ, для изготовления волокон щеточных уплотнений (ЩУ) не дали желаемых результатов. Исследования показали, что сплавы не обеспечивали необходимую стойкость к износу и термическую устойчивость при эксплуатации. Кроме того, авторы [31] отмечают, что на данный момент другие отечественные жаропрочные сплавы, обладающие потенциально подходящими свойствами, недоступны в форме микропроволоки диаметром менее 0,1 мм, что значительно ограничивает их использование в производстве щеточных уплотнений. Это создает дополнительные сложности для внедрения этих материалов в практику, так как соответствующая технология производства микропроволоки должна удовлетворять строгим требованиям по качеству и размерам.

Ранние поисковые работы, проводимые во ФГУП «ВИАМ» были направлены на поиск оптимального состава сплава для изготовления проволок для ЩУ. Было исследовано пять марок сплавов и проволоки из них полученной волочением через фильеры: Х13Н13М2; Ч20Н80; Х18Н10Т; ЭП-578; ЭП-899. Основным критерием отбора служила жаростойкость проволок и жгутов при 700°С в течении 100 час. Для проволоки из сплава Х18Н10Т оценивали жаростойкость в зависимости от диаметра проволоки, показано что с ростом диаметра проволоки отмечен рост окислительной стойкости, и проволока диаметром 120 мкм обладала удовлетворительными

характеристиками, сохраняя упругие свойства после 100 часов испытаний. Аналогичные характеристики отмечены у проволоки из сплава Х20Н80 диаметром 100 мкм. Более тонкие проволоки эффективной жаростойкостью не обладали. Проволока из сплава ЭП 578 работоспособна до 500°С, а ЭП 899 до 400°С. Для использования при более высоких температурах предложено применить проволоки из никель-хромовых и кобальт-хромовых сплавов. Проволоки из данных сплавов не обладают упругими свойствами при температуре выше 600°С по отдельности, однако собранные в пучок они имеют удовлетворительный модуль упругости и пригодны для исследований. Для получения проволок для ЩУ из сплавов систем Co–Cr и Ni–Co предложено использовать метод высокоскоростного затвердевания расплава (ВЗР). Оценка эксплуатационных характеристик, полученных при помощи метода ВЗР образцов из сплавов Ni–Co и Co–Cr показала их перспективность для работы в составе ЩУ при температурах до 700°С. В таблице 2 приведены сравнительные характеристики волокон, полученных по методу ВЗР.

Таблица 2 – Характеристики образцов проволок, полученных методом ВЗР из сплавов Ni–Co и Co–Cr

№	Материал	Средний диаметр, мкм	Длина, мм	Плотность г/см ³	Жаростойкость при 700°С, относительный привес, %
1.	Ni–Co	182 – 210	50 – 120	8,2	0,60
2.	Co–Cr	150 – 220	50 – 80	8,9	0,35

Основные публикации по материалам, применяющимся в составе ЩУ, основываются на исследованиях проволоки, полученной из зарубежного сплава Haynes 25, при этом его отечественные аналоги применительно к ЩУ малоизучены или не изучены совсем. Поэтому проведение исследований материалов для применения в составе ЩУ из отечественных кобальтовых

высоколегированных сплавов весьма актуально для решения задачи повышения КПД отечественных авиационных газотурбинных двигателей и установок.

1.2. КОБАЛЬТ И ЕГО ВЫСОКОЛЕГИРОВАННЫЕ СПЛАВЫ

Кобальт это 27 элемент периодической таблицы Д.И. Менделеева, с температурой плавления 1490°C , для кобальта характерен полиморфизм, поэтому он существует в двух модификациях: α - кобальт с гексагональной кристаллической структурой (ГПУ) и ϵ - кобальт с кубической гранецентрированной решёткой (ГЦК). Превращение одной модификации в другую происходит при 450°C . До этой температуры устойчив α -кобальт, выше ϵ -кобальт. Параметры гексагональной решетки $a = 0,25063$ нм $c = 0,40795$ нм, кубической – $0,35544$ нм. В обычных условиях кобальт устойчив к воздействию атмосферного кислорода, и не корродирует на воздухе, при нагревании после 300°C на поверхности образуется соединение Co_3O_4 , свыше 900°C этот оксид переходит в CoO . [32]

Кобальтовые сплавы популярны в машиностроении благодаря своей способности выдерживать высокие температуры, что делает их идеальными для турбинных лопаток и деталей реактивных двигателей. Высокое содержание хрома обеспечивает отличную коррозионную стойкость в агрессивных средах, таких как химическая и нефтегазовая промышленность. Они также отлично противостоят трещинообразованию при многократных температурных колебаниях, обеспечивая долговечность и надежность конструкций. [33]

Кобальтовые сплавы состоят из аустенитной матрицы и содержат различные выделения, включая карбидные и интерметаллидные соединения, такие как фазы Лавеса. Такие структуры делают их устойчивыми при высоких температурах. Под воздействием тепла происходят твердофазные реакции и

диффузионные процессы, что изменяет концентрации в сплаве. Эти изменения влияют на фазовую стабильность и, следовательно, на механические свойства сплавов, такие как прочность, пластичность и коррозионная стойкость. Это особенно важно в условиях эксплуатации, требующих высокой износостойкости и надежности. [34 – 36]

Образование карбидных фаз в кобальтовых сплавах изучено недостаточно из-за их низкой стабильности при высоких температурах, сложного химического состава и многостадийности процесса. В этих сплавах обычно формируются комплексные карбиды типов M_3C_2 , M_7C_3 и $M_{23}C_6$ на основе хрома. В этих карбидах происходит частичное замещение хрома кобальтом, вольфрамом или молибденом. Карбиды типа M_3C_2 имеют орторомбическую решетку и реагируют с хромом в претектическом состоянии. Карбиды типа M_7C_3 обладают тригональной структурой и образуются при низком соотношении хрома и углерода. Эти карбиды могут превращаться в $M_{23}C_6$ в процессе старения, переходя в твердый раствор при гомогенизационной термообработке, что связано с метастабильностью карбидов типа M_7C_3 . Распад карбидов типа M_7C_3 приводит к упрочнению сплавов из-за выделения вторичных частиц $Cr_{23}C_6$. Микрорентгеноспектральный анализ показывает, что типичный состав карбида типа $M_{23}C_6$ включает $Cr_{17}Co_4W_2C_6$, что свидетельствует о значительном содержании кобальта в составе карбида. [37]

Кобальтовые высоколегированные сплавы делятся на группы в зависимости от состава и обработки. Основные типы включают деформируемые и литые сплавы, в которые добавляют никель или хром для повышения коррозионной стойкости и прочности. Литые кобальтохромистые сплавы, такие как стеллит, известны износостойкостью и используются при высоких температурах. Также существуют псевдосплавы с карбидами, сочетающие твердость и пластичность, применяемые для режущих инструментов. [38 – 41]

Кобальтовые стеллитные сплавы в свою очередь подразделяются на несколько ключевых композиций в зависимости от их состава, например системы Co-Cr-Mo, Co-Cr-Ni, Co-Cr-W, а также многокомпонентные сплавы. Эти легирующие элементы придают сплавам высокую износостойкость. Компания Derolo Stellite является ведущим разработчиком таких сплавов, предлагая, как порошковые, так и литейные варианты, адаптированные для различных условий и сред. [42, 43].

Хром играет ключевую роль в кобальтовых сплавах, обеспечивая их коррозионную стойкость. Он образует защитные оксидные слои, такие как Cr_2O_3 , которые предотвращают окисление материала. Кроме того, хром способствует образованию карбидов, таких как M_7C_3 и M_{23}C_6 , что значительно улучшает износостойкость и прочностные характеристики сплавов. Эти свойства делают кобальтовые сплавы особенно подходящими для применения в агрессивных средах и при высоких температурах. В сплавах на основе системы кобальт-хром присутствует одна промежуточная фаза Cr_3Co и твердые растворы кобальта (ϵCo) и (αCo) и хрома (Cr). Введение хрома повышает температуру полиморфного превращения $\alpha\text{Co} \leftrightarrow \epsilon\text{Co}$ и снижает температуру перехода кобальта из ферромагнетика в парамагнетик. Кобальт и хром относятся к группе переходных металлов, однако различие в несколько d-электронов на атом сильно сказывается на свойствах этих металлов, в отличие от кобальта хром во всем интервале температур имеет объемно центрированную кубическую решетку (α фаза). Наличие размерного критерия (максимальное различие атомных радиусов составляет 2,4 %) и близкая электроотрицательность (1.7 для кобальта и 1.6 для хрома) являются благоприятными факторами для образования взаимных растворов. Вблизи температуры плавления кобальт растворяет до 39 ат.% хрома, образуя твердый раствор с гранцентрированной кубической решеткой (ГЦК). В виду различий в трактовке фазового состава системы Co – Cr в различных источниках, в

данной работе мы будем опираться на данные полученные Лякишевым Н.П. в его справочнике «*Диаграммы состояния двойных систем*» том № 2 (рис. 5).

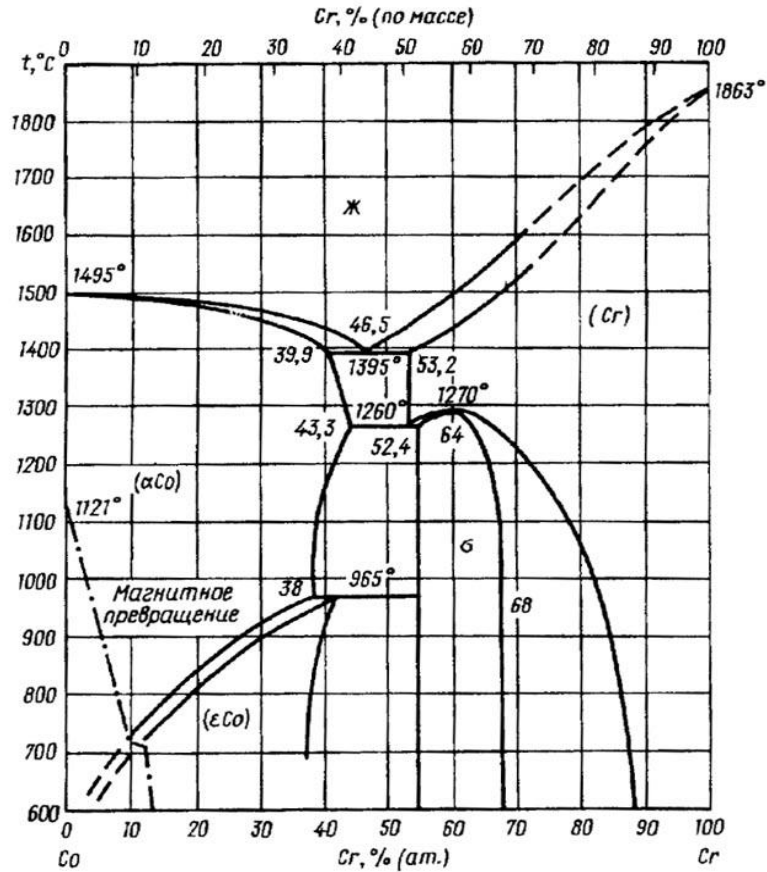


Рисунок 5 – Диаграмма состояния системы кобальт-хром [44]

В отечественном машиностроении разработками кобальтовых износостойких сплавов практически не занимались, известны работы по оптимизации сплавов типа стеллит – ВЗК, ВЗКр, ЗВ14КБ [90, 91] в которых установлены пределы легирования данных сплавов углеродом, вольфрамом и хромом. Отечественные аналоги стеллитов выпускаются в виде литых прутков для наплавки износостойких поверхностей деталей, находящих применение в машиностроении и других отраслях.

Авторы [45] проводили исследования устойчивости карбидов типа MC в кобальтовых сплавах. Исследования показали, что карбиды типа MC первоначально формируются в расплаве и сосредоточены в дендритах. При воздействии высоких температур и факторов эксплуатации, карбиды MC

могут переходить в более стабильные $M_{23}C_6$, особенно при высоком содержании хрома. Это явление указывает на связь вторичного карбидного упрочнения с формированием карбидов MC , которые способствуют появлению фаз $M_{23}C_6$.

Углерод ощутимо влияет на механические свойства кобальтовых жаропрочных сплавов. При температурах от 20°C до 760°C пластичность материала уменьшается с увеличением содержания углерода, в то время как длительная прочность достигает максимума при концентрации углерода около 0,5-0,6%. При температурах свыше 760°C прочность не связана с количеством углерода. Тем не менее, если содержание углерода превышает 0,6%, увеличивается количество карбидных фаз, что снижает пластичность и может вызвать охрупчивание материала. Для увеличения прочности кобальтовых сплавов применяют карбиды типов M_6C и MC . Такие карбидные фазы находятся в сплавах с пониженным содержанием хрома, но с добавлением 3–6% или более молибдена либо вольфрама. Благодаря насыщению тугоплавкими элементами, эти фазы обладают выдающейся термической стабильностью, на которую существенно влияет химический состав сплава. Карбид M_6C может формироваться через распад MC в рамках реакции: $MC + \text{аустенит} \leftrightarrow M_6C$. Ранее указывалось, что элементы, такие как гафний, цирконий, тантал, ниобий и титан, имеют наибольшую способность к образованию карбидов. В кобальтовых сплавах данные элементы создают фазу MC в виде компактных частиц правильной формы. [46]

1.2.1. Современные отечественные и зарубежные высоколегированные кобальтовые сплавы

Современные износостойкие сплавы на основе кобальта мало чем отличаются от ранних сплавов Элвуда Хейнса. Наиболее важные различия касаются содержания углерода, а также карбидообразующих элементов, которые оказывают существенное влияние на такие свойства сплава. Тип и

морфология карбидов определяют прочность, твердость и износостойкость материала. Карбиды хрома и тугоплавких металлов повышенной твердости ответственны за увеличение износостойкости, которая является критически важным свойством для применения в условиях интенсивного износа. Углерод в составе сплава непосредственно влияет на образование разных типов карбидов, и даже незначительное изменение его концентрации может вести к существенному изменению прочностных характеристик материала. При этом повышается не только прочность, но и изменяется пластичность, что важно при проектировании материалов для специфических условий эксплуатации. Понимание этих взаимодействий позволяет адаптировать микроструктуру сплава для достижения баланса между прочностью и пластичностью, а также устойчивостью к коррозии и износу. [47]

Разработками в области современных отечественных износостойких сплавов на данный момент занимаются сотрудники НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ. Последними разработанными износостойкими сплавами на основе системы Co-Cr-W-C являются сплавы В4К, В5К легированные элементами IV – V групп Периодической системы элементов Д.И. Менделеева. [48]

Наиболее распространённым отечественным кобальтовым сплавом типа стеллит является сплав В3К. На рисунке 6 представлена структура сплавов системы Co–Cr–W (сплав В3К) в зависимости от типа эвтектики.

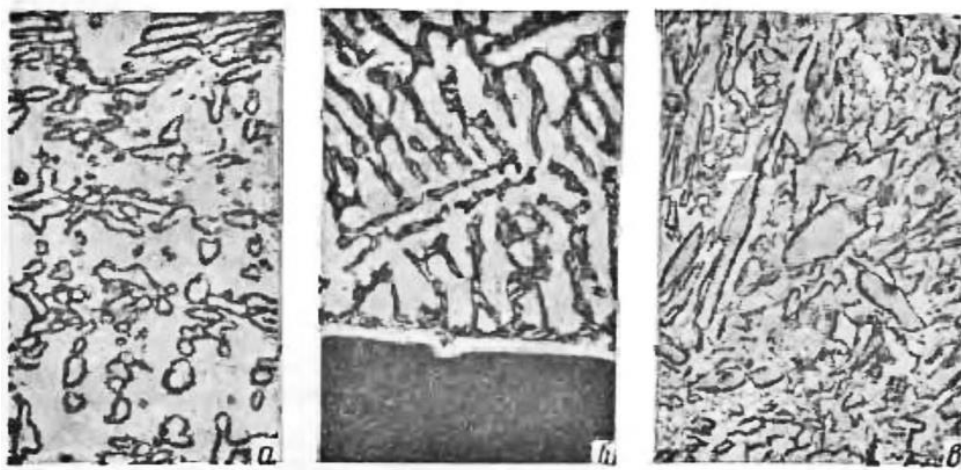


Рисунок 6 – Микроструктура сплавов Co – Cr – W – C x1500; а – доэвтектический состав; б – эвтектический состав; в – заэвтектический состав [50]

На рисунке 6, а представлена микроструктура доэвтектического состава, для которой характерно наличие зерен твердого раствора между которыми видны прослойки карбидной эвтектики, карбидная эвтектика при этом (рис. 6, б) представляет собой связанные в карбиды вольфрам и хром. В структуре заэвтектический состав присутствуют иглообразные или пластинчатые кристаллы первично выделившихся карбидов, в зависимости от содержания вольфрама первичными карбидами являются карбиды хрома или хромовольфрамовые карбиды. [49, 50]

Авторы работы [51] отмечают, что при нагреве сплава ВЗК первые термические эффекты начинают проявляться в температурном интервале от 1130°C до 1150°C. Эта начальная стадия связана с плавлением эвтектики, основанной на карбидах хрома, что влияет на изменение механических свойств материала, таких как прочность и твердость. При дальнейшем повышении температуры, в диапазоне от 1250°C до 1260°C, наблюдается более глубокое плавление, затрагивающее карбиды Cr₂₃C₆. Этот процесс способен изменить микроструктуру и влияет на устойчивость сплава при высоких температурах.

Последними достижениями среди отечественных высоколегированных кобальтовых сплавов стали сплавы В4К и В5К, разработанные во НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ. Сплав В4К относится к стеллитам системы Co–Cr–W, дополнительно легированным ванадием (V) и цирконием (Zr). Он включает твердый раствор на основе кобальта, упрочненный карбидами хрома и вольфрама, что придаёт материалу высокую износостойкость и термостойкость. Сплав В5К представляет собой усовершенствованную систему Co–Cr–W–Ni, легированную титаном (Ti) и цирконием (Zr). Такие добавки улучшают его механические свойства, такие как прочность и устойчивость к окислению при высоких температурах, что делает этот сплав подходящим для применения в условиях высоких нагрузок.

Авторы исследования [52] провели сравнение свойств отечественных материалов, используемых для усиления деталей, подвергающихся трению, с зарубежными аналогами. Выяснено, что за границей часто применяют сплавы на основе кобальта с карбидным или интерметаллидным упрочнением для таких целей. В результате экспериментов выявлено, что из всех систем высокими триботехническими характеристиками обладает сплав В4К, функционирующий при температурах от 800°С до 1100°С. Сплав Х25Н10В8 немного уступает, имея рабочий температурный диапазон до 900°С.

Высокая устойчивость сплава В4К к фреттинг-износу связана, по мнению авторов, с образованием окисных пленок на поверхности, которые обладают хорошей адгезией и действуют как твердая смазка при высоких температурах. В порядке убывания износостойкости при температурах от 800°С до 1100°С исследуемые материалы располагаются так: В4К (самый стойкий), Х25Н10В8, СМ-64, ХТН-61.

В таблице 3 представлены свойства износостойких кобальтовых сплавов. Исследование показывает, что сплавы В4К и Х25Н10В8 могут использоваться как замена зарубежным материалам в условиях, где требуются детали, работающие при температурах около 1100°С.

Таблица 3 – Свойства износостойких сплавов [52]

Сплав	Свойства			
	Твердость НРС	Максимальная рабочая температура, °С	Предел прочности при растяжении σ_B , кгс/мм ²	Относительное удлинение δ , %
В4К	50-52	1100	63-64 (25-28 при 1000°С)	0,4-0,8
X25H10 В8	32-33	1000	32-38 (19-22 при 1000°С)	0,5
XТН-61	41-45	1100	-	-
СМ-64	44-45	~ 1150	33 (при 1000°С)	0-1,0
Tribaloy Т-800	58	1000	≤ 70	0-1,0

Авторы работ [53, 54] провели исследование влияния увеличенного содержания кремния и углерода на триботехнические характеристики, структуру и фазовый состав износостойкого сплава системы Co-Cr-W(Zr-Ni-Si-Ti). В ходе эксперимента варьировалось содержание кремния и углерода в составе сплава: с добавлением 0,3% кремния, с 0,5% углерода, и третья с обоими элементами — 0,3% кремния и 0,5% углерода.

Исследование микроструктуры сплавов показало, что повышенное содержание кремния привело к образованию дискретных карбидов (рисунок 7а). В то время как увеличение содержания углерода способствовало формированию значительного количества пластинчатой карбидной эвтектики (см. рисунок 7б).

Дифференциальный термический анализ выявил, что для сплавов с максимальным содержанием кремния и для сплавов, содержащих оба элемента, наблюдаются низкотемпературные эффекты при температурах

1252°C – 1253°C. В случае сплавов с повышенным содержанием углерода низкотемпературный пик отмечен при 1150°C. Эти данные свидетельствуют о значительном влиянии химического состава на фазовые переходы, что, в свою очередь, сказывается на эксплуатационных характеристиках сплавов.

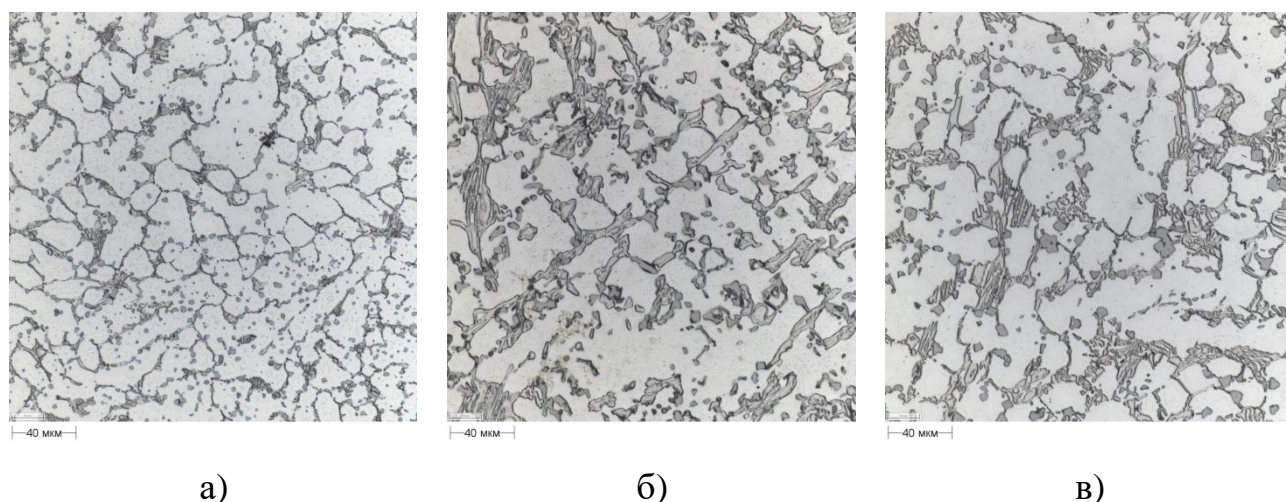


Рисунок 7 – Микроструктура полученных сплавов, а – повышенное содержание кремния, б – повышенное содержание углерода, в – повышенное содержание кремния и углерода [54]

В процессе охлаждения для сплава максимально легированного углеродом низкотемпературные тепловые эффекты отсутствуют, для сплава максимально легированного кремнием наблюдается небольшой пик при 1200°C, для сплава с максимальным содержанием обоих элементов пик выражен при 1220°C. Авторами отмечено, что полученные данные говорят о хорошей термической стабильности полученных сплавов, тепловых эффектов в исследуемых сплавах до температуры 1100°C не отмечено ни для одного сплава.

Авторы [54] отметили, что изменение содержания углерода и кремния в сплавах системы Co-Cr-W не влияет на фазовый состав. Основу составляют твердые растворы на базе α -Co и ϵ -Co, а также два типа карбидов: MeC и Me₇C₃. Количество карбидов типа MeC остается стабильным и не зависит от легирования. Однако увеличенное содержание углерода способствует

увеличению фазы Me_7C_3 . Это указывает на ключевую роль углерода в развитии определенных фаз в структуре сплава, влияя на его прочностные и износостойкие свойства, но не изменяя основных фазовых характеристик.

В таблице указано, как легирование влияет на распределение фаз внутри сплава. Было замечено, что комбинирование углерода и кремния способствует образованию более устойчивых фаз. Увеличение кремния улучшает окислительную стойкость, а добавление углерода ведет к формированию укрепляющих карбидов, которые повышают долговечность материала при высоких температурах. Такое легирование обеспечивает более равномерное распределение напряжений и увеличивает стабильность сплава, что делает его пригодным для использования в условиях повышенных температур (до 1100 °С).

Таблица 4 – Состав и доля фазовых составляющих в сплавах на основе системы Co-Cr-W-Ni [54]

	Доля обнаруженной фазы, %			
	$\alpha-Co$	$\varepsilon-Co$	MeC	Me_7C_3
Сплав с увеличенным содержанием углерода	19,9	64,7	1,8	13,6
Сплав с увеличенным содержанием кремния	25,3	60,4	1,8	12,5
Сплав с увеличенным содержанием двух элементов	16,4	67,4	1,8	14,4

Отечественные сплавы системы Co-Cr-W находят основное применение в наплавке и напылении на высоконагруженные детали узлов трения. Сплавы ХТН-61 и В4К преимущественно используются для упрочнения бандажных полок авиационных газотурбинных двигателей (ГТД), обеспечивая их стойкость к износу и долговечность. Сплав Х25Н10В8 применяется для защиты от схватывания и износа посадочных устройств летательных аппаратов, что значительно продлевает срок их службы и

повышает надежность эксплуатации. Сплав В3К для прутковой наплавки на клапана двигателей внутреннего сгорания. Сплав В5К пока не нашел своего применения, так как является перспективным экспериментальным сплавом. Однако, опытные работы по применению порошков из сплава В5К, полученных методами атомизации, в качестве наплавочных покрытий показывают его перспективность. [55 – 57]

В таблице 5 приведены сравнительные характеристики отечественных сплавов, разработанных во ФГУП «ВИАМ», с их ближайшими зарубежными аналогами Stellite 3, Stellite 6, и характеристики сплава Haynes 25 применяющимся в щеточных пакетах зарубежных ГТД.

Таблица 5 – Свойства износостойких высоколегированных кобальтовых сплавов [58]

Сплав	Свойства				
	Твердость НРС	Максимальная рабочая температура, °С	Предел прочности при растяжении σ_B при 20°С, МПа	Относительное удлинение δ , %	Относительное сужение при $l=5d$ ψ , %
В3К	40 – 50	500 – 600	860 – 900	1,0 – 1,2	1,3 – 1,8
В4К	50 – 52	до 1100	960 – 1000	0,4 – 0,8	0,5 – 1,0
В5К	34 – 54	до 1150	740 – 760	1,6 – 2,0	2,4 – 2,8
Stellite 3	36 – 46	до 500	550 – 600	≤ 1	–
Stellite 6	46 – 51	315 – 600	650 – 700	≤ 3	–
Haynes 25	25 – 30	до 1150	860 – 900	1,2 – 1,4	2,0 – 4,0

Авторами работы [58, 59] обобщён опыт применения кобальтовых сплавов типа стеллит, показано, что сплавы типа стеллит обладают превосходной сопротивляемостью к абразивному износу, эрозионному износу и износу при трении скольжении, данные свойства сохраняются в коррозионных средах и при повышенных температурах. Показано, что сплавы

с низким содержанием углерода чаще всего применяют в условиях кавитации, при износе от трения скольжения и умеренного истирания, а сплавы с повышенным содержанием углерода (до 3,3%) применяют в условиях абразивного износа, истирания или эрозии. Однако в зависимости от режимов обработки в высокоуглеродистых сплавах могут образовываться вторичные карбиды, что снижает пластичность сплава при высоких температурах ($\geq 600^{\circ}\text{C}$). В связи с этим производитель данных сплавов, Kennametal Stellite, ограничил их применение температурами от 315°C до 600°C . Это позволяет обеспечить оптимальное сочетание прочностных характеристик и стойкости к износу без риска снижения пластичности.

Следует отметить, что ввиду малой пластичности стеллитов и кобальтовых сплавов получение тонких проволок и волокон из них традиционными методами затруднено, это основной фактор, сдерживающий их применение в составе ЩУ, также проблемы возникают при обработке и комплектации пакета ЩУ из данных материалов. Проволоку из сплава Haynes 25 получают методами прокатки по технологии, запатентованной компанией Haynes international Ink (США), технология при этом не раскрывается. Одним из путей решения данной проблемы может служить получение волокон из расплава, а именно высокоскоростное затвердевание расплава, данный метод позволяет получать волокна практически из любых материалов подверженных плавлению.

1.3. МЕТОДЫ ПОЛУЧЕНИЯ ВОЛОКОН И ТОНКИХ ПРОВОЛОК ИЗ КОБАЛЬТОВЫХ ВЫСОКОЛЕГИРОВАННЫХ СПЛАВОВ

Методы получения тонких проволок и волокон из металлов включают четыре основные группы: вытяжку (кластерное вытягивание), обработку резанием (например, токарная обработка и царапание), формирование из расплава (литейные методы) и термическое разложение. Однако из-за высокой прочности и износостойкости кобальтовых высоколегированных сплавов, для их обработки подходят исключительно методы формирования волокон из расплава.

1.3.1 Методы вытяжки

Наибольшее распространение получили методы волочения, различают два способа волочения – одинарное волочение и волочение прутка проволок. В основе метода лежит многократное волочение прутка через фильеры, диаметр которых постепенно уменьшается. В работе [60] для получения волокна методом волочения использовались разные сплавы, пригодность которых оценивалась по их пластическим характеристикам. Для облегчения процесса волочения применялись смазочные вещества. В качестве исходных материалов применялись прутки диаметром от 3,175 мм до 6,35 мм, которые сначала многократно протягивались через фильеры до получения проволоки диаметром 127 мкм. После термической обработки, проволоку протягивали через алмазные фильеры, при этом диаметр ее уменьшался до 50 мкм. Путем многократной протяжки диаметр проволоки постепенно уменьшался. Для получения волокна диаметром 50 мкм площадь поперечного сечения уменьшалась на каждой ступени на 20%. В случае волокон диаметром 12,7 мкм площадь поперечного сечения проволоки на каждой ступени уменьшалась на 10%. Этот процесс позволяет контролировать конечные

размеры и свойства волокон, обеспечивая необходимые характеристики материала.

Авторы [61] разделили металлы по способности к образованию ультратонких нитей в процессе волочения на три группы. К первой группе относятся сплавы Рене 41, хастеллой В, хастеллой С, хромель R, элгилой – минимальный полученный диаметр для таких сплавов составил 12,7 мкм. Ко второй группе относили сплавы никенель 702, М-252, удимет 500, удимет 700 минимальный полученный диаметр для таких сплавов составил 25,4 мкм. К третьей группе отнесли сплавы, для которых диаметр 24,4 мкм труднодостижим – это А-258, пластичный хром, ТД-никель.

Исследование влияния диаметра микропроволок на их прочностные характеристики показало неоднородность получаемых данных, по одним источникам прочностные характеристики по мере уменьшения диаметра волокна увеличивалась [62, 63], по другим источникам [64] прочностные характеристики получаемых волокон уменьшаются. Это объясняется дефектами проволоки, оказывающими существенное влияние на её прочность. Методами волочения возможно получение прочных металлических проволок, однако стоимость таких проволок велика из-за износа применяющихся фильер и резко возрастающей длительности процесса при получении волокон малого диаметра.

Для уменьшения стоимости получаемых проволок, авторами [65] исследовалась возможность волочения не одной, а большого числа нитей через алмазные фильеры. Исследование показали, что в данном случае происходит их сварка и вспучивание, для исключения сварки нитей их помещали в стальную оболочку, которую удаляли травлением раствором HNO_3 . Применение стальной оболочки в данном случае не привело к удешевлению производства волокон, при этом прочность нитей, полученных в пучке значительно ниже прочности одиночно протянутых нитей. В таблице

6 представлены некоторые механические характеристики полученных разными методами протяжки образцов из сплава хромель.

Таблица 6 – Механические свойства нитей из сплава хромель, вытянутых в пучке и нитей, состоящих из отдельных вытянутых элементарных нитей, состоящих из отдельных вытянутых элементарных нитей из того же сплава [64]

Условия обработки нитей		Число нитей в пучке	Разрывная нагрузка, кгс	Предел прочности при растяжении, кгс/мм ²	Удлинение, %
Тип покрытия	Степень крутки (число кручений на 1 м)				
Без покрытия	Некрученное	100	0,95	56,9	0,3
Парафин	80	100	1,01	60,5	3,2
Парафин	Некрученное	100	1,12	67,0	4,9
Полиамид, растворенный в спирте	120S/120Z	120S/120Z	1,31	97,0	7,6

В работе [65] показано, что посредством метода волочения можно получать непрерывные волокна с диаметром до 8 мкм. Для тугоплавких металлов, таких как ниобий и тантал, удастся достичь субмикронных размеров, менее 1 мкм. Этот метод активно применяется для производства волокон из различных металлов и сплавов, включая железо, нержавеющую сталь, жаропрочные никелевые и кобальтовые сплавы, а также титан и его сплавы. Он также подходит для обработки тугоплавких металлов и драгоценных металлов, таких как серебро, золото и платина, что делает его

очень универсальным и популярным в промышленности. При таком способе волочения получают длинную проволоку нержавеющей стали трубообразной формы из собранных воедино многочисленных нитей, полученные образцы волокон имеют предел прочности $1500 \div 2500$ МПа, относительное удлинение 1-2 %.

Наибольшие сложности возникают при волочении проволок из коррозионностойких, жаростойких, жаропрочных суперсплавов. Минимальные диаметры проволок суперсплавов, которые получают при волочении через алмазные фильеры, приводятся в таблице 7.

Таблица 7 - Минимальный диаметр волокон, полученные из различных сплавов при волочении через алмазные фильеры

Сплав	Минимальный диаметр проволоки, мкм	Степень износа фильер
A-286	30	Интенсивная
Hastelloy S	13	Интенсивная
Хромель-R13	13	Малая
Inconel-702	18-23	Разрушение проволоки
Hastelloy B	15	Малая
M-252	25	Интенсивная
Rene-41	15	Интенсивная
Undimet-500	25	Интенсивная
Undimet-700	17	Интенсивная
TD-никель	25	Разрушение проволоки
«Пластичный» хром	Не поддается волочению	-

Стоит также отметить ряд недостатков методов волочения проволоки: Высокие затраты на оборудование: Для процесса волочения требуется

специализированное оборудование, которое может быть дорого в покупке и обслуживании, что сказывается на общей стоимости производства проволоки; Трудности контроля размеров: Волочение проволоки требует высокой точности и контроля размеров. Даже незначительное отклонение может влиять на качество и использование проволоки в дальнейших процессах; Необходимость многоэтапной обработки: Процесс волочения может включать несколько этапов обработки, таких как очистка, прокаливание и другие. Каждый дополнительный этап увеличивает сложность процесса и затраты на производство; Деформации и повреждения материала: При волочении проволоки могут возникать деформации и повреждения материала, особенно при работе с тонкой проволокой. Это может привести к снижению прочности и качества проволоки; Энергозатратность: Процесс волочения проволоки требует больших энергетических затрат из-за высокого давления и температур, необходимых для изменения формы и размеров материала; Сложность обслуживания оборудования: специализированное оборудование для волочения проволоки требует тщательного обслуживания и регулярной замены деталей, что может быть ресурсоемким и затратным процессом.

1.3.2. Методы получения волокон из расплава

Использование методов формирования волокон из расплава позволяет избежать многочисленных переделов, что значительно снижает стоимость конечной продукции. При этом методы формирования волокон из расплава подразделяют на: затвердевание жидкого расплава непосредственно в среде с низкой температурой; затвердевание струи расплава под действием химических реакций, протекающих на границе раздела расплав – среда; применение оболочки из другого материала, при использовании которого расплав под давлением подается в стеклянную оболочку и затем вытягивается вместе с данной оболочкой.

1.3.3. Метод экстракции расплава

Отдельной разновидностью методов получения волокон из жидкого состояния является метод экстракции расплава. Главное его отличие от перечисленных ранее методов в том, что расплав в данном случае находится в свободном состоянии в тигле рисунок 8, или переливается через край тигля, или образует висющую каплю на торце стержня – рисунок 9.

Исследования, проведенные авторами [66 - 71], показали, форма получаемых волокон задается при помощи заточки рабочей кромки диска теплоприемника, при этом возможно получение как длинномерных, так и дискретных волокон, при этом длина волокна задаётся насечками на кромке диска теплоприемника. Также возможно получение порошков, чешуйчатых частиц при соответствующей обработке кромки диска.

Материал диска-теплоприемника существенно влияет на скорость охлаждения расплава, что критично для стабильного получения продукции. Теплопроводность материала диска определяет, насколько эффективно происходит охлаждение. Чаще всего в качестве материала диска применяется медь, обладающая высокой теплопроводностью, но чистая медь чаще всего имеет малую устойчивость к термоциклированию и эрозионному износу.

Из-за высокой пластичности и износа меди при контакте с диспергируемыми материалами, её часто заменяют на сплавы или другие материалы. Это, однако, приводит к снижению скорости охлаждения, поскольку альтернативные материалы обычно имеют меньшую теплопроводность. Подбор материала для диска должен учитывать баланс между теплопроводностью, износостойкостью и долговечностью при термоциклических нагрузках. Отработанной методики выбора материалов диск – расплав не существует, она подбирается к каждому сплаву индивидуально. [72]

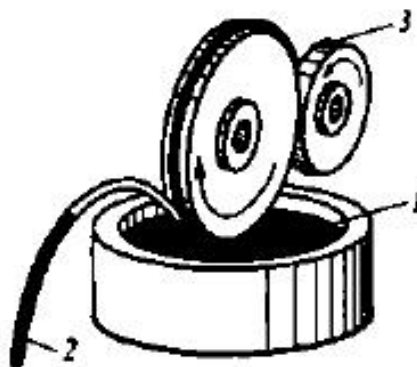


Рисунок 8 – Схема экстракции расплава из тигля: 1 – расплав; 2 – лента получаемого сплава; 3 – устройство отчистки диска. [72]

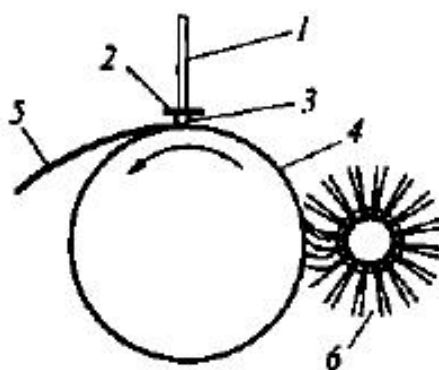


Рисунок 9 – Схема вытягивания расплава из капли: 1 – пруток исходного сплава; 2 – нагреватель; 3- капля расплава; 4 – быстро вращающийся барабан; 5 – тонкая лента быстрозакаленного сплава; 6 – щетка. [72]

По сравнению со стандартными методами получения тонких волокон, метод экстракции расплава обладает несколькими преимуществами [73 – 75]:

1. Высокая скорость охлаждения: До 10^6 К/с. При получении волокон для специфических условий эксплуатации (ЩУ) это может быть недостатком, так как аморфные металлы часто отличаются повышенной твердостью, что может увеличивать износ ответных поверхностей. Для уменьшения твердости проводят термическую обработку, способствующую кристаллизации аморфной фазы и снижению твердости.

2. Широкая вариативность толщин получаемых волокон, так применяя метод ЭВКР возможно получение волокон толщиной 0,02 до 0,3 мм;

3. В зависимости от вида обработки кромки диска теплоприемника возможно получение как дискретных, так и длинномерных волокон, порошков и частиц чешуйчатой формы;

4. Отсутствие необходимости использования тигля, что позволяет получать волокна из химически активных металлов, тугоплавких сплавов и соединений.

Метод экстракции висящей капли расплава (ЭВКР) считается более продуктивным, чем метод экстракции из расплава благодаря бестигельной плавке, которая значительно упрощает процесс и снижает его стоимость. Свойства волокон, полученных методом ЭВКР, зависят от скорости охлаждения. При экстракции из тигля для повышения скорости охлаждения применяют увеличение скорости вращения диска, однако эффективность этого метода имеет предел. При превышении предельной скорости стабильность процесса снижается из-за колебаний диска. Стабильность процесса также зависит от правильной балансировки диска и его поверхностной шероховатости. Вращение в защитной атмосфере или на воздухе ограничивает скорость из-за создаваемого диском газового потока, который также охлаждает расплав.

Авторы [78] установили, что для устойчивой работы процесса ЭВКР скорость подачи прутка должна обеспечивать подвод материала ($m_{\text{п}}$) в зону диспергирования, чтобы он соответствовал количеству отводимого материала ($m_{\text{в}}$) в виде волокон. Если $m_{\text{п}}$ равно $m_{\text{в}}$, формируются непрерывные волокна; если $m_{\text{в}}$ больше $m_{\text{п}}$, получают дискретные волокна. Устойчивость капли расплава, а значит и стабильный процесс, достигается при равенстве $m_{\text{п}}$ и $m_{\text{в}}$ и достаточной мощности нагревателя. При снижении мощности капля затвердевает, а при увеличении мощности капля пульсирует, может расти и дестабилизироваться.

Метод ЭВКР выразился в создании ряда установок на территории «МАТИ» РГТУ имени К.Э. Циолковского, среди которых установки с

электролучевым, лазерным и резистивным нагревом. Применение данных установок позволило получать волокна, дискретные частицы, порошки, чешуйки из тугоплавких (температура плавления до 2000°C) и химических активных материалов, что ранее было мало осуществимо.

1.3.4. Метод Улитовского-Тейлора

Метод затвердевание расплава в оболочке из другого материала, чаще всего стеклообразного был разработан Г.Ф. Тейлором в 1924 году и доработан А.В. Улитовским в 1948 году. Схематически метод Улитовского-Тейлора представлен на рисунке 10.

В ходе этого процесса несколько граммов металлического сплава помещают в стеклянную трубку, расположенную непосредственно внутри высокочастотного индукционного нагревателя (см. рис. 10). Металлический сплав нагревают до температуры плавления с образованием капли. При соответствующих условиях расплавленный металл заполняет стеклянный капилляр, который вытягивается принимающим устройством и, таким образом, образуется микропроволока, металлическая сердцевина которой полностью покрыта стеклянной оболочкой. Для регулирования диаметра металлической сердцевины микропроволоки используется вакуумный регулятор, регулирующий давление внутри стеклянной трубки. Таким образом, геометрические характеристики полученных микропроводов определяются не только физическими свойствами стекла и металла, но и диаметром исходной стеклянной трубки и параметрами нагревательного индуктора.

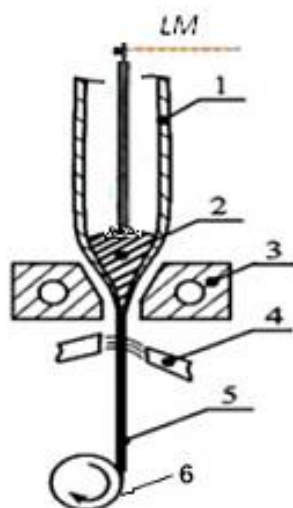


Рисунок 10 – схематическое изображение метода Улитовского-Тейлора: 1. Стеклянная трубка. 2. Капля металла. 3. Индуктор. 4. Вода. 5. Микропровод со стеклянным покрытием. 6. Вращающаяся подставка [105]

Микроструктура и свойства микропровода зависят от скорости охлаждения, которую можно регулировать изменением охлаждающей среды, например, воды или масла. Когда металл быстро охлаждают в процессе литья, могут образовываться нестабильные металлические фазы, например, перенасыщенные твёрдые растворы и необычные кристаллические структуры. Скорость охлаждения, при которой это происходит, составляет от 10^4 до 10^7 кельвинов в секунду.

Основные преимущества метода Улитовского-Тейлора:

1. Длина – возможность получения непрерывных отрезков длиной до 100 метров и неограниченная длина в непрерывном процессе.
2. Геометрические параметры – диаметр сердцевины может быть от 0,5 до 70 мкм, а толщина стеклянного покрытия — от 1 до 50 мкм.
3. Контроль параметров – возможность управления диаметрами оболочки и металлической сердцевины.
4. Воспроизводимость – обеспечение требуемых геометрических характеристик при массовом производстве.

1.4. АМОРФИЗАЦИЯ КОБАЛЬТОВЫХ СПЛАВОВ ПРИ ВЫСОКИХ СКОРОСТЯХ ОХЛАЖДЕНИЯ

При реализации метода ВЗР его разновидности метода ЭВКР за счет теплоотвода от диска теплоприемника возможно достижение скоростей охлаждения вплоть до 10^5 К/с, это может вызывать в кристаллических сплавах следующие превращения: увеличение пределов растворимости твердых растворов; уменьшение размеров и модификация формы зерен; уменьшение доли сегрегаций в структуре; образование фаз имеющих метастабильную структуру.

Сплавы типа "металл–металлоид" обычно аморфизуются при содержании металлоида в диапазоне от 15 до 30 атомных процентов. Включение в состав данных сплавов элементов типа металлоид, таких как бор, углерод, кремний или германий, способствует формированию аморфной структуры.

Сплавы на основе кобальта, как правило аморфизуются по структуре «металл-металл» и проявляют склонность к аморфизации в широком диапазоне концентраций, при этом аморфные сплавы на основе кобальта чаще всего содержат в своем составе бор, кремний, фосфор и углерод. Данные легирующие элементы вводятся в состав для облегчения процесса аморфизации и повышения стабильностей всей системы, при этом стабильность обеспечивается за счет внедрения металлоидных атомов в центры полиэдров. Это приводит к возникновению сильной химической связи между атомами металла и металлоида.

Аморфные кобальтовые сплавы широко используются как магнитомягкие материалы. В исследовании, упомянутом в работе [82], показано, что сплавы системы Co-Fe-Ni могут аморфизоваться при скорости охлаждения 10^5 К/с. Термическая обработка этого сплава при температуре 473 К улучшает его магнитные свойства, что делает его особенно полезным для

применения в устройствах и технологиях, требующих высоких показателей магнитомягкости. Также в работах [83, 84] показано, для сплава системы Co-Si-B критическая скорость охлаждения составляет 10^5 К/с, при таких скоростях охлаждения в данном сплаве происходит частичная аморфизация. Авторы показали наличие критической скорости охлаждения, от которой зависит возможность аморфизации расплава, для большинства кобальтовых сплавов данная скорость охлаждения лежит в пределах 10^5 К/с. При этом по мере увеличения содержания примесей в сплавах способность к аморфизации уменьшается.

Механические свойства аморфных сплавов отличаются от механических характеристик сплавов одноименных сплавов в кристаллическом виде. Аморфные сплавы обладают высокими твердостью, а также достаточно высокими пластичностью и вязкостью разрушения. При этом определяющими факторами твердости и пластичности является химический состав сплава, так в сплавах на основе элементов подгруппы железа (Fe, Co, Ni) твердость HV может достигать значений более 1000, а прочность выше 400 МПа. В сплавах с одинаковыми основными металлическими элементами прочностные свойства меняются в зависимости от сорта и количества атомов металлоидов, облегчающих аморфизацию.

Механизмы кристаллизации аморфных сплавов можно разделить на: полиморфную кристаллизацию, в результате которой не происходит изменения химического состава; эвтектическую кристаллизацию, аморфная фаза разделяется на две фазы; первичную кристаллизацию, в результате которой сначала происходит выделение кристаллической фазы, отличной от аморфной, а обогащённая аморфная фаза затем претерпевает превращение в другую кристаллическую фазу; разделение на мелкие аморфные фазы, каждая из которых кристаллизуется самостоятельно. [88]

В исследовании [89] рассматривалась кристаллизация аморфного сплава $\text{Co}_{73,6}\text{V}_{11,2}\text{Si}_{13}\text{C}_2$ при термообработке в диапазоне температур от 400 °С 600 °С.

При 400°С на рентгенограмме появляются дифракционные отражения, указывающие на наличие кристаллической фазы α -Co. Повышение температуры отжига увеличивает количество кристаллов α -Co, при этом не наблюдается других фаз. Однако при 600 °С происходит полная кристаллизация, образуется многофазная структура, включающая α -Co, Co_2Si , Co_2V и Co_4V . Распределение этих кристаллических фаз в образце остается неоднородным: кристаллиты сосредоточены в определенных участках матрицы, имеющей аморфную структуру аморфной.

1.4.1 Температурная стабильность аморфных сплавов на основе кобальта

Авторами [90] исследована температурная стабильность аморфного сплава системы Co-Fe-Cr-Si. Показано, что в температурном диапазоне от 470°С до 680°С в данном сплаве выделяются два четких максимума, которые соответствуют почти двукратному повышению твердости. Первый максимум твердости соответствует температуре отжига, располагающейся ниже температуры кристаллизации. Это объясняется тем, что при кристаллизации аморфного вещества, в ходе появления «оптимального» распределения по объему аморфной матрицы дисперсных кристаллических частиц на основе кобальта, твердость и напряжение механически растут. При этом зависимость твердости и пластичности аморфного сплава от объемной доли кристаллической фазы в аморфном сплаве носит линейный характер. Например, для сплава Co-Fe_{3,7}-Si_{12,4}-Cr_{3,7}-V_{11,2} упрочнение при термической обработке составляет 40%, такое высокое упрочнение объясняется наличием в системе бора.

В работе [91] исследовалась значимость модулей Юнга для сплава $\text{Co}_{80}\text{P}_{20}$ в аморфном и кристаллическом состояниях, данные получали при помощи метода вибрирующей пластинки. Авторами показано, что для данного сплава

модуль упругости в кристаллическом состоянии составляет 129 ГПа и 105 ГПа, при этом отношение модулей Юнга для одного и того же сплава в аморфном и кристаллическом состоянии как правило лежит в пределах 0,7 – 0,8.

Исследование температурной стабильности карбидов в аморфных сталях с высоким содержанием хрома [92] выявило следующие изменения: карбид M_7C_3 при температуре отпуска выше 750 °С превращается в карбид $M_{23}C_6$. При снижении содержания хрома карбиды M_2C исчезают при 650 °С. На температурах свыше 750 °С формируются карбиды M_6C и M_7C_3 , а при более высоких температурах, выше 900 °С, образуются карбиды $M_{23}C_6$ и M_6C . При этом карбид MC остается стабильным на всех температурных режимах, демонстрируя устойчивость в структуре.

В работе [80] исследовалось влияние изохорных отжигов на твердость сплавов типа $M_{75}P_{16}V_6Al_3$, где M представляет собой Fe, Co и Ni. В ходе исследования показано, что при увеличении температуры обработки сначала происходит снижение твердости сплавов, а затем её увеличение. Во время термической обработки происходит изменение структуры материала, что приводит к изменению его свойств. Авторы исследования обнаружили, что существует прямая зависимость между температурой кристаллизации аморфных сплавов на основе железа, кобальта и никеля и их твердостью: чем выше температура кристаллизации, тем больше твердость. Это объясняется тем, что при высоких температурах в материале происходят процессы структурного упорядочивания и образуются более стабильные фазы. Эти процессы способствуют повышению твердости материала.

Авторы работы [93] выявили связь между модулями Юнга и твердостью по Виккерсу для аморфных сплавов, состоящих из металлов и металлоидов, а также для сплавов, состоящих только из металлов. Это соотношение показывает - когда меняется модуль Юнга, который характеризует упругость материала, одновременно меняются и показатели твердости по Виккерсу.

Такое поведение связано с особенностями аморфной структуры, где взаимодействие между атомами влияет на оба свойства, демонстрируя их взаимозависимость. Зависимость выявлена на основе дислокационной модели течения, показывающей что в сплавах типа металл – металлоид соотношение Юнга для одного и того же сплава в аморфном и кристаллическом состоянии составляет 0,7 - 0,8, что также свойственно и для твердости по Виккерсу. В работе также показано, что с увеличением содержания в составе аморфного сплава металлоида происходит увеличение твердости, при этом увеличение твердости носит линейный характер. Твердость измерялась на сплаве $Co_{75}Si_{25-x}V_x$, при нагрузке 0,49 Н, были получены следующие значения твердости, кгс/мм²: 880, 894, 943, 990, 1018 и 1067 соответственно для $x= 5; 7; 5; 10; 12,5; 15; 17,5$.

1.5. ЗАКЛЮЧЕНИЕ ПО ЛИТЕРАТУРНОМУ ОБЗОРУ И ПОСТАНОВКА ЗАДАЧИ ИССЛЕДОВАНИЙ

Анализ научно-технической литературы показал перспективность ЩУ как контактных уплотнительных элементов для повышения КПД авиационных и наземных ГТД и ГТУ. Поэтому разработка материалов для применения в составе ЩУ весьма актуальна для отечественного авиационного двигателестроения. Главным фактором, определяющим успешное решение задачи, является разработка материала ЩУ, эксплуатационные характеристики которого обеспечивают требуемые параметры по минимизации утечек рабочего тела через зазоры между статарными и роторными деталями ГТД.

Наряду с высокими показателями герметизации ЩУ обладают рядом недостатков. Главным из них является износ торцов проволок при контакте с ротором или поверхности ответной детали, что ведет к постепенному увеличению утечек газа и ограничивает ресурс уплотнения. Решить данную проблему позволяет изготовление проволок для ЩУ из кобальтовых высоколегированных сплавов, за рубежом для этих целей широко применяется сплав Haynes 25. Данные сплавы обладают повышенной стойкостью к окислению, термической стабильностью при высоких температурах и износостойкостью. При этом ранние поисковые работы, проводимые в 90-х годах во ФГУП «ВИАМ» совместно с АМНТК «Союз», показали отсутствие износа ответных поверхностей ротора при применении в составе ЩУ волокон на основе кобальтовых сплавов. Применение волокон на основе кобальтовых сплавов сдерживается трудностью получения малоразмерной проволоки из-за низкой обрабатываемости кобальтовых сплавов типа стеллит, решить данную проблему позволяет метод получения тонких волокон, получивший название высокоскоростного затвердевания расплава (ВЗР) расплава и его

разновидность экстракция висящей капли расплава вращающимся диском теплоприемником (далее ЭВКР).

Основные публикации по волокнам, применяющимся в составе ЩУ, основываются на исследованиях волокон, полученных из зарубежного сплава Haynes 25, при этом его отечественные аналоги применительно к ЩУ малоизучены или не изучены совсем. Поэтому проведение исследований материалов для применения в составе ЩУ из отечественных кобальтовых высоколегированных сплавов весьма актуально для решения задачи повышения КПД отечественных авиационных газотурбинных двигателей и установок.

По результатам литературного анализа показано, что попытки заменить проволоку из кобальтового сплава Haynes 25 на волокна из никелевого жаропрочного сплава ЭИ708-ВИ не привели к положительным результатам, однако заменой данного сплава могут служить отечественные сплавы ВЗК, В4К и В5К. Данные сплавы являются аналогами зарубежных сплавов типа Satellite 6, 12 и обладают комплексом свойствами схожими с зарубежным сплавом Haynes 25.

В результате высоких скоростей охлаждения в сплавах на основе кобальта могут образовываться аморфные фазы. При этом отношение модуля Юнга аморфного сплава к кристаллическому того же состава обычно находится в пределах от 0,7 до 0,8. Аналогичное соотношение наблюдается и для модулей сдвига. Кроме того, температурные зависимости модулей упругости как аморфных, так и кристаллических образцов показывают сходное поведение. Это указывает на то, что, несмотря на различия в структурных состояниях, их упругие свойства демонстрируют определенную степень согласованности при изменении температуры.

Цель диссертационной работы состоит в определении влияния ВЗР на структуру и механические свойства высоколегированных кобальтовых сплавов для определения возможности их применения в составе ЩУ.

Для достижения поставленной цели необходимо было решить следующие задачи:

1. Обобщить и провести анализ исследований в области разработки материалов волокон ЩУ, методов получения волокон из кобальтовых высоколегированных сплавов.
2. Провести исследования технологии получения дискретных волокон с использованием метода ЭВКР и оценить перспективы применения этого метода для производства волокон из кобальтовых высоколегированных сплавов, предназначенных для использования в составе ЩУ.
3. Отработать оптимальные режимы получения волокон с требуемой геометрией из кобальтовых высоколегированных сплавов методом ЭВКР.
4. Установить влияние метода ЭВКР и последующей термической обработки на структурные и механические характеристики кобальтовых высоколегированных сплавов.
5. Оценить возможность применения полученных образцов волокон из кобальтовых высоколегированных сплавов в составе перспективных авиационных ГТД и ГТУ.

Глава II. ОБЪЕКТЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

2.1. ОБЪЕКТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

В качестве исходных заготовок для экстракции использовались прутки диаметром 14 мм и длиной от 400 мм до 500 мм. Заготовки под экстракцию из сплавов В3К, В4К, В5К получали методами вакуумной индукционной плавки на установке типа УВНК-9, для обеспечения требуемой чистоты по примесям. Химический состав исходных прутков соответствует требованиям ОСТ, ПИ и ТУ на выплавку и представлен в таблице 8.

Таблица 8 – Химический состав исследуемых кобальтовых высоколегированных сплавов [48, 52, 54]

Марка сплав	Химические элементы, масс. %									
	Cr	W	Si	C	V	Zr	Ni	Mn	Fe	Ti
В3К	31,2	4,6	2,6	1,2						
В4К	24,5	12,6	3,1	2,1	4,3	0,2	0,03	0,01	0,01	-
В5К	24,5	8,8	0,5	1,2	-	1,4	9,5	-	-	1,4
*остальное кобальт										

2.2. МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

2.2.1. Экстракция висящей капли расплава ЭВКР

Исследования по влиянию режимов получения на геометрические размеры волокон в рамках темы данной диссертации проводилось нами на созданной в НИЦ «Курчатовский институт» - ВИАМ установке экстракции висящей капли расплава с резистивным нагревом - установка ЭВКР-РН (рис. 11).

В установке ЭВКР-РН нагрев заготовки осуществляется от резистивного нагревателя, выполненного из графита, что позволяет проводить процесс экстракции волокон в среде инертных газов, а также в среде низкого вакуума. Металлические волокна из кобальтовых высоколегированных сплавов получали в среде аргона (при давлении от 1×10 Па до 1×10^4 Па) и среднего вакуума (при разряжении 1×10^{-2} Па).

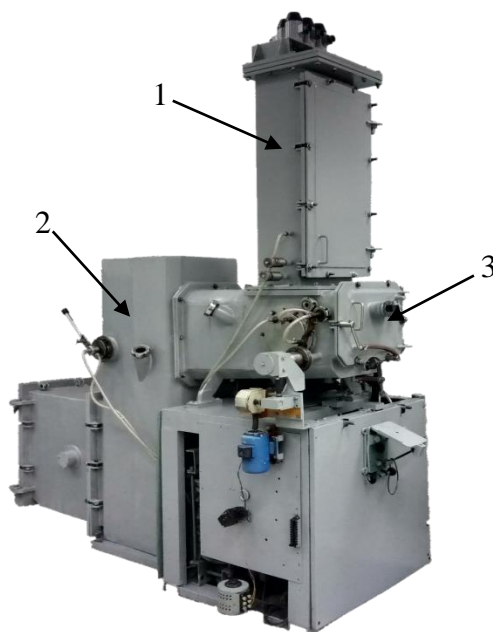


Рисунок 11 – Установка ЭВКР-РН: 1 – питатель; 2 – бункер приемник готовой продукции; 3 – рабочая камера с системой нагрева

Установка включает в себя следующие узлы и системы: рабочая камера; газовакуумная система; шпиндель; питатель (система подачи исходного

материала-прутка); щетка; сборник волокна; система нагрева, выполненная из графитовых нагревателей; стойка питания; шкаф управления приводами.

Рабочая камера установки для получения волокна играет ключевую роль в процессе, выполняя несущие функции и обеспечивая размещение основных узлов, таких как шпиндель, щетка и система нагрева. Толщина стенок камеры составляет 25 мм, что обеспечивает прочность и устойчивость к высоким температурам. Изготовлена из нержавеющей стали, что предотвращает коррозию и увеличивает срок службы установки. В двери рабочей камеры предусмотрено окно, позволяющее наблюдать за процессом получения волокна без необходимости открывать камеру. Сборник готовой продукции и питатель крепятся к камере, обеспечивая подачу заготовок в зону плавления и сбор готовой продукции.

Газовакуумная система играет важную роль в установке, обеспечивая необходимое разряжение для рабочей камеры. Основные её компоненты — форвакуумный насос НВЗ-16, который осуществляет первичное откачивание с производительностью 16 л/с и создаёт давление до 10 Па, и вакуумный агрегат АВП-5, обеспечивающий откачку до 1200 л/с и давление до 5×10^{-5} Па. Дополняет систему вакуумный магнитный клапан КВМ-63 для защиты от попадания воздуха при отключении питания, а также блокировочный вакуумметр ВМБ-14 для контроля уровня вакуума. Управление системой осуществляется автоматически или вручную для безопасной работы.

Водоохлаждаемый теплоприемник с вакуумным вводом вращения (шпинделем) предназначен для формирования волокна из капли расплава. Шпиндель устройства соединен с асинхронным двигателем типа АИР100S2Y3 мощностью 4,0 кВт через ременную передачу. Регулировка скорости вращения диска теплоприемника осуществляется с помощью инвертора OMRON A1000, который позволяет задавать скорости вращения в диапазоне от 0 до 2850 об/мин при помощи управления вектором тока.

Система охлаждения шпинделя водой сохраняет оптимальную температуру и продлевает срок службы. Питающее устройство подает три

прутка по до 400 мм одновременно, увеличивая производительность. Электронный привод управляет подачей с скоростью 1–20 мм/мин. Толкающее движение осуществляется через вакуумное уплотнение, что минимизирует потери тепла. Эксперименты проводились в среде аргона и вакуума для оптимизации процессов.

2.2.2. Приготовление металлографических шлифов

Для оценки микроструктуры использовались шлифы, изготовленные при помощи системы пробоподготовки фирмы Sturders (Дания). Образцы волокон помещались в быстрозатвердевающую эпоксидную смолу ProntoFix (Struers), после затвердевания смолы шлифы шлифовались на шлифовально-полировальном станке STRUERS TEGRAMIN – 25, шлифование проводилась с последовательным уменьшением зернистости шлифовальных кругов с 600 до 1200 единиц при одинаковом времени выдержки и нагрузке.

Для выявления структур образцов и сплавов, осуществляли обработку с использованием различных химических реактивов, что позволяет получить детализированные изображения микроструктуры. В частности, использовались следующие реактивы:

1. Раствор Марбле: состав – 20 г сернокислой меди ($\text{CuSO}_4 \cdot 5\text{H}_2\text{O}$), 100 мл соляной кислоты (HCl) и 100 мл дистиллированной воды. Применение – этот раствор позволяет выявлять различия в структуре металлов и сплавов, подчеркивая границы зерен и выявляя фазы, имеющие различную коррозионную устойчивость.

2. Раствор трех кислот: состав – 92% соляной кислоты, 5% серной кислоты (H_2SO_4) и 3% азотной кислоты (HNO_3). Применение – данный раствор широко используется для травления сталей и металлов с высоким содержанием легирующих добавок, выявляя их микроструктуру, включая наличие вторичных фаз.

3. Реактив Васильева: состав – 50 г медного купороса (CuSO_4), 100 см^3 50%-ного раствора серной кислоты и 50 см^3 50%-ного раствора азотной кислоты. Применение – эффективный реактив для травления углеродистых и легированных сталей, что позволяет получить четкие изображения микроструктуры, подчеркивая особые особенности, такие как зернистая структура, карбиды и другие включения.

2.2.3. Оптическая микроскопия

Исследование структуры образцов сплавов и волокон методом оптической микроскопии на микроскопе AXIO Imager A1 включает несколько этапов, таких как подготовка образцов, шлифовка и травление. Шлифовка необходима для получения гладкой поверхности, что позволяет избежать искажений при наблюдении. После этого выполняется травление, которое помогает выделить границы зерен и фазы, улучшая визуализацию. Использование микроскопа AXIO Imager A1, оснащенного высококачественными объективами, обеспечивает четкость изображений даже при увеличениях до 1000 крат. Автоматизация анализа изображений упрощает интерпретацию полученных данных.

2.2.4 Рентгенофазовый анализ

Оценка фазовых составляющих по средствам рентгенопросвечивания проводилась на дифрактометре XRD-9510 компании UED Group (Россия), данный дифрактометр оснащен программным обеспечением DIFFRAC.SUITE. Применялась рентгеновская трубка с медной мишенью, обеспечивающая монохроматическое излучение с длиной волны $\text{CuK} = 1,5418 \text{ \AA}$. Съемка проводилась в диапазоне углов рассеяния 2θ от до 140° с шагом $0,1^\circ$. Время съемки составило 1,5 часа, а длительность измерения интенсивности излучения на каждую точку – 0,6 секунды. Полученные дифрактограммы

анализировались в программе DIFFRAC.EVA, что позволяло осуществлять одновременный поиск в нескольких справочных базах данных, включая ICDD PDF2 и PDF4. Это значительно упростило идентификацию фракций и фаз в образцах, предоставляя полное представление о их структурных характеристиках.

Для определения изменений количественного соотношения γ -ГЦК- и ε -ГП-фаз в сплавах по использовали уравнение (1), в котором текстурный эффект учитывают усреднением отношений измеренных интенсивностей нескольких (hkl) рефлексов γ (I_{hkl}^γ) и ε (I_{hkl}^ε) фаз к теоретическим интенсивностям соответствующих дифракционных пиков ($R_{hkl}^\gamma, R_{hkl}^\varepsilon$), которые соответствуют интенсивностям бестекстурного образца [94]:

$$f_\gamma = \frac{\frac{1}{n} \sum_1^n \frac{I_{hkl}^\gamma}{R_{hkl}^\gamma}}{\left(\frac{1}{m} \sum_1^m \frac{I_{hkl}^\varepsilon}{R_{hkl}^\varepsilon} + \frac{1}{n} \sum_1^n \frac{I_{hkl}^\gamma}{R_{hkl}^\gamma} \right)} \times 100\% \quad (1)$$

где $n(m)$ — число независимых hkl рефлексов для ГЦК γ -фазы ($n = 2$) и для ГП ε -фазы ($m = 3$).

В нашем случае использовали рефлексы (111) и (200) γ -фазы и рефлексы (100), (002) и (101) ε -фазы. При этом интенсивность рефлекса (002) ε -фазы, который для всех сплавов кроме исходного сплава В4К совпадал с рефлексом (111) γ -фазы, определяли, как среднюю величину рефлексов (100) и (101) этой фазы. Естественно, что величину интенсивности рефлекса (111) γ -фазы определяли, как разность суммарной интенсивности и рассчитанной интенсивности рефлекса (002) ε -фазы.

2.2.5. Просвечивающая электронная микроскопия

Для изучения тонкой структуры образцов использовали просвечивающий электронный микроскоп ТМ-12М (Melytec, Россия). Перед

этим из исследуемых волокон готовили порошки для ПЭМ. Волокна дробили в планетарной мельнице САНД, а затем просеивали полученный порошок через сито диаметром 0,50 мм.

2.2.6 Расчет соотношения аморфной и кристаллической фаз в полученных образцах

Для расчета количества аморфной фазы применялся безэталоновый метод, поскольку линия кристаллической фазы проходит в области максимума аморфного гало. Экспериментально интенсивность пика кристаллической фазы оценивали по площади под дифракционной кривой. Математически интенсивность рассеяния аморфной фазы определяли по высоте (ординате) аморфного гало и выражали через отношение интенсивностей отражений от кристаллической линии и аморфного гало по формуле [82]:

$$\frac{I_{\text{кр}}^{\text{инт}} \text{HKL}}{I_{\text{гало}}} = \frac{9|F_{\text{яч}} V_{\text{яч}}|^2 P_{\text{HKL}} a_{\text{HKL}}^2 \text{tg} \theta_0 \bar{\eta}_{\text{кр}}}{A(q) \langle f^2 \rangle \rho_0 (1 - \bar{\eta}_{\text{кр}})} \quad (2)$$

где: $I_{\text{кр}}^{\text{инт}} \text{HKL}$ – это интенсивность отражения от кристаллической линии, $I_{\text{гало}}$ – это интенсивность отражения от аморфного гало; ρ_0 – средняя атомная плотность аморфной фазы (или число атомов в единице объема не зависимо от сорта атомов); $\langle f^2 \rangle$ – усредненный по химическому составу аморфной фазы квадрат модуля атомного фактора, включающего дисперсионные поправки; $A(q)$ – дополнительный безразмерный множитель, учитывающий вклад интерференции лучей, рассеянных атомами объема области когерентного рассеяния. В отсутствии интерференции (т.е. для идеального или разряженного газа) $A(q) = 1$, для аморфного металлического сплава в максимуме первого гало $A(q)$ обычно не превышает 3,5.

Соотношение аморфной и кристаллической фазы также можно оценить непосредственно по рентгенограмме сплава. Для этого необходимо

установить количественное соотношение между рассеянием от кристаллических областей и рассеянием от аморфных областей. Этот метод оказывается наиболее простым, когда рассеяние от аморфных областей проявляется в виде хорошо различимой широкой полосы, налагающийся на резкую рентгенограмму, которая соответствует кристаллической области. Измеряя площади под соответствующими кривыми, можно оценить весовой соотношение аморфных и кристаллических областей исследуемого вещества [83].

2.2.7. Дифференциальная сканирующая калориметрия

Для оценки фазовых превращений, происходящих в исследуемых образцах при нагреве до 1500°C и охлаждении до комнатной температуры, применялся приборе DSC PT 1600 (Linseis, Германия). В качестве образцов использовались навески волокон по 5 гр., атмосфера проведения исследований аргон, нагрев осуществлялся ступенчато со скоростью 10 °C/мин. После охлаждения до комнатной температуры, образцы подвергались повторному исследованию по приведенному выше режиму, для выявления фазовых превращений, происходящих при повторном нагреве.

2.2.8. Термическая обработка

По результатам ДТА были подобраны режимы термической обработки, обеспечивающие кристаллизацию аморфной фазы в полученных образцах волокон из кобальтовых высоколегированных сплавов. Термическую обработку проводили по типу отжига с последующим охлаждением в термических печах СНВЛ и ПЛ-10/16 (Россия) по режимам, представленным в таблице 9.

Таблица 9 – Режимы термической обработки волокон из высоколегированных кобальтовых сплавов

Сплав	Вид ТО	Температура выдержки	Время выдержки	Среда охлаждения
В3К	Отжиг	600 °С	до 3 ч	воздух
В4К	Отжиг	800 °С	до 3 ч	
В5К	Отжиг	700 °С	до 3 ч	

2.2.9. Определение микротвердости, нормального модуля упругости материала, прочностных характеристик

В виду отсутствия гостированной методики определения прочности и нормального модуля упругости волокон из кобальтовых высоколегированных сплавов данные исследования носят в основном сравнительный характер и проводятся для сравнительной оценки механических характеристик полученных образцов. Микротвердость и нормальный модуль упругости определяли на волокнах в исходном и термообработанном состояниях.

Микротвердость и нормальный модуль упругости образцов сплавов, волокон до и после ТО определяли на системе наноиндентирования TI750 Ubi L фирмы Hysitron (США) на 10 образцах каждого состава, при нагрузке 45 мН, с применением индентора Берковича. Микротвердость измерялась по отношению площади отпечатка на образце к максимальной нагрузке, по формуле:

$$HV = \frac{P_{max}}{A_r} = \frac{2P \sin \frac{\alpha}{2}}{d^2} = 1,854 \frac{P}{d^2} \quad (3)$$

где:

F – нагрузка, кгс;

M – площадь поверхности отпечатка, мм² ;

α – угол между противоположными гранями пирамиды при вершине (136°);

d – среднее арифметическое значение длин обеих диагоналей отпечатка после снятия нагрузки, мм

Приведенный модуль упругости рассчитывался по формуле:

$$E_r = \frac{1}{\beta} \frac{\sqrt{\pi}}{2} \frac{S}{\sqrt{A_p(h_c)}} \quad (4)$$

где:

$A_p(h_c)$ – проекционная площадь углубления на глубине контакта h_c ;

β – геометрическая константа порядка единицы;

Приведенный модуль упругости E_r связан с нормальным модулем упругости E_s (модуль Юнга) следующим соотношением:

$$\frac{1}{E_r} = \frac{(1-\nu_i^2)}{E_i} + \frac{(1-\nu_s^2)}{E_s} \quad (5)$$

где:

ν – коэффициент Пуассона для исследуемого материала и алмазного наконечника соответственно;

E_i – модуль упругости алмазного наконечника индентора составляющий 1140 ГПа.

Испытание волокон на разрыв проводилось на электромеханической испытательной машине фирмы INSTRON (компания ИЕС, США) модели 5982 по ГОСТ 32667-2014. Скорость испытания 10 мм/мин, длина рабочей зоны 25 мм, образцы предварительно помещались в специальную рамку для проведения испытаний. В виду сложности определения площади поперечного сечения волокна, т.к. оно чаще всего имеет не правильную форму эллипса, площадь поперечного сечения после испытаний определяли на шлифах на оптическом микроскопе AXIO Imager A1 фирмы CarlZeiss (Германия), данный микроскоп оснащен комплексом программно-аппаратного анализа изображений Thixomet Pro.

Данные полученные с машины INSTRON-5982 пересчитывались в соответствии с измеренными для каждого образца на оптическом микроскопе значениями площади поперечного сечения, истинная прочность рассчитывалась по формуле:

$$\sigma_f = \frac{F_f}{A_f} \quad (6)$$

где:

F_f – максимальная растягивающая нагрузка;

A_f – площадь поперечного сечения волокна, мм².

Приведённая выше формула (6) позволяет рассчитать идеальную прочность полученных образцов, для сравнения с данными приведёнными в документации на исследуемые сплавы, полученные значения пересчитывались через формулу относительного сужения:

$$\Psi = \frac{A_0 - A_f}{A_0} \times 100\% \quad (7)$$

где:

A_0 – начальная площадь поперечного сечения волокна, мм²;

A_f – конечная площадь сечения волокна, мм².

Зная значения сужения для каждого сплава в литом состоянии, можно рассчитать начальную площадь поперечного сечения волокна и вычислить условный предел прочности на растяжение.

2.2.9. Сканирующая электронная микроскопия

Исследование структурных компонентов образцов также проводилось с использованием сканирующего электронного микроскопа SM-50X (Melitec, Россия) с разрешающей способностью около 100 нм. Первичный электронный пучок создается вольфрамовым катодом с помощью термоэлектронной эмиссии и ускоряется до 0,2-30 кэВ за счет разности потенциалов. Изображения формировались на основании тока обращённо рассеянных и

вторичных электронов при ускоряющем напряжении первичного пучка в 15 кэВ. Применяемые увеличения варьировались от $\times 100$ до $\times 10000$, что позволяло получать детализированные изображения микроструктуры образцов.

2.2.10. Оценка термостойкости

Термостойкость материала является важной характеристикой, определяющей его способность сохранять функциональные свойства при воздействии перепадов температур. В данном исследовании анализировалась способность волокон удерживать прочность и гибкость в условиях циклических изменений температуры, то есть теплосмен. Метод оценки термостойкости заключается в подсчете количества циклов нагрева и охлаждения, после которых происходят разрушения волокон. Под рабочей теплосменой понимается процесс, включающий нагрев образца до заданной температуры с последующим охлаждением его до температуры окружающей среды. При этом скорость нагрева и скорость охлаждения оставалась одинаковой во всех проведенных экспериментах для обеспечения надежности данных.

В качестве показателя термостойкости выбиралось количество теплосмен, необходимых для разрушения материала волокна под действием сгибательных напряжений. Если после 100 циклов испытаний разрушение материала не наблюдалось, проводилась следующая серия экспериментов, при этом температура увеличивалась на 100 °С выше установленной. Такой подход позволяет получить более полное представление о термостойкости волокон и их способности справляться с экстремальными условиями эксплуатации. Результаты этих испытаний могут быть использованы для оценки потенциала волокнистых материалов в различных промышленных и технологических применениях. Задача контролирования величины сгибающих напряжений на волокне трудоемкая и мало осуществимая, в виду

отсутствия стандартных методик исследования данных образцов. Однако, согласно техническим условиям на дискретные металлические волокна для истираемых уплотнительных материалов за сгибающие напряжения можно принять количество изгибов волокна на 180° без разрушения. При этом количество изгибов, не менее трех.

Для оценки термостойкости полученных образцов проводилась серия экспериментов при температурах 500°C , 600°C , 700°C , 800°C . Количество изгибов определялось на 5 образцах каждого состава, за один образец принималось одно волокно.

2.2.11. Оценка жаростойкости

Под жаростойкостью понимается способность металлов и сплавов сопротивляться газовой коррозии при высоких температурах в течение длительного времени. По ГОСТ 6130-71 жаростойкость определяется через отношение площади поверхности к массе образца до и после испытаний. Для оценки жаростойкости применялась муфельная печь сопротивления, температура выдержки составляла 700°C , замеры массы образцов проводили каждые 20 часов в течение 100 часов выдержки, испытания проводились в воздушной среде в фарфоровых тиглях. В качестве образцов использовались предварительно обезжиренные навески волокон массой не менее 10 гр.

Удельную поверхность для каждой навески определяли на приборе для измерения удельной поверхности и среднемассового размера частиц порошков ПСХ-10а (РусПрибор, Россия), принцип действия прибора основан на определении зависимости воздухопроницаемости слоя порошка (в нашем случае волокон) от величины его удельной поверхности. Навески исследуемого материала предварительно высушивались в электропечи сопротивления низкотемпературной лабораторной SNOL 20/300, по режиму загрузка в печь при температуре $105 - 110^\circ\text{C}$, выдержка в течение определенного времени, выгрузка из печи, охлаждение на воздухе. Образцы

после сушки и во время определения жаростойкости взвешивались на весах лабораторных типа GH-300 (AND, Япония) с точностью до четвертого знака после запятой.

Удельную поверхность вычисляли по формуле:

$$S = K \frac{M\sqrt{T}}{P} \quad (9)$$

где:

K – постоянная прибора (указывается в паспорте прибора); T – время прохождения мениска жидкости между двумя рисками манометра, с; P – величина навески материала, г. M – величина, зависящая от высоты слоя материала и вязкости воздуха, данная величина бралась из таблицы, имеющейся в инструкции к прибору. За удельную поверхность волокон принимался средний результат из трех измерений.

Жаростойкость (относительное изменение массы) вычислялось для каждого образца по формуле:

$$q = \frac{M_k - M_n}{S_{уд}} \quad (10)$$

где:

M_n – масса образца до испытаний, г;

M_k – масса образца после испытаний, г;

$S_{уд}$ – удельная поверхность навески волокон, м²/г

2.2.12. Оценка эксплуатационных характеристик при высокоскоростном контактном взаимодействии

Для оценки эксплуатационных характеристик при высоких скоростях вращения образцов применялась установка на базе испытательной машины ИМ-58 лабораторной высокоскоростной, при торцевом трении подвижного (материал ротора) и неподвижного (материал ШУ) образцов. Данная лабораторная установка обеспечивает скорости вращения образцов в зоне контакта до 6800 об/мин, контроль соприкосновения образцов осуществлялся

визуально и при помощи регистрации нагрузки на тензодатчике типа BS-10t. Данная машина предназначена для моделирования условий работы уплотнительных материалов в составе ГТД в момент их контакта с ротором. Испытания проводились по следующему режиму: образцы предварительно устанавливались в оснастку и приводились в соприкосновение вручную, с визуальным контролем, запускался процесс испытания – скорость вращения постепенно доводилась до 6800 об/мин, далее производилось сближение образцов на расстояние 0,2 мм, после сближения отсчитывалось 10 секунд и вращение прекращалось с постепенным снижением скорости. Шероховатость поверхности, внешний вид и масса образцов контролировалась до и после испытаний. Внешний вид установки ИМ-58 приведен на рисунке 12.

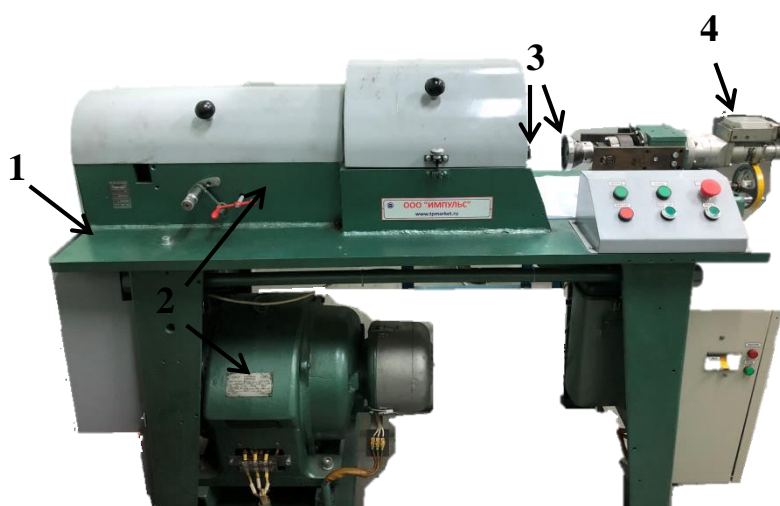


Рисунок 12 – Внешний вид установка на базе испытательной машины ИМ-58 лабораторной высокоскоростной: 1 – неподвижная станина; 2 – высокоскоростной привод; 3 – держатели образцов; 4 – система нагружения с датчиками нагрузки.

Для проведения испытаний изготавливались специальные образцы имитаторы ротора и щеточного уплотнения. Образцы имитаторы ротора изготавливались из сплава ЭП648, распространённого в отечественной авиационной отрасли в качестве материала для изготовления валов ГТД. Образцы имитаторы ЩУ исполняли роль неподвижного элемента и

устанавливались в образцедержатели стационарно. Внешний вид образцов имитаторов ротора ГТД и ЩУ для двух машин представлен на рисунке 13.



Рисунок 13 – Внешний вид пары трения для установки на базе высокоскоростной машины трения ИМ-58 (а – имитатор ротора, б – имитатор ЩУ)

Образцы для испытаний в соответствии с конструкцией машины выбраны в виде диска $\varnothing 75 \times 53$ мм и высотой 10 мм для материала ротора, и высотой 8 мм для модели ЩУ. Наличие износа на образцах имитаторах ротора контролировалось визуально, путем замера изменения массы образцов и при помощи профилометра оптического WYKO NT9300 фирмы Veeco Instruments Inc. (США) с использованием специального программного обеспечения «VISION». Профилограммы снимались при пятикратном увеличении, путем интерференции световых пучков, отраженных от опорного зеркала и поверхности измеряемого объекта, регистрации интерференционной картины с помощью ПЗС-камеры и последующего анализа интерференционной картины для получения количественных данных о параметрах топографии поверхности. Износ образцов имитаторов ЩУ оценивался визуально и путем измерения массы до и после испытаний.

ГЛАВА III. ОТРАБОТКА РЕЖИМОВ ПОЛУЧЕНИЯ ВОЛОКОН ИЗ КОБАЛЬТОВЫХ ВЫСОКОЛЕГИРОВАННЫХ СПЛАВОВ МЕТОДОМ ЭВКР

3.1. ГЕОМЕТРИЯ ПОЛУЧАЕМЫХ В ПРОЦЕССЕ ЭВКР ВОЛОКОН

При использовании метода экстракции висящей капли расплава (ЭВКР) получение волокон происходит за счет контакта поверхности теплоприемника и расплава путем выноса, частично затвердевшего во время контакта и охлаждающегося в полете, волокна с нижнего торца вертикально расположенного стержня, на котором под действием резистивного нагрева образуется капля расплава.

Благодаря бестигельной плавке заготовок метод ЭВКР позволяет получать волокна и частицы практически из любых неорганических материалов. Разработанные в ФГБОУ ВПО «МАТИ» РГТУ им. К. Э. Циолковского» установки на базе метода ЭВКР позволяют получать волокна в среде различных газов и вакуума. Для получения волокон из оксидов металлов, процесс экстракции как правило проводят в среде окислительных газов. Это позволяет поддерживать стабильность химических реакций и предотвращает разложение оксидов. Кроме того, увеличение давления может улучшить формирование волокон, так как способствует более равномерному распределению материала и минимизирует дефекты. Оптимизация этих условий важна для достижения высоких механических свойств и качества готовых волокон. [84].

Основной задачей требующей решения при применении метода ЭВКР является обеспечение стабильности геометрических параметров получаемых образцов, основными геометрическими параметрами получаемых волокон являются:

S – площадь поперечного сечения;

h – максимальная толщина волокна;

$d_{\text{экв}}$ – эквивалентный диаметр;

b – ширина волокна;

$b_{\text{д}}$ – ширина поверхности контакта расплава с теплоприемником;

ϑ – контактный угол взаимодействия теплоприемника и расплава;

F_k – фактор формы круга,

$$F_k = \frac{4\pi S}{p^2} \quad (11)$$

где p – периметр.

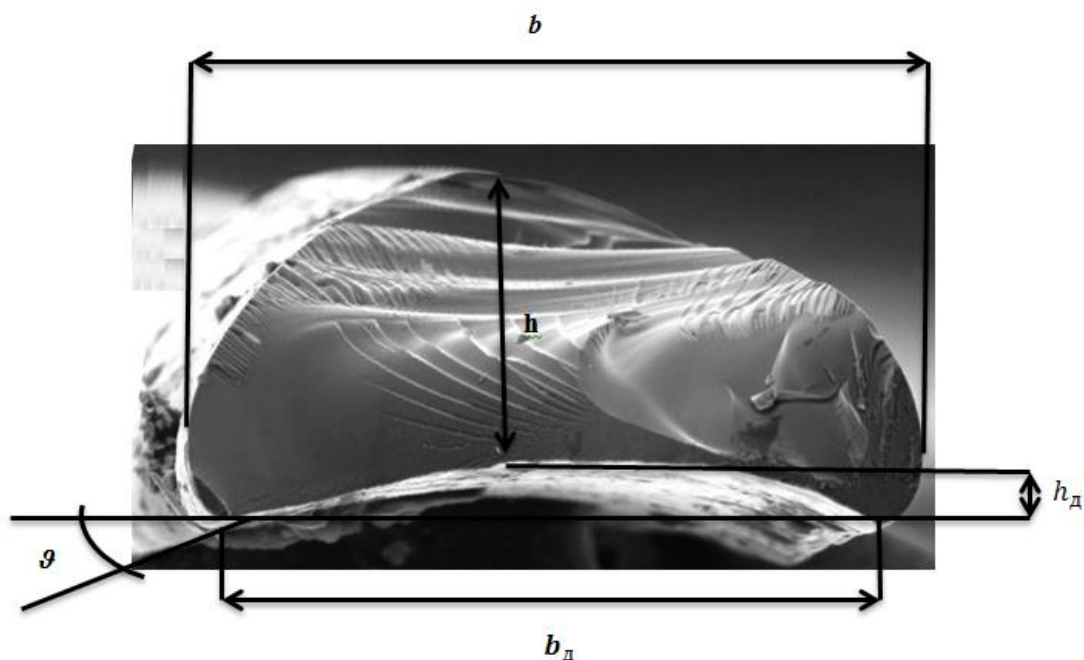


Рисунок 14 – Поперечное сечение волокна, полученного экстракцией расплава

Метод экстракции волокон из капли расплава позволяет получать волокна с более стабильными геометрическими характеристиками, в отличие от метода экстракции из тигля. Что обеспечивается стабильной зоной контакта диска с расплавом. [85 - 87]

В зависимости от варьирования параметров процесса экстракции при использовании метода ЭВКР возможно получение волокон толщиной от 20 до

200 мкм, как в виде плоских частиц, так и в сечении близком к кругу. Подбором оптимального режима получения волокон методом ЭВКР возможно добиться получения волокон по форме близких к эллипсу (рис. 15), такая форма сечения волокна является оптимальной для их применения в составе щеточного уплотнения. Такая форма волокна будет способствовать одностороннему прохождению рабочего тела в направлении от вершины волокна к зоне контакта, с одновременным перекрытием обратных утечек рабочего тела во время работы ГТД. Однако возникает задача правильной ориентации волокна в составе щеточного уплотнения, для чего необходимо проводить получение длинномерных волокон для облегчения их ориентирования.

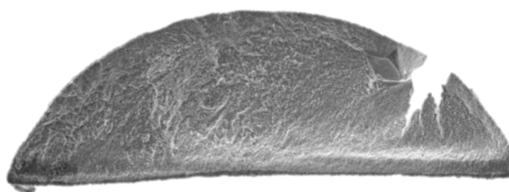


Рисунок 15 – Поперченное сечение волокна из сплава ВЗК полученное в среде вакуума.

Так же путем вариации обработки поверхности теплоприемника на которой осуществляется процесс экстракции (нанесение насечек для получения дискретных волокон), возможно получение как длинномерных, так и дискретных волокон. Для облегчения сборки ЩУ получаемые методом ЭВКР волокна имеют длину от 50 до 60 мм, что в условиях производства облегчает их сепарацию и последующие этапы обработки.

3.1.1. Геометрические параметры полученных волокон

В большинстве случаев при получении волокон методом ЭВКР геометрия волокна определяется соотношением высоты волокна к ширине

волокна. Определяющим фактором для высоты волокна является скорость подачи заготовки в зону плавления, для ширины волокна главным фактором является скорость вращения диска теплоприемника также не маловажным фактором является угол заточки диска теплоприемника, с уменьшением угла толщина волокна уменьшается, с увеличением угла заточки возможно получение «толстых» волокон.

Также важно время затвердевания твердой фазы, которое зависит от скорости охлаждения и времени контакта диска теплоприемника с расплавом.

Для оценки возможности использования волокон в щеточных уплотнениях была проведена оценка геометрии волокон, полученных из кобальтовых высоколегированных сплава ВЗК в среде аргона и вакуума при различных скоростях подачи и вращения теплообменника. Также были определены оптимальные условия для формирования волокон. В качестве основной системы был выбран сплав ВЗК, так как он является наиболее изученным и распространенным в отечественной промышленности; полученные данные представлены в таблице 10.

Таблица 10 – Данные по толщине и ширине волокне из сплава ВЗК полученных методом ЭВКР, при различных режимах получения в среде аргона и вакуума

№ партии	Атмосфера в рабочей камере	Давление, Па	Скорость вращения ω , М/с	Скорость подачи Уп, мм/мин	Средняя толщина волокна h , мкм	Доверительный интервал h	Коэффициент вариации h , %	Средняя ширина волокна b , мкм	Доверительный интервал b	Коэффициент вариации b , %	Отношение h/b
1	2	3	4	5	6	7	8	10	11	13	14
1.	Вакуум	$1 \cdot 10^{-2}$	15	до 15	69,00	8,20	15,13	170,0	9,70	24,13	0,41
2.	Вакуум	$1 \cdot 10^{-2}$	15	до 15	114,90	10,60	10,28	271,2	10,60	16,28	0,42
3.	Вакуум	$1 \cdot 10^{-2}$	15	до 15	128,00	12,80	13,16	206,7	11,10	18,16	0,62
4.	Вакуум	$1 \cdot 10^{-2}$	25	до 15	65,80	12,30	15,10	175,9	11,10	20,10	0,37
5.	Вакуум	$1 \cdot 10^{-2}$	25	до 15	95,90	13,20	14,25	192,0	10,50	23,25	0,50
6.	Вакуум	$1 \cdot 10^{-2}$	25	до 15	108,30	7,20	15,35	176,5	10,10	20,35	0,29
7.	Вакуум	$1 \cdot 10^{-2}$	35	до 15	50,40	7,70	14,15	123,7	14,00	33,15	0,41
8.	Вакуум	$1 \cdot 10^{-2}$	35	до 15	76,30	11,70	12,23	152,6	13,20	22,14	0,50
9.	Вакуум	$1 \cdot 10^{-2}$	35	до 15	92,30	19,90	16,32	184,6	12,40	31,14	0,50
10.	Вакуум	$1 \cdot 10^{-2}$	45	до 15	80,30	18,90	27,18	145,5	14,80	34,18	0,55
11.	Аргон	10	15	до 15	112,30	11,20	24,16	309,0	14,20	33,16	0,33
12.	Аргон	10	30	до 15	89,30	7,50	20,13	205,4	7,60	25,13	0,43
13.	Аргон	10	35	до 15	93,30	8,80	26,39	214,6	8,90	35,39	0,43
14.	Аргон	$1 \cdot 10^2$	20	до 15	123,80	9,70	23,22	278,8	10,40	28,22	0,44
15.	Аргон	$1 \cdot 10^2$	20	до 15	103,10	11,10	20,46	252,9	10,30	26,46	0,44
16.	Аргон	$1 \cdot 10^2$	20	до 15	117,50	11,50	21,12	250,2	10,40	29,12	0,47
17.	Аргон	$1 \cdot 10^3$	20	до 15	72,20	7,50	15,17	131,5	9,60	22,17	0,55
18.	Аргон	$1 \cdot 10^3$	20	до 15	105,10	11,00	16,22	219,0	11,70	22,22	0,48
19.	Аргон	$1 \cdot 10^3$	30	до 15	87,30	10,30	19,30	169,8	11,30	24,3	0,51
20.	Аргон	$1 \cdot 10^4$	15	до 15	75,80	12,80	15,31	172,7	10,70	21,31	0,44

Для оценки корреляционных зависимостей между шириной, толщиной и режимами получения волокон в среде вакуума была выбрана линейная модель анализа. Путем статистической обработки результатов, приведенных в таблице 10, установлены корреляционные зависимости между шириной, толщиной и режимами получения волокон в среде вакуума. Полученные корреляционные зависимости отражают соотношения между скоростью вращения теплоприемника и скоростью подачи материала, которые необходимо соблюдать при получении волокон.

Полученные уравнение регрессии для ширины и толщины волокна имеют вид:

$$b = 115,584 + 3,398V_{\text{п}} - 1,645\omega \quad (12)$$

коэффициент корреляции $r = 0,955$.

$$h = 36,847 + 0,640V_{\text{п}} - 0,620\omega \quad (13)$$

коэффициент корреляции $r = 0,853$.

Исходя из полученных уравнений в рамках исследуемой линейной зависимости, можно заключить, что ширина волокон, получаемых методом ЭВКР, находится в прямо пропорциональной зависимости от скорости подачи расплава и обратно пропорциональной зависимости от скорости вращения теплоприемника. Если говорить о толщине получаемых волокон, то толщина находится в обратно пропорциональной зависимости от скорости подачи, и скорости вращения теплоприемника.

Для нелинейной модели зависимость средней толщины волокна от ω и $V_{\text{п}}$ представлена на рисунке 16.

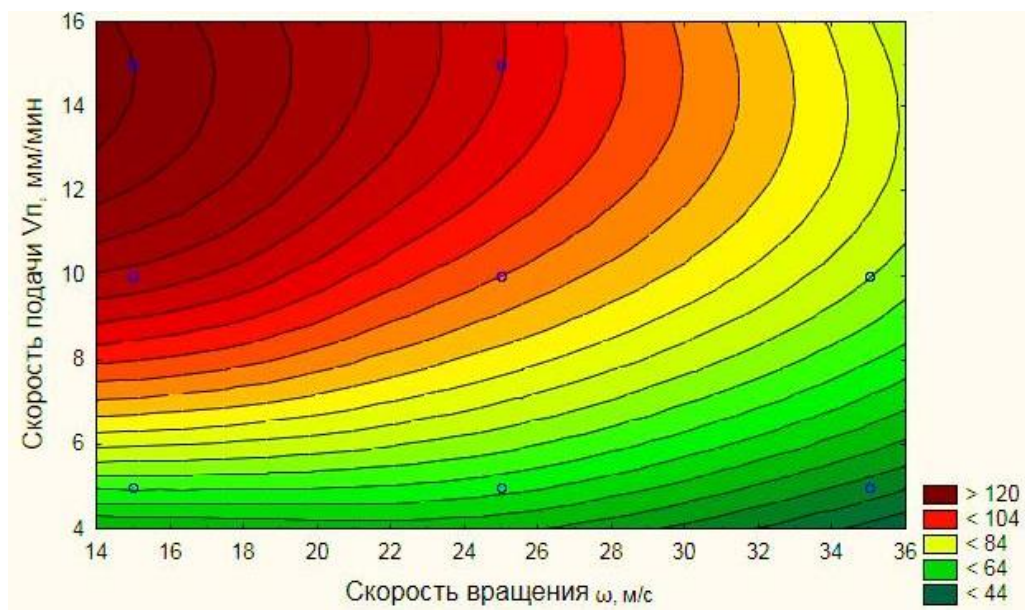


Рисунок 16 – Влияние режимов получения волокна (ω и $V_{п}$) на среднюю толщину волокна при получении волокон методом ЭВКР в вакууме

При этом как было показано ранее, чаще всего для применения в составе щеточных уплотнений используют проволоку диаметром от 70 мкм до 120 мкм, ввиду серповидности получаемых волокон оценить их диаметр можно через отношение толщины волокна к его ширине, чем меньше это отношение, тем сечение волокна ближе к кругу. Стоит отметить, что ранние поисковые работы по применению волокон, полученных методом ЭВКР, показали, что форма эллипса, позволяет уменьшать утечки рабочего газа в турбине, за счет механического сцепления и большей жесткости всего пакета, чем при применении проволок. Поэтому для применения полученных волокон в составе щеточных уплотнений, важно также обеспечивать отношение толщины волокна к его ширине в пределах от 0,4 до 0,5. [88 - 91]

Для оценки влияния режимов получения на геометрические размеры волокон также была выявлена зависимость отношения средней толщины волокна к средней ширине волокна от скорости подачи заготовки и вращения теплоприемника, при получении волокон по режимам из таблицы 10. График полученной зависимости представлен на рисунке 17.

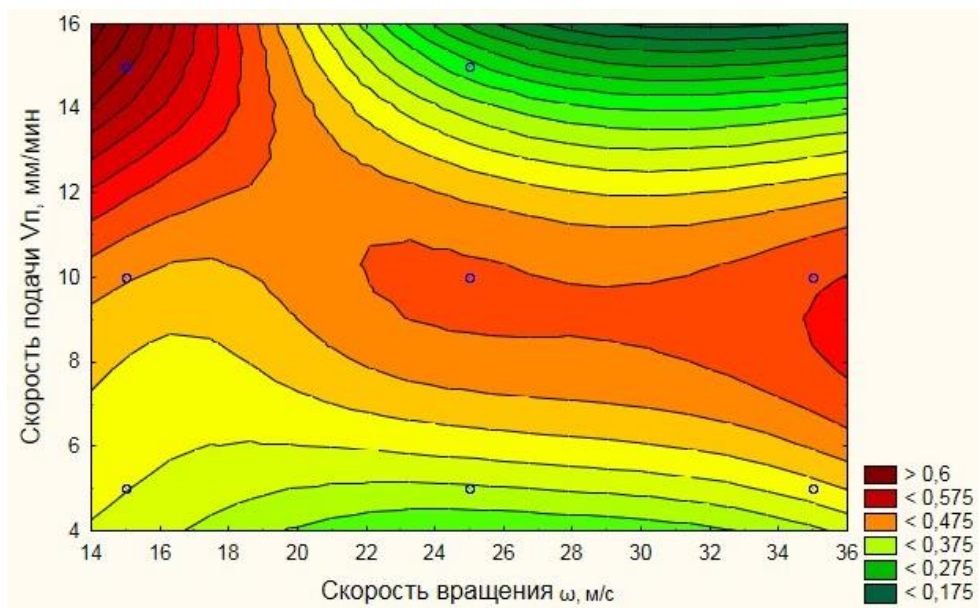


Рисунок 17 – Зависимость отношения средней толщины волокон к их ширине от скорости подачи и скорости вращения теплоприемника при получении волокон методом ЭВКР в вакууме

По зависимости видно, что оптимальная скорость подачи прутка в зону плавления лежит в диапазоне до 15 мм/мин, при этом при данной скорости отношение толщины к ширине волокна составляет в среднем 0,47 – 0,57. Анализируя полученные данные можно заключить, что оптимальными режимами для получения волокон в вакууме являются режимы 5 и 6, при этом для режима 6 характерен меньший среди исследуемых режимов коэффициент вариации размеров получаемой продукции, что говорит о высокой стабильности процесса.

3.2. ВЛИЯНИЕ АТМОСФЕРЫ ПОЛУЧЕНИЯ НА ГЕОМЕТРИЮ ВОЛОКОН ВЫСОКОЛЕГИРОВАННЫХ КОБАЛЬТОВЫХ СПЛАВОВ

Для оценки экономической целесообразности получения волокон в среде аргона были проведены исследования по влиянию величины давления аргона (от 10 до 10⁴ Па) в рабочей камере на стабильность процесса и геометрию получаемых волокон из сплава ВЗК.

В работах [85 - 87] исследовалось влияние газовой среды на образование дефектов в волокнах при получении их методом высокосортного затвердевания расплава, а именно метода вытягивания из тигля, показано, что вращение диска теплоприемника в среде инертных, восстановительных газов и вакуума может происходить захват газов, граничащих с диском теплоприемником. В случае получения волокон из тигля, происходит захват газа в зону контакта с диском теплоприемником, что приводит к образованию пор в волокне, что отрицательно влияет на их механические свойства. При получении волокон в среде вакуума таких дефектов не наблюдается, однако может происходить разогрев поверхности диска теплоприемника, при этом с диска теплоприемника происходит десорбция газов, которые в также приводят к образованию газовых пор в волокнах. Решить данную проблему позволяет метод ЭВКР, в котором контакт диска теплоприемника с расплавом минимален.

Стабильность процесса ЭВКР во много определяется атмосферой, в которой проходит данный процесс. Наличие оксидной пленки на поверхности капли расплава, приводит к ухудшению взаимодействия на границе расплав диск теплоприемник, поэтому получение волокон данным методом целесообразно проводить в среде инертных газов или вакуума.

Из-за низкой температуры поверхности диска теплоприемника пленка, образующаяся на его поверхности, может находится в состоянии термодинамического равновесия. Также применение графитовых нагревателей в качестве источников резистивного нагрева налагает на процесс условия использования вакуума или инертных газов.

Рассмотрим влияние атмосферы аргона на интенсивность потока атомов кобальта, осаждающихся на диск теплоприемник. Определяющими факторами в газовых процессах являются такие параметры как: температура насыщения, давление паров, скорость испарения металла из расплава (таблица 11).

Таблица 11 – Некоторые параметры расплава, используемые для расчета [92, 93]

Температура насыщения, К							
Вещество	Давление пара, Па						
	10^{-4}	10^{-3}	10^{-2}	10^{-1}	1	10	10^2
Кобальт	1090	1160	1240	1332	1439	1564	1713
Хром	1220	1301	1392	1498	1621	1765	1938
Вольфрам	71,8	76,39	82,7	89,4	97,3	106,8	118,3
Кремний	1197	1275	1365	1467	1586	1727	1894
Кобальт							
Давление пара, Па	10^{-2}	10^{-1}	1	10	10^2		
Температура, °С	1362	1494	1649	1833	2056		
Скорость испарения, г/см ² ·с	$1,11 \cdot 10^{-6}$	$1,06 \cdot 10^{-5}$	$1,02 \cdot 10^{-4}$	$9,76 \cdot 10^{-4}$	$9,28 \cdot 10^{-3}$		
Хром							
Давление пара, Па	10^{-2}	10^{-1}	1	10	10^2		
Температура, °С	907	992	1090	1205	1342		
Скорость испарения, г/см ² ·с	$1,22 \cdot 10^{-6}$	$1,18 \cdot 10^{-5}$	$1,14 \cdot 10^{-4}$	$1,05 \cdot 10^{-3}$	$1,76 \cdot 10^{-2}$		
Вольфрам							
Давление пара, Па	10^{-2}	10^{-1}	1	10	10^2		
Температура, °С	2767	3016	3309	–	–		
Скорость испарения, г/см ² ·с	$1,46 \cdot 10^{-6}$	$1,45 \cdot 10^{-5}$	$1,43 \cdot 10^{-4}$	–	–		
Кремний							
Давление пара, Па	10^{-2}	10^{-1}	1	10	10^2		
Температура, °С	1116	1223	1343	1485	1670		
Скорость испарения, г/см ²	$8,29 \cdot 10^{-7}$	$7,99 \cdot 10^{-5}$	$7,68 \cdot 10^{-6}$	$7,37 \cdot 10^{-5}$	$7,01 \cdot 10^{-4}$		

Испаряющийся из расплава металл часто переносится на водоохлаждаемый диск теплоприемник, что приводит к снижению адгезии

расплава с диском и в следствии снижает стабильность процесса. Решить данную проблему позволяет применение устройства очистки диска теплоприемника. Снизить количество испарившегося металла на диске теплоприемника также можно путем применения инертных газов, подаваемых в рабочее пространство установки.

При температуре расплава кобальтового высоколегированного сплава ВЗК около 1800 °С согласно данным таблицы 11 давление паров Со составляет $1 \cdot 10^{-1}$ Па, а поток атомов с поверхности капли диаметром 12 мм составит $10,99 \cdot 10^{-4}$ г/с.

При давлении 10^{-1} Па длина свободного пробега молекулы кобальта 1,7 м и в зависимости от давления аргона в рабочей камере может приводить к тому, что все атомы расплава, испаряющиеся в направлении теплоприемника, будут на него попадать, что приведет к сильному загрязнению поверхности теплоприемника, для очистки теплоприемника в состав рабочей камеры входит щетка, приводящаяся в соприкосновение с кристаллизатором и осуществляющая его очистку.

Известно [91], что если при движении молекулярного пучка он испытывает соударения, то его интенсивность убывает по экспоненциальному закону:

$$n_x = n_0 \exp(-x/\lambda_{Co-Ar}) \quad (14)$$

Для смеси паров Со и атомов Ar, если концентрация Со \ll Ar расстояние λ_{Co-Ar} – для столкновения атомов Со с молекулами Ar можно определить по формуле [7]:

$$\lambda_{Co-Ar} = \frac{1}{\pi n_{Ar} \cdot d_{Co-Ar}^2 \sqrt{1+m_{Co}/m_{Ar}}} \quad (15)$$

где n_{Ar} – молекулярная концентрация аргона при 273К определяемая зависимостью $n = 2,65 \cdot 10^{20} p(\text{Па}^{-1} \text{м}^{-3})$, $d_{Co-Ar} = 1/2(d_{Co} + d_{Ar})$.

Здесь d – эффективный диаметр молекул с массой m . Результаты расчета изменения λ_{Co-Ar} и интенсивности потока атомов кобальта в зависимости от

давления аргона при расстоянии между теплоприемником и расплавом $\sim 0,1$ мм приведены в таблице 12.

Таблица 12 – Влияние давления аргона на интенсивность осаждения паров кобальта на поверхность теплоприемника

	Давление аргона, Па						
	0,01	0,1	1	10	100	500	600
λ , м	1,98	0,89	$1,3 \cdot 10^{-2}$	$1,9 \cdot 10^{-3}$	$1,6 \cdot 10^{-4}$	$2,9 \cdot 10^{-5}$	$2,3 \cdot 10^{-5}$
N , г/с	$1,25 \cdot 10^{-4}$	$1,25 \cdot 10^{-4}$	$1,15 \cdot 10^{-4}$	$0,9 \cdot 10^{-4}$	$2,2 \cdot 10^{-7}$	$4,2 \cdot 10^{-18}$	$9,5 \cdot 10^{-30}$

На практике установлено, что минимальное давление аргона для устойчивого ведения процесса получения волокон методом ЭВКР составляет примерно 500 ~ 600 Па, при этом оптимальный коэффициент вариации размеров волокон получен при давлении 600 Па. Также установлено, что при давлении аргона более 500 Па, происходит существенное снижение осаждения паров расплава, в виду уменьшения свободного пробега молекул (длина свободного пробега молекул Со при давлении аргона 500 Па $\approx 2,9 \cdot 10^{-5}$ м и количество осажденных молекул $\approx 4,2 \cdot 10^{-18}$) что приводит к существенному повышению качества поверхности получаемых волокон.

Путем статистической обработки данных представленных в таблице 8 выявлены линейные зависимости толщины волокон от давления аргона при постоянных скоростях подачи, полученные уравнения регрессии для ширины и толщины волокна имеют вид:

$$b = 198,333 - 0,13P_a - 04876\omega + 0,999V_p \quad (16)$$

коэффициент корреляции $r = 0.989$

$$h = 135,250 - 0,10P_a - 0,16\omega + 0,908V_p \quad (17)$$

коэффициент корреляции $r = 0,462$, где P_a – давление аргона в рабочей камере.

С учетом полученных данных в условиях нелинейной модели выявлена зависимость толщины волокна от скорости вращения и давления аргона, полученное распределение представлено на рисунке 18.

Выявленные зависимости указывают на нелинейность геометрических параметров в зависимости от давления аргона в рабочей камере, при этом при постоянстве скорости подачи (до 15 мм/мин) и одновременном увеличении скорости вращения диска теплоприемника происходит уменьшение толщины волокна.

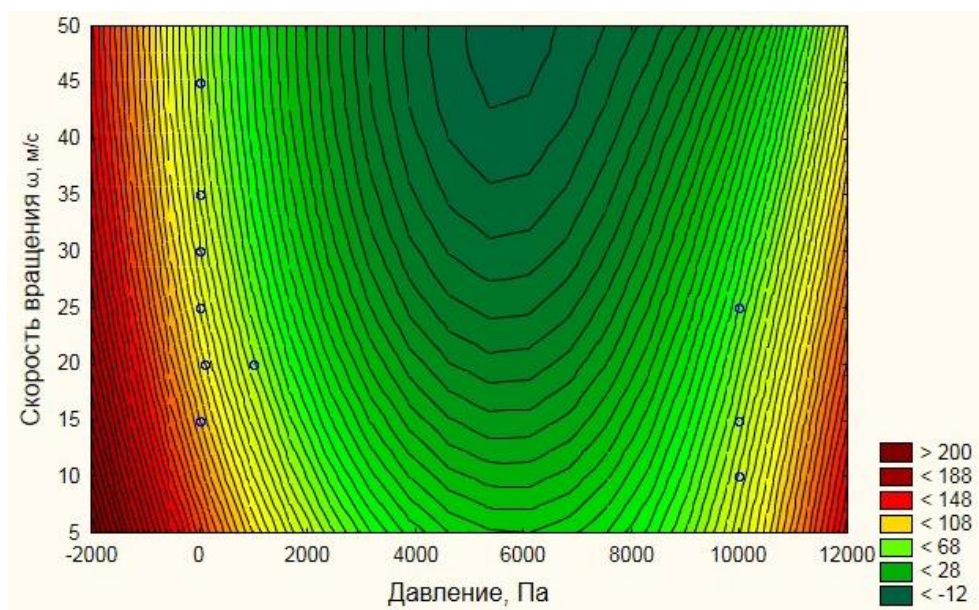


Рисунок 18 – Зависимость толщины волокна от скорости вращения диска теплоприемника и давления аргона, при скорости подачи $V_{п}$ до 15 мм/мин в аргоне

3.2.1 Стабильность процесса получения волокон из высоколегированных кобальтовых сплавов методом ЭВКР в среде аргона и вакуума

Стабильность процесса вытягивания волокон из расплава методом ЭВКР подразумевает наличие непрерывного контакта расплава и теплоприемника при постоянных параметрах ведения процесса (скорость вращения теплоприемника, скорость подачи прутка). В случае разброса значений геометрических размеров получаемой продукции размерные параметры получаемых волокон принято оценивать через толщину волокна [94]. На рисунке 19 представлен график зависимости толщины получаемых

волокон в зависимости от скорости вращения теплоприемника в аргоне и вакууме при постоянной скорости подачи полученный методами математического моделирования по зависимостям 12, 13 и 16, 17.

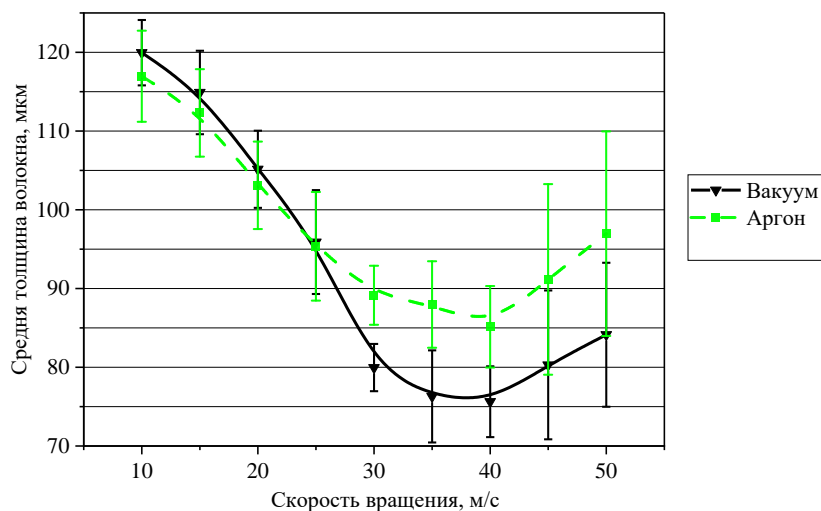


Рисунок 19 – График зависимости толщины волокна от скорости вращения теплоприемника в аргоне и в вакууме при постоянной скорости подачи $V_{п} = 10$ мм/мин

Из графика на рисунке 19 видно, что толщина волокон в среде аргона и вакуума при варьировании скорости вращения диска теплоприемника имеет схожий характер. По мере увеличения скорости вращения диска теплоприемника происходит увеличение разброса толщины получаемых волокон, и на скоростях вращения более 35 м/с толщина волокон начинает увеличиваться с одновременным увеличением коэффициентов вариации и доверительных интервалов, это коррелирует с данными приведенными в таблице 10. Стоит отметить, что в среде аргона разброс значений толщин получаемых волокон больше чем в вакууме в среднем в два раза (таблица 13), что говорит о том, что процесс протекает более стабильно в вакууме.

Это объясняется наличием газов в зоне контакта диска теплоприемника и заготовки, захваченных при высоких скоростях вращения. В результате нарушается однородность получаемых волокон, процесс ВЗР периодически

прерывается, что ведет к снижению стабильности капли расплава и как следствие к снижению стабильности всего процесса.

Таблица 13 – Сравнение толщины полученных методом ЭВКР волокон из сплава ВЗК в среде аргона и вакуума

№	Скорость вращения ω , м/с	Скорость подачи V_p , мм/мин	Коэффициент вариации h в вакууме, %	Коэффициент вариации h в аргоне, %	Процентное соотношение коэффициентов, %
1.	15	до 15	15,13	24,16	62,62
2.	15	до 15	10,28	15,31	67,14
3.	35	до 15	16,32	26,39	61,84
Среднее значение:			16,32	26,39	63,87

ВЫВОДЫ ПО ГЛАВЕ III

1. Доказана принципиальная возможность изготовления волокон из кобальтовых сплавов типа ВЗК системы Co-Cr-W с применением метода ЭВКР в атмосфере аргона и вакуума. Выявлено, что полученные волокна имеют эллиптическое сечение, при этом возможно получение как дискретных, так и непрерывных волокон.
2. Выявленные в результате исследований зависимости соотношения высоты и ширины волокон от скорости подачи заготовки в зону плавления и скорости вращения диска теплоприемника позволяют выбрать режимы получения волокон из сплавов системы Co-Cr-W с требуемой геометрией для применения в составе ЩУ.
3. Увеличение разброса толщины получаемых волокон, происходит с увеличением скорости вращения диска теплоприемника и при скорости вращения более 35 м/с толщина волокон начинает увеличиваться с одновременным увеличением коэффициентов вариации и доверительных интервалов. В среде аргона это объясняется наличием газов в зоне контакта диска теплоприемника и заготовки, что ведет к снижению стабильности ведения процесса ЭВКР. Исследования показали, что средний разброс значений толщин получаемых волокон приблизительно вдвое больше в аргоне, чем в вакууме.

ГЛАВА IV. ВЛИЯНИЕ МЕТОДА ЭВКР НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ВЫСОКОЛЕГИРОВАННЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ КОБАЛЬТА

Под действием ВЗР в материале могут происходить следующие превращения: расширение пределов растворимости в твердом состоянии; измельчение зерен с возможной модификацией формы зерен и текстуры; уменьшение или исключение микросегрегаций; образование метастабильных фаз; достижение высоких концентраций точечных дефектов; образование аморфных фаз.

В работе проводилось получение металлических волокон методом ЭВКР, исследование микроструктуры и химического состава из трех систем кобальтовых высоколегированных сплавов: система Co-Cr-W, наиболее широко распространенная в отечественной промышленности под названием ВЗК (аналог зарубежного сплава Stellite 6); система Co-Cr-W с увеличенным содержанием W (от 10% до 13%) и дополнительно легированная V (от 4% до 5,5%), разработка ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ получившая название В4К и применяющаяся в основном для упрочнения бандажных полок ГТД; система Co-Cr-W с увеличенным содержанием Ni (от 9% до 10%), W (от 8% до 9%) и дополнительно легированная Zr (от 1% до 1,5%) и Ti (до 1,5%). Разработка ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ получившая название В5К и применяющаяся для порошковой наплавки на детали, подвергающихся сильному износу.

4.1. ЭВОЛЮЦИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ СПЛАВА ВЗК В ПРОЦЕССЕ ЭВКР

4.1.1. Заготовка из сплава ВЗК

По данным [95] классическая микроструктура сплава ВЗК представляет собой карбиды Cr, распределённые в твердых растворах на основе α -Co (ГЦК) и ϵ -Co (ГП).

Изображение микроструктуры сплава ВЗК представлено на рисунке 20. Основу структуры сплава составляют твердые растворы на основе α -Co (ГЦК) и ϵ -Co (ГП), карбиды $Cr_{23}C_6$ (ГЦК) являются основным элементом упрочнения сплава. Главным образом они присутствуют в виде междендритных выделений во вторичных дендритных ветвях.

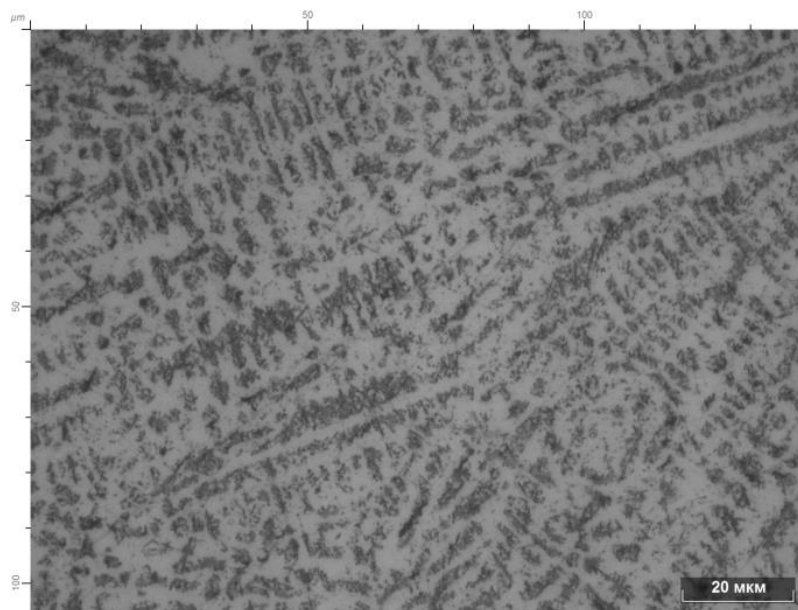


Рисунок 20 – Микроструктура исходного сплава ВЗК

4.1.2. Волокна из сплава ВЗК

Морфология поверхности волокон из сплава ВЗК представлена на рисунке 21, волокна имеют толщину 110 мкм, внешняя поверхность затвердевающего волокна в контакте с расплавом образована дендритами (рисунок 21, а). На рис. 21 - б показана поверхность волокна, контактирующая с теплоприемником. Она более гладкая и на боковой поверхности наблюдаются столбчатые дендриты.

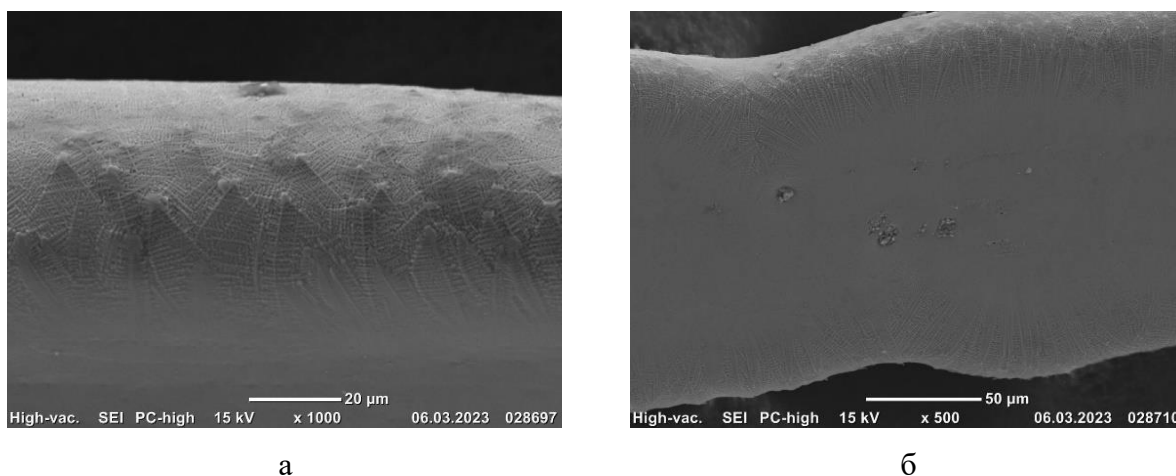


Рисунок 21 – Морфология поверхности волокон сплава ВЗК толщиной 110 мкм: а) - поверхность волокна, затвердевающего в контакте с расплавом; б) - поверхность волокна, контактирующая с теплоприемником

Изломы толстых волокон имеют столбчатое строение, при этом направление их роста совпадает с направлением теплоотвода рисунок 22.

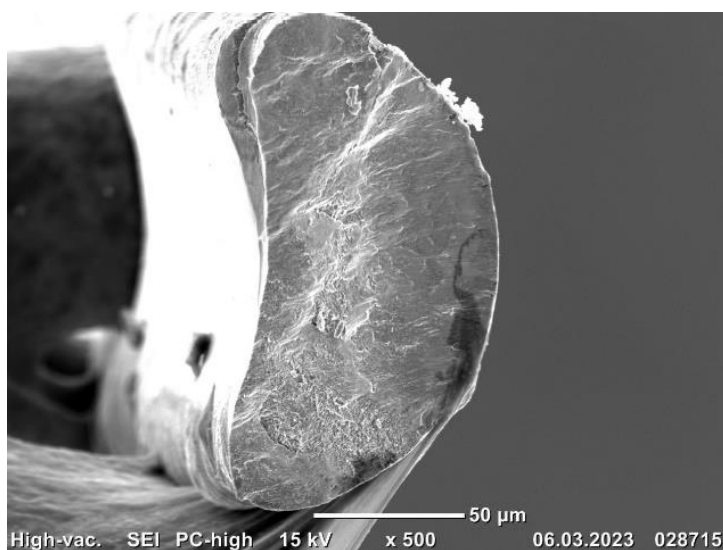


Рисунок 22 – Излом «толстых» волокон сплава ВЗК

При этом «тонкие» волокна, толщиной менее 50 мкм имеют более гладкую поверхность и на поперечном изломе не наблюдается столбчатых структур (рисунок 23. а, б).

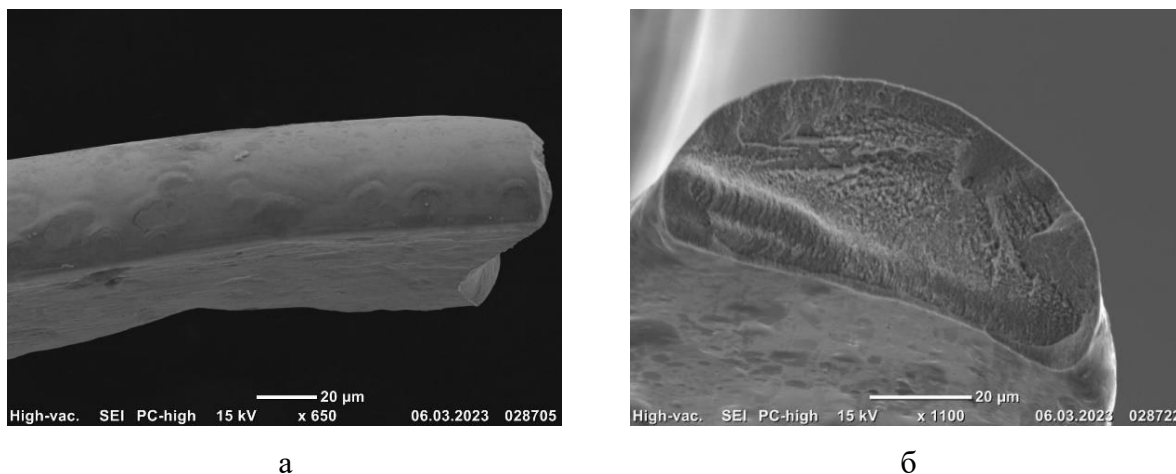


Рисунок 23 – Морфология поверхности «тонкого» волокна из сплава ВЗК: а – поверхность волокна; б – излом волокна

Микрорентгеноспектральный анализ изломов волокон, полученных методом ЭВКР в вакууме $1 \cdot 10^{-2}$ Па и аргоне при давлении 600 Па не выявил изменения химического состава материала (рисунок 24, таблица 14) по сравнению с требованиями ТУ. Легирующие элементы равномерно расположены в объеме волокна.

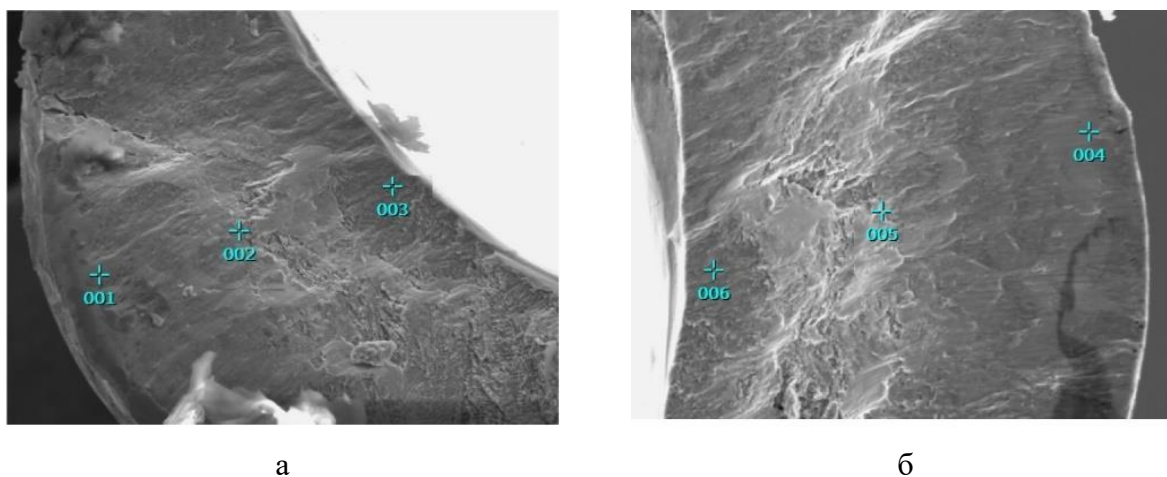


Рисунок 24 – Изломы волокон сплава ВЗК, полученных: а) в вакууме $1 \cdot 10^{-2}$ Па; б) в аргоне при давлении 600 Па

Таблица 14 – Химический состав исследуемых кобальтовых высоколегированных сплавов, (масс. %)

Марка сплав	Метод получения	Содержание легирующих элементов, масс.%						
		Co	Cr	W	Si	Ni	Fe	
ВЗК	ТУ	Осно ва				до	до	
	Волокно вакуум $1 \cdot 10^{-2}$ Па		54,8	36,5	2,6	2,6	1,2	
			57,0	33,9	3,1	2,9	1,1	
			53,5	38,9	2,8	1,9	1,2	
	Волокно аргон 600 Па		56,0	33,7	4,2	3,4	1,0	
			55,8	33,7	4,0	3,4	1,1	
			53,3	36,4	4,3	2,9	1,3	

На рисунке 25 представлено поперечное сечение волокна из сплава ВЗК, полученного методом ЭВКР.

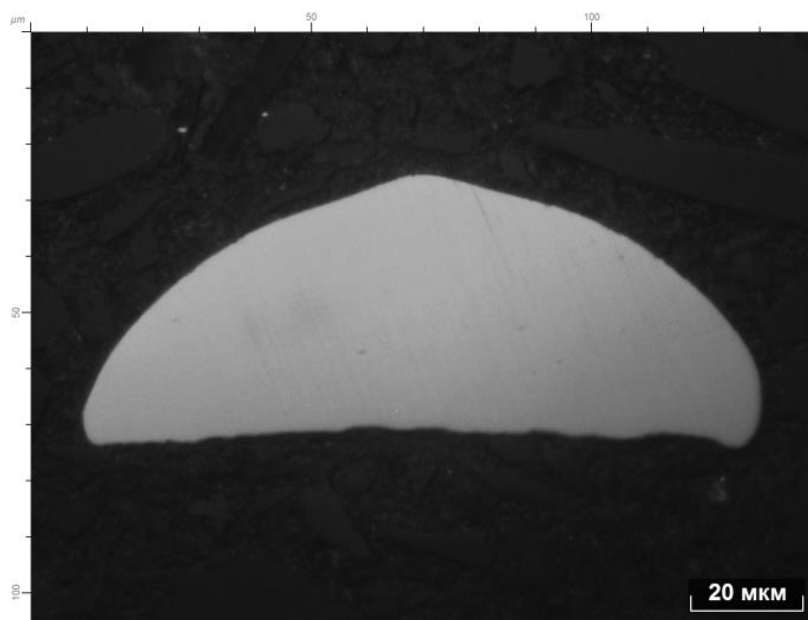


Рисунок 25 – Поперечное сечение волокна из сплава ВЗК, после травления реактивами

Полученные волокна обладают высокой стойкостью к реактивам, так травление раствором трех кислот (92% HCl + 5 % H₂SO₄ + HNO₃) в течении 1 часа не привело к выявлению микроструктуры, применение реактивов, обладающих меньшей активностью реактив Марбле (45% HCl + 45% H₂O + 10% CuSO₄); реактив Каллинга, также не привело к выявлению микроструктуры волокна.

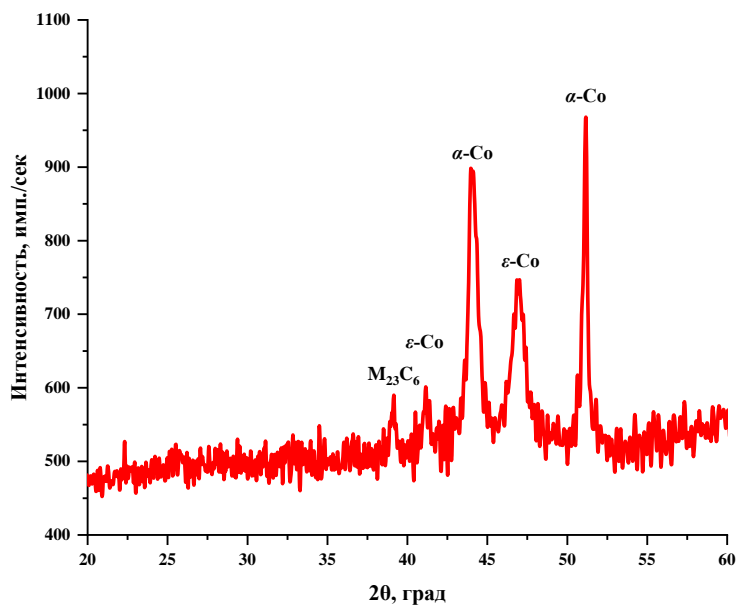
4.1.3 Рентгенофазовый анализ волокон из сплава ВЗК

РФА также показал, что под действием высоких скоростей охлаждения в сплаве ВЗК происходит образование трех фаз: твердых растворов на основе Co с ГЦК (α -Co) и ГП (ϵ -Co) решетками и аморфной фазы, при этом карбиды Cr₂₃C₆ не кристаллизуются после экстракции в виду их инконгруэнтного плавления [44]. При этом соотношение кристаллической и аморфной фазы в волокнах составляет в среднем 43 % к 57%. Результаты РФА литого сплава ВЗК и волокон из сплава ВЗК полученных в среде вакуума приведены на рисунке 26.

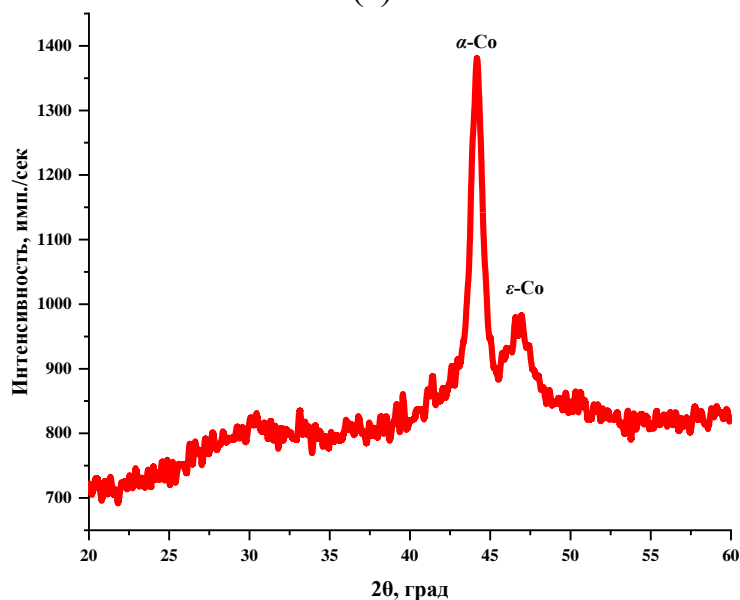
Периоды решетки, осевые отношения ГП- ϵ -фазы и объемные доли α и ϵ - фаз для сплава ВЗК в литом и ВЗР состоянии представлены в таблице 15. При этом межплоскостные расстояния в волокнах из сплава ВЗК уменьшаются для твердого раствора на основе α -Co.

Таблица 15 – периоды решетки, осевые отношения гп- ϵ -фазы и объемные доли α и ϵ - фаз для сплава ВЗК в литом и взр состояниях

Сплав	Состояние	a _α	a _ε	c _ε	c _ε /a _ε	V _α	V _ε
		Å				-	%
ВЗК	Литое	3,571	2,532	4,115	1,625	36,0	64,0
	ВЗР	3,550	2,533	4,100	1,619	58,1	41,9



(а)



(б)

Рисунок 26 – Результаты рентгенофазового анализа: а – литой сплав ВЗК; б – волокно из сплава ВЗК

Данные полученные при помощи ПЭМ также подтверждают наличие аморфной фазы в составе волокна. На рисунке 27 представлен снимок порошка из волокна сплава ВЗК полученный методом ПЭМ. На снимке четко прослеживаются две области характерные для кристаллической и аморфной фазы.

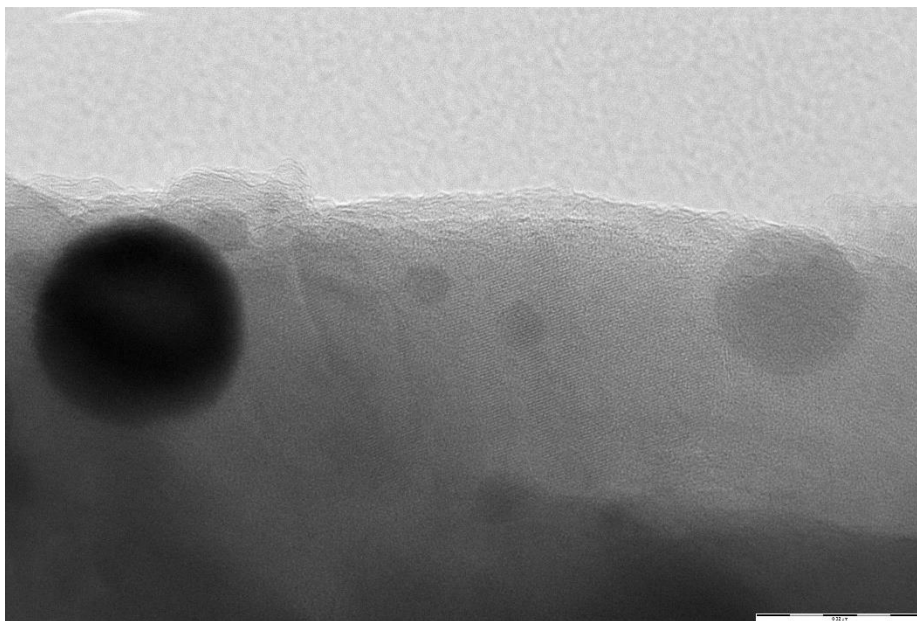


Рисунок 27 – Изображение частицы порошка из волокон сплава ВЗК полученное методом ПЭМ

4.1.4. Влияние метода ЭВКР на механические свойства сплава ВЗК

Результаты определения микротвердости (HV) и модуля упругости (ГПа) образцов литого сплава ВЗК и волокон из сплава ВЗК приведены в таблице 16. Анализируя данные таблицы 16 можно заключить, что под действием высоких скоростей охлаждения в сплаве ВЗК происходит увеличение микротвердости твердости в среднем на 20 % (800,2 HV), уменьшение нормального модуля упругости в среднем на 20 % (225,46 ГПа).

Также можно заключить, что нормальный модуль упругости волокон из сплава ВЗК превосходит модуль упругости микропроволоки из сплава Haynes 25 (225,00 ГПа).

Таблица 16 – Результаты определения микротвердости, нормального модуля упругости сплава ВЗК и волокон из сплава ВЗК

Сплав ВЗК						
№ п.п.	Средний диаметр отпечатка, мкм	Максимальный диаметр отпечатка, мкм	Минимальный диаметр отпечатка, мкм	Микротвердость, НВ	Нормальный модуль упругости, ГПа	Предел прочности при растяжении, МПа
1.	11,8	11,86	11,8	668,9	282,95	900
2.	11,6	11,77	11,6	687,2	278,34	
3.	12,6	12,74	12,4	586,2	290,68	
4.	12,0	12,12	12,0	639,5	280,13	
5.	12,3	12,93	11,7	612,1	288,72	
Среднее значение:				638,9	284,16	
Волокна из сплава ВЗК						
1.	10,7	10,9	10,5	809,3	203,47	1276
2.	10,6	10,7	10,5	826,1	202,37	
3.	10,9	11,0	10,7	785,9	240,78	
4.	10,9	11,0	10,7	785,9	241,52	
5.	10,8	11,0	10,66	793,9	239,15	
Среднее значение:				800,2	225,46	

4.1.5. Влияние отжига на структуру и механические свойства волокон из сплава ВЗК

Результаты ДТА для температур до 700°C, и от 900°C до 1400°C для волокон из сплава ВЗК представлены на рисунках 28 и 29. На кривой ДТА при температуре 560°C прослеживается фазовое превращение, сопровождающееся выделением энергии, которое свидетельствует о кристаллизации аморфной фазы. В области температур от 700°C до 1400°C присутствует фазовое превращение, сопровождающееся поглощением энергии при 1279°C, которое при повторном нагреве отсутствует (рис. 29). На основании кривой ДТА был проведен отжиг по режиму нагрев до 600 °С, охлаждение вместе с печью.

Рентгенограмма волокон после термической обработки приведена на рисунке 30.

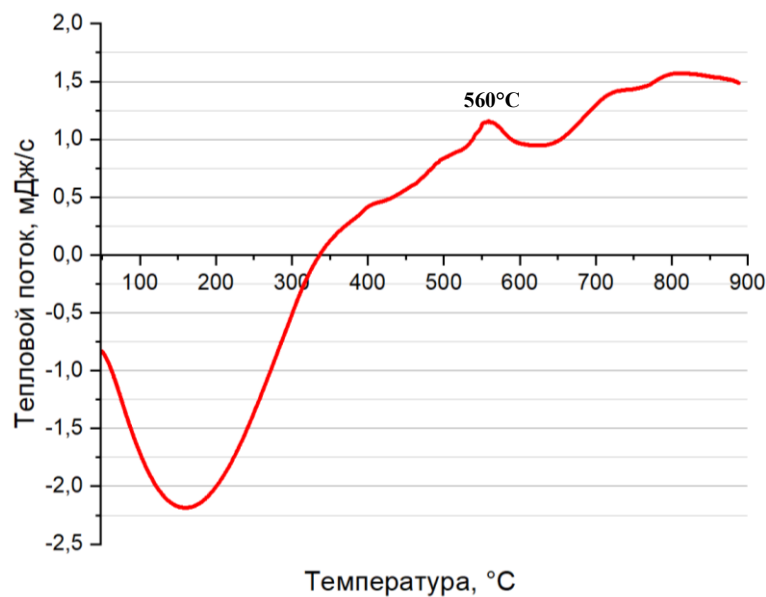


Рисунок 28 – Кривая ДТА до температуры 900°C для волокон из сплава ВЗК

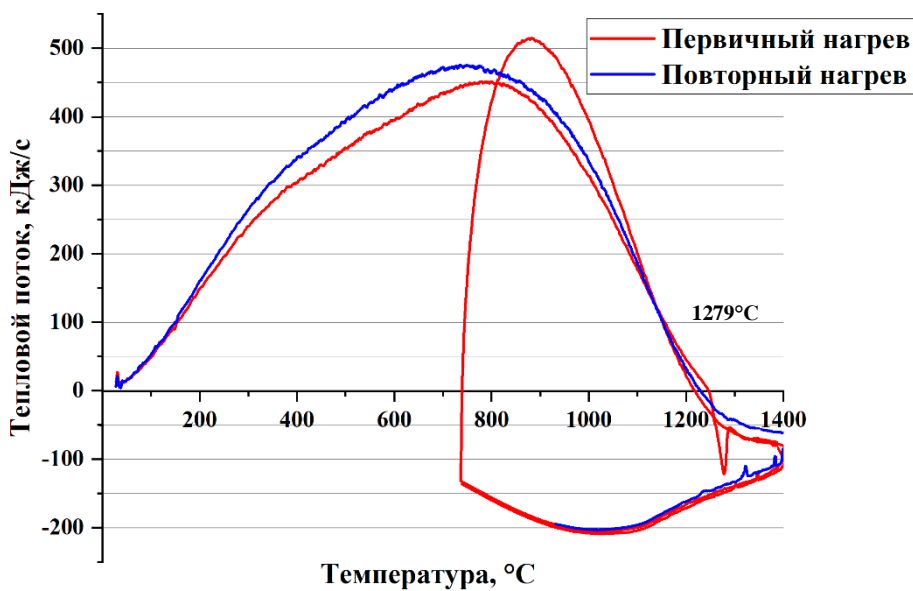


Рисунок 29 – Кривая ДТА при температурах от 900°C до 1400°C для волокон из сплава ВЗК

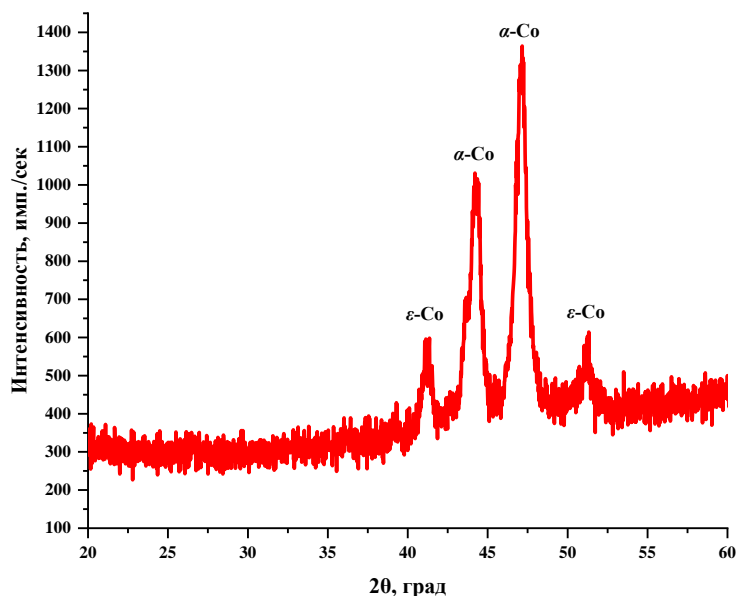


Рисунок 30 – Рентгенограмма волокон из сплава ВЗК после термической обработки по режиму нагрев до 600 °С охлаждение вместе с печью

Периоды решетки, осевые отношения ГП- ε-фазы и объемные доли α- и ε- фаз для сплава ВЗК в состоянии ВЗР до и после термообработки представлены в таблице 17. По данным РФА в волокнах из сплава ВЗК после термической обработки по режиму нагрев до 600°С, происходит кристаллизация аморфной фазы с преобразованием ее в твердые растворы на основе ε-Со. При этом для твердого раствора на основе α-Со происходит уменьшение межплоскостных расстояний (параметр а уменьшается с 0,253300 нм до 0,252320 нм, параметр с с 0,410000 нм до 0,408575 нм).

Таблица 17 – Периоды решетки, осевые отношения ГП- ε-фазы и объемные доли α- и ε- фаз для сплава ВЗК в состоянии ВЗР до и после термообработки

Сплав	Состояние	a_α	a_ϵ	c_ϵ	c_ϵ/a_ϵ	V_α	V_ϵ
		Å				-	%
ВЗК	Литое	3,571	2,532	4,115	1,625	36,0	64,0
	ВЗР	3,550	2,533	4,100	1,619	58,1	41,9
	После отжига	3,582	2,523	4,085	1,619	37,0	63,0

Сравнение изломов волокон до и после термообработки (по режиму выдержка 1ч, при 600°С) (рисунок 31), показало, что после термической

обработки в волокне наблюдается четкая зернёная структура, с размерами зерна от 2 до 5 мкм.

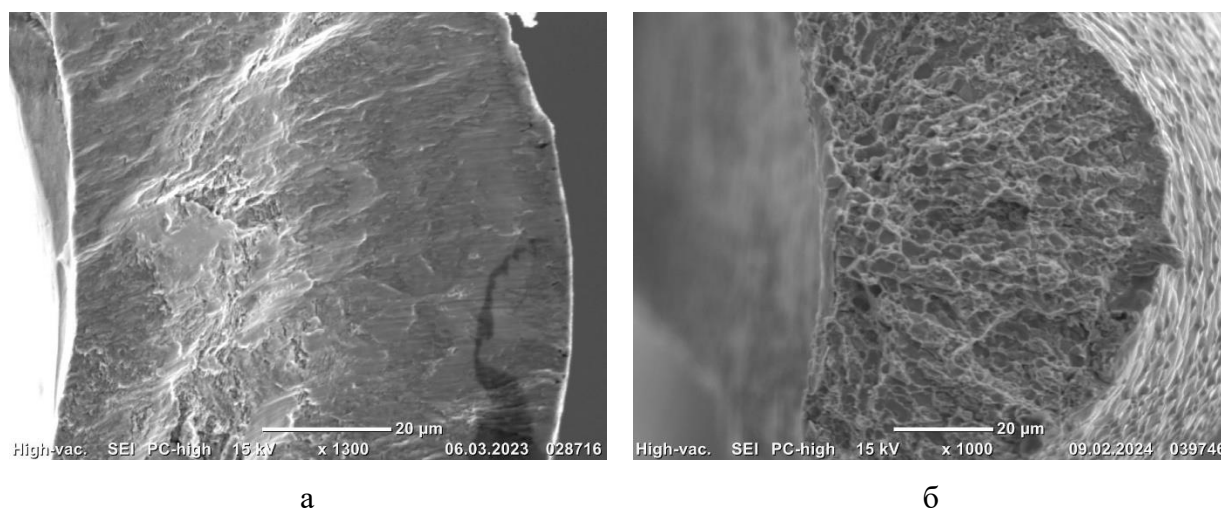


Рисунок 31 – Изображения характера излома волокна из сплава ВЗК: а – до термообработки; б – после термообработки

Анализ карты распределения элементов в волокне из сплава ВЗК после термической обработки (рис. 32) показывает, что в структуре волокон преобладают твердые растворы. При этом легирующие элементы распределяются равномерно по всему объему волокна.

В таблице 18 приведены данные оценки механических характеристик волокон из сплава ВЗК до и после изотермического отжига, показано что фиксация аморфного состояния приводит к снижению микротвердости и повышению нормального модуля упругости в среднем на 13% (115 НВ и 33 ГПа), а отжиг приводит к уменьшению прочностных характеристик волокна в среднем на 45%

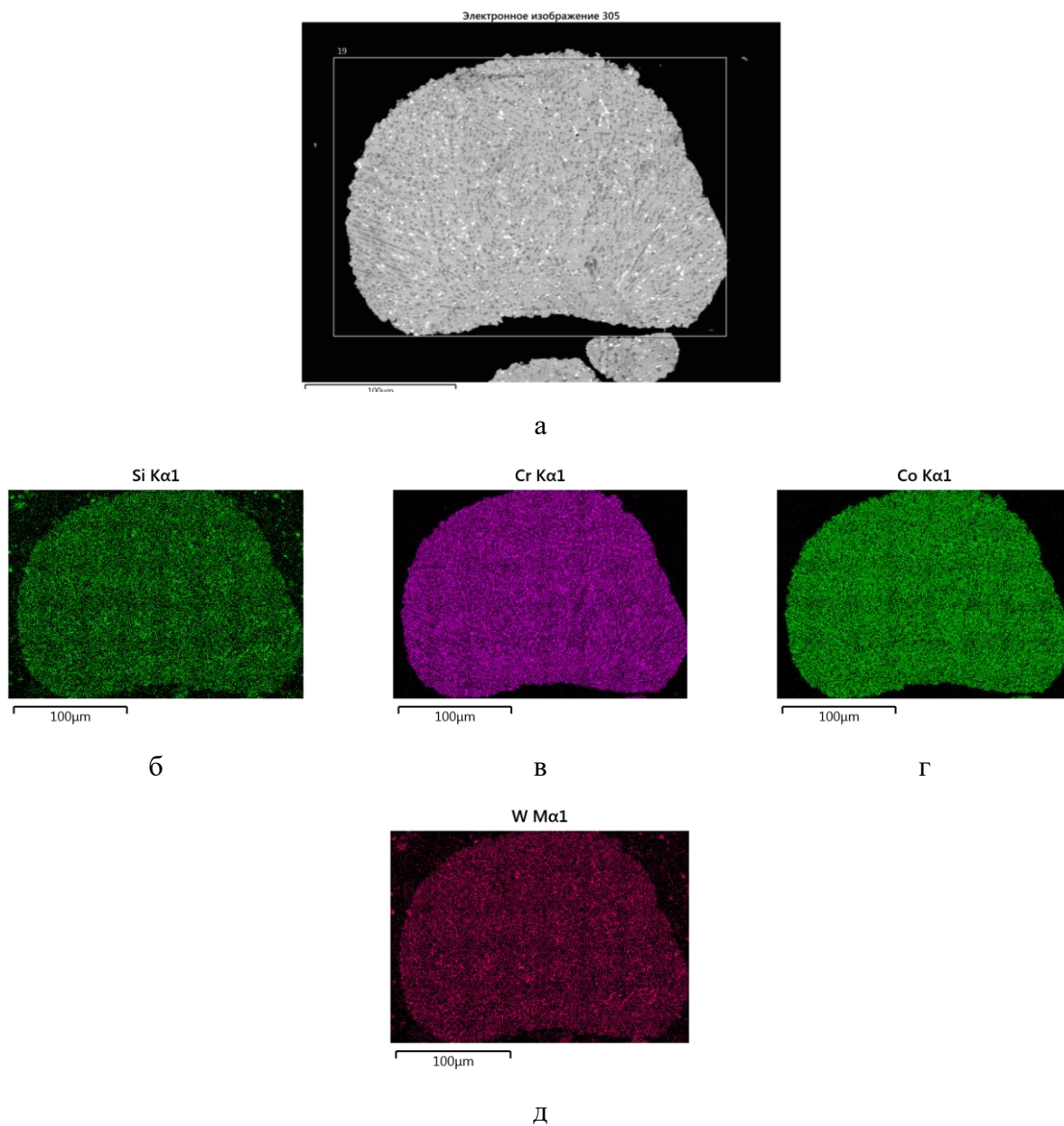


Рисунок 32 – СЭМ изображения структуры волокна в поперечном сечении из сплава ВЗК после отжига (а), и карта распределения элементов (Si - б, Cr - в, Co - г, W - д).

Таблица 18 – Результаты определения микротвердости, модуля упругости, прочности на растяжение волокон из сплава ВЗК до и после отжига

Волокна из сплава ВЗК						
№ п.п.	Средний диаметр отпечатка, мкм	Максимальный диаметр отпечатка, мкм	Минимальный диаметр отпечатка, мкм	Твердость HV	Нормальный модуль упругости, ГПа	Предел прочности на растяжение, МПа
1.	10,7	10,9	10,5	809,3	203,47	1276
2.	10,6	10,7	10,5	826,1	202,37	
3.	10,9	11,0	10,7	785,9	240,78	
4.	10,9	11,0	10,7	785,9	241,52	
5.	10,8	11,0	10,6	793,9	239,15	
Среднее значение:				800,2	225,46	
Волокна из сплава ВЗК после отжига						
1.	11,2	11,4	11,1	700,6	229,55	1096
2.	10,7	10,8	10,7	693,9	233,50	
3.	10,7	10,8	10,7	700,2	277,82	
4.	10,2	10,2	10,9	657,0	278,68	
5.	9,3	9,3	9,1	672,4	272,87	
Среднее значение:				684,8	258,48	

4.2 ЭВОЛЮЦИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ СПЛАВА В4К В ПРОЦЕССЕ ЭВКР

4.2.1. Заготовка из сплава В4К

Исследования сплава В4К показали, что система Co-Cr-W дополнительно легированная V (от 4% до 5,5%) с увеличенным содержанием W (от 10% до 13%) имеет более сложный фазовый состав, чем система сплава ВЗК. Микроструктура сплава В4К представлена на рисунке 33.

Микроструктура сплава В4К представляет собой твердые растворы на основе α -Co и ϵ -Co, с присутствием в структуре сложных карбидов Cr_3C_2 и монокарбидов вольфрама WC.

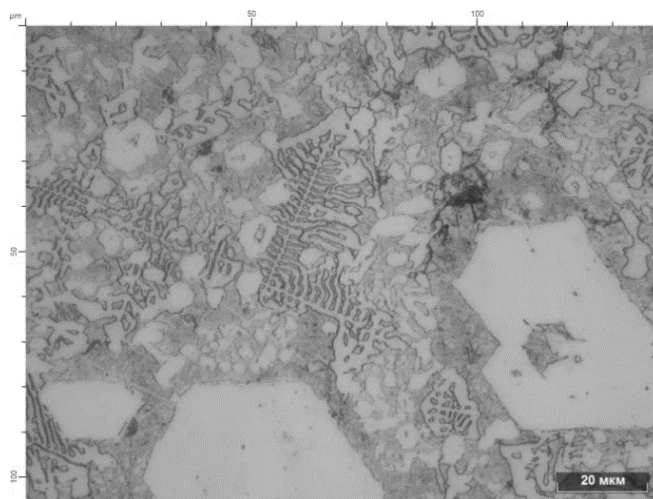
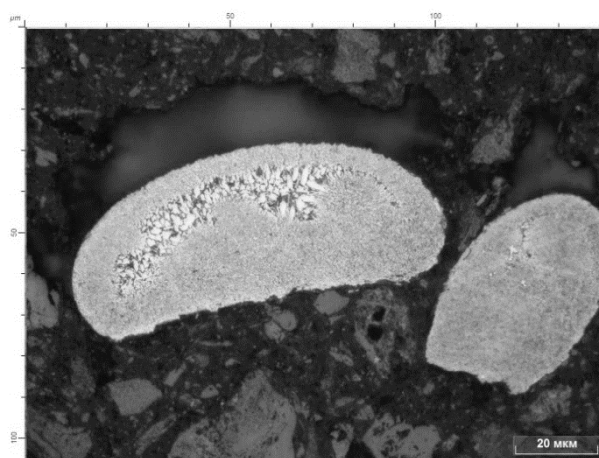


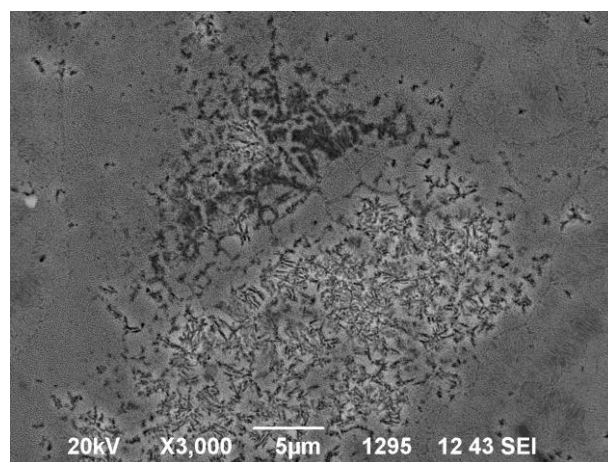
Рисунок 33 – Микроструктура исходного сплава В4К

4.2.2. Волокна из сплава В4К

На рисунке 34 представлена микроструктура волокон из сплава В4К, полученных методом ЭВКР. Для выявления микроструктуры волокна применялся реактив Васильева (медного купороса — 50 г, серной кислоты (50%-ный раствор) — 100 см³, азотной кислоты (50%-ный раствор) — 50 см³). После травления в микроструктуре волокна четко прослеживается область, обогащенная карбидами, располагающимися по фронту кристаллизации в верхней части волокна.



а



б

Рисунок 34 – Микроструктура волокон из сплава В4К: а – волокно, б – карбиды в середине волокна, SEI изображение

4.2.3 Рентгенофазовый анализ волокон из сплава В4К

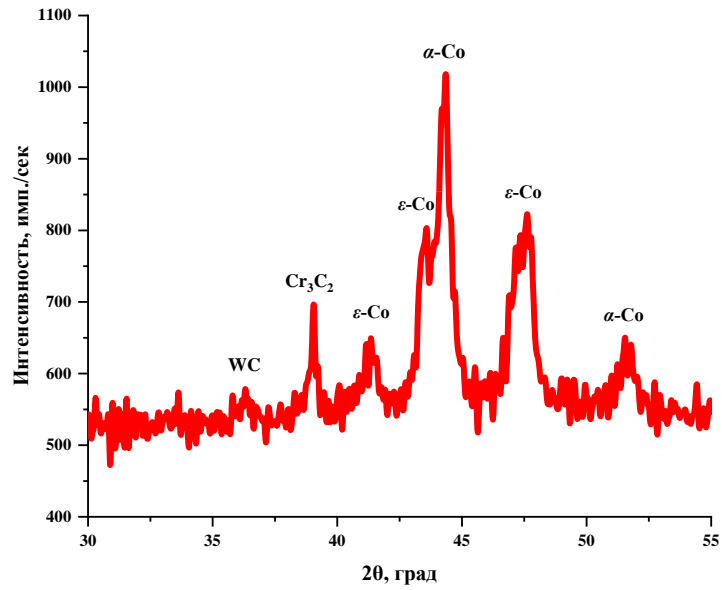
Результаты РФА для литого сплава В4К и волокон из этого сплава приведены на рисунке 30. РФА анализ литого сплава В4К показал наличие сложных карбидов типа M_3C_2 (Cr_3C_2), и карбида типа MC (WC), твердых растворов на основе ϵ -Со и α -Со (рисунок 35, а).

Исследования показали, что под действием высоких скоростей охлаждения в сплаве В4К происходит образование четырех фаз: твердых растворов на основе ϵ -Со и α -Со, карбидов WC и аморфной фазы (рис. 30, При этом карбиды WC выкристаллизовываются у верхней грани волокна неравномерно (рисунок 29, а). Расчет соотношения доли аморфной и кристаллической фазы показал, что доля аморфной фазы в волокнах из сплава В4К составляет 59,67 %, доля кристаллической фазы 40,33 %.

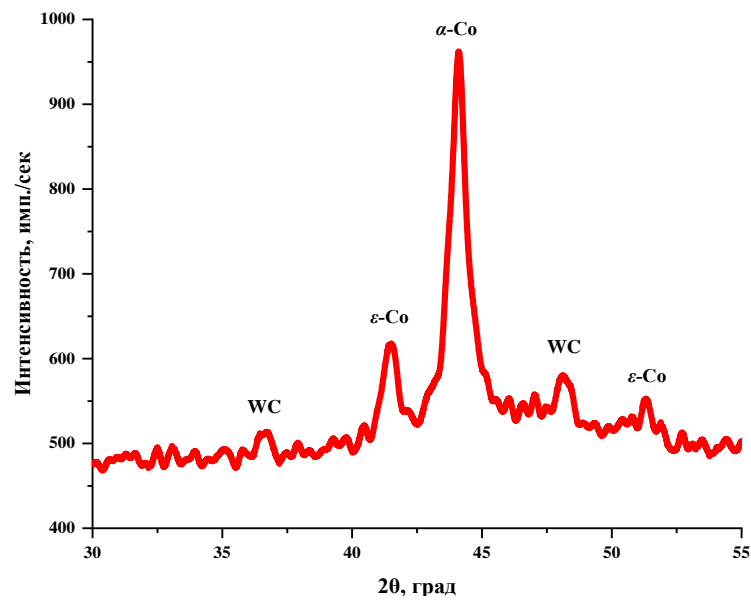
В таблице 19 приведены Периоды решетки, осевые отношения ГП- ϵ - фазы и объемные доли α и ϵ - фаз для сплава В4К в литом и ВЗР состояниях. В результате ВЗР в сплаве В4К происходит уменьшение межплоскостных расстояний для твердых растворов на основе ϵ -Со, а период решетки для α -Со существенно увеличивается, при этом карбиды Cr_3C_2 не кристаллизуются после плавления, а карбиды WC выкристаллизовываются главным образом по верхней грани волокна.

Таблица 19 – Периоды решетки, осевые отношения ГП- ϵ -фазы и объемные доли α и ϵ - фаз для сплава В4К в литом и ВЗР состояниях

Сплав	Состояние	a_α	a_ϵ	c_ϵ	c_ϵ/a_ϵ	V_α	V_ϵ
		Å			-	%	
В4К	Литое	3,541	2,518	4,161	1,652	38,8	61,2
	ВЗР	3,560	2,514	4,107	1,634	48,2	51,8



а



б

Рисунок 35 – Результаты рентгенофазового анализа: а – литой сплав В4К; б – волокно из сплава В4К.

Данные полученные при помощи ПЭМ также подтверждают наличие аморфной фазы в составе волокна. На рисунке 36 представлен снимок порошка из волокна сплава В4К полученный методом ПЭМ. На снимке четко прослеживаются две области характерные для кристаллической и аморфной фазы.

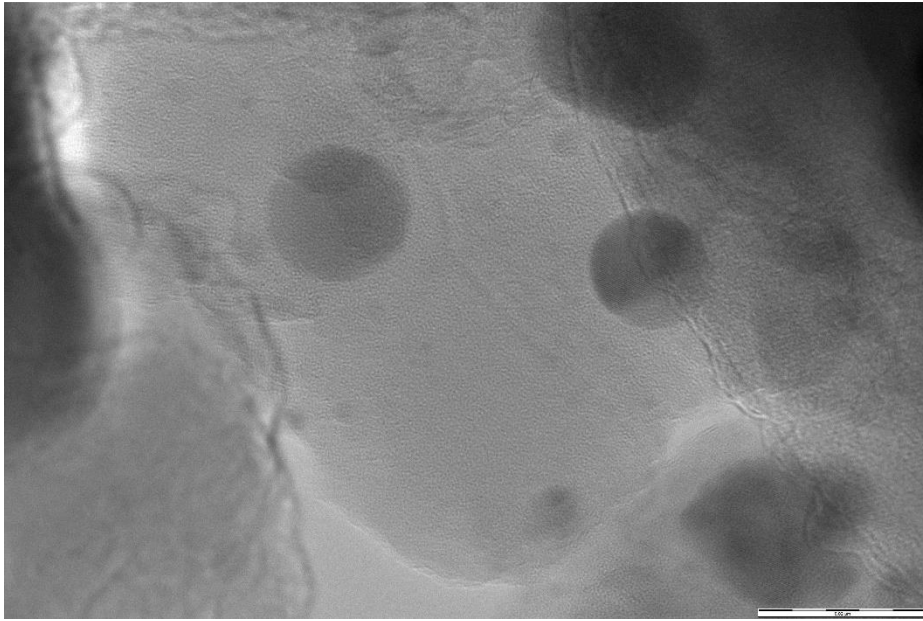


Рисунок 36 – Изображение частицы порошка из волокон сплава В4К полученное методом ПЭМ

4.2.4. Влияние метода ЭВКР на механические свойства сплава В4К

Результаты определения микротвердости (HV) и нормального модуля упругости (ГПа) образцов литого сплава В4К и волокон из сплава В4К приведены в таблице 20.

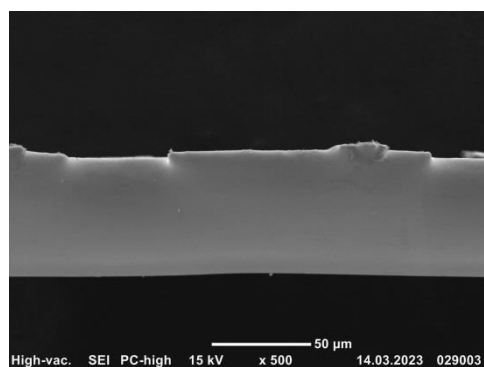
Анализируя данные (табл. 19) можно заключить, что под действием высоких скоростей охлаждения в сплаве В4К происходит увеличение микротвердости в среднем на 49 % (681 HV), уменьшение нормального модуля упругости в среднем на 41 % (114,29 ГПа). Повышение микротвердости в среднем на 49% в результате ЭВКР в сплаве В4К можно объяснить фиксацией аморфной фазы и кристаллизацией монокрибидов WC.

Таблица 20 – Результаты определения микротвердости и нормального модуля упругости сплава В4К и волокон из сплава В4К

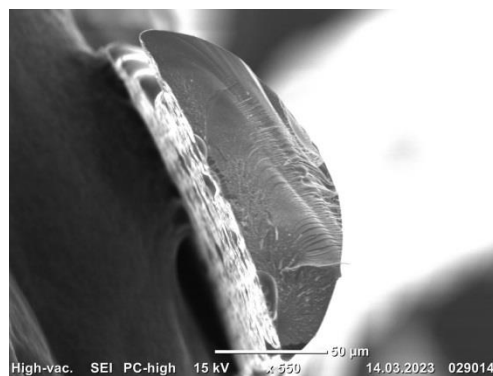
Сплав В4К						
№	Средний диаметр отпечатка, мкм	Максимальный диаметр отпечатка, мкм	Минимальный диаметр отпечатка, мкм	Микротвердость НV	Нормальный модуль упругости, ГПа	Предел прочности при растяжении, МПа
1.	11,7	12,1	11,2	681,3	236,56	1000
2.	12,1	12,5	11,8	628,4	245,16	
3.	11,3	11,5	11,1	726,6	239,87	
4.	12,4	12,5	12,3	601,4	248,96	
5.	12,4	12,5	12,2	607,0	234,12	
Среднее значение:				648,9	240,93	
Волокна из сплава В4К						
1.	8,3	8,5	8,1	1346,9	115,91	1170
2.	7,8	7,9	7,6	1540,0	129,93	
3.	8,1	8,5	7,7	1419,6	107,94	
4.	8,6	8,8	8,5	1247,3	117,01	
5.	8,4	8,6	8,1	1329,7	100,67	
Среднее значение:				1376,7	114,29	

4.2.5. Морфология поверхности образцов из сплава В4К полученных методом ЭВКР

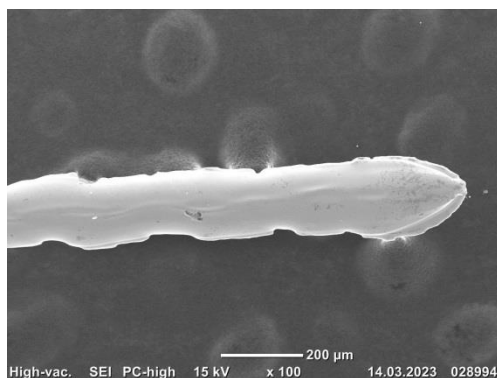
По результатам растровой электронной микроскопией можно заключить, что полученные волокна гладкие, в зоне контакта наблюдаются дефекты (рисунок 37, г).



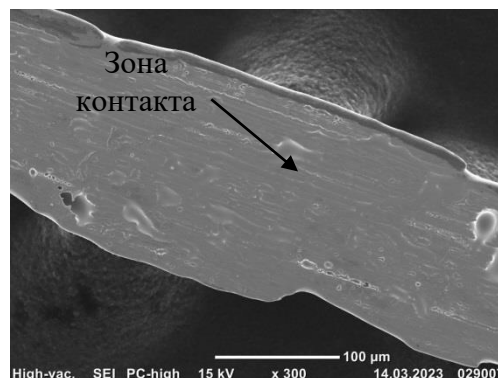
а



б



в



г

Рисунок 37 – Морфология поверхности образцов волокон из сплава В4К полученная методом СЕИ: а – внешний вид волокна; б – срез волокна в поперечном сечении; в – внешний вид волокна; г – зона контакта волокна с теплоприемником

4.2.6. Влияние отжига на структуру и механические свойства волокон из сплава В4К

Результаты ДТА волокон из сплава В4К для низкотемпературной области представлены на рисунках 38. На кривой ДТА при температуре 782,8°С прослеживается фазовое превращение, сопровождающееся выделением энергии, которое по-видимому свидетельствует о кристаллизации аморфной фазы. На основании кривой ДТА был проведен отжиг по режиму нагрев до 800°С, охлаждение вместе с печью. В области высоких температур (рис. 39) при первичном нагреве определяется два последовательных пика соответствующие фазовым превращениям с поглощением энергии (при 1262,6 °С) и выделением энергии (при 1279,1 °С), при повторном нагреве данные

пики также присутствуют, однако выделение и поглощение энергии снижается.

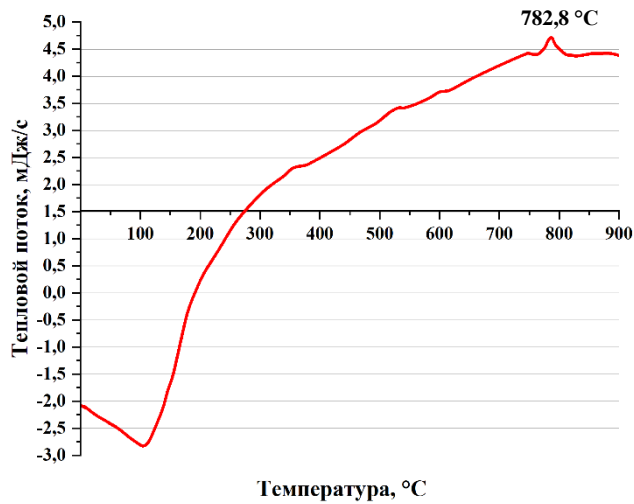


Рисунок 38 – Кривая ДТА до 900°C для волокон из сплава В4К

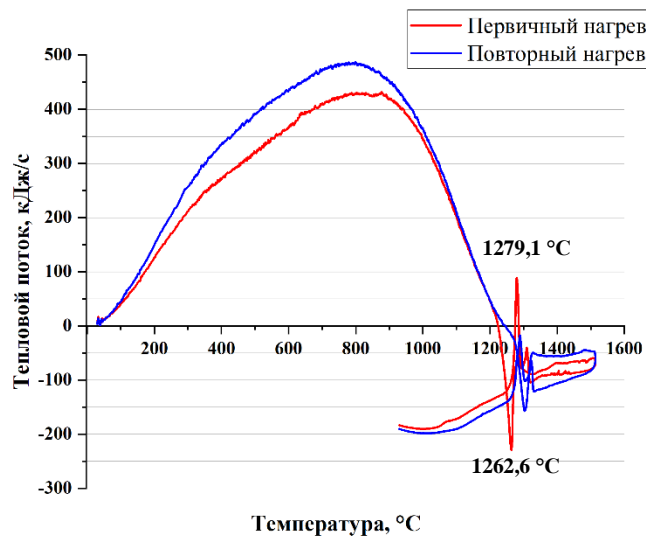


Рисунок 39 – Кривая ДТА до 1600 °C для волокон из сплава В4К

По данным РФА (рисунок 40) в волокнах из сплава В4К после термической обработки по режиму нагрев до 800°C, происходит кристаллизация аморфной фазы. При этом обнаруженные монокарбиды вольфрама WC не претерпевают изменений в виду их высокой температурной стабильности (температура плавления 2780 °C).

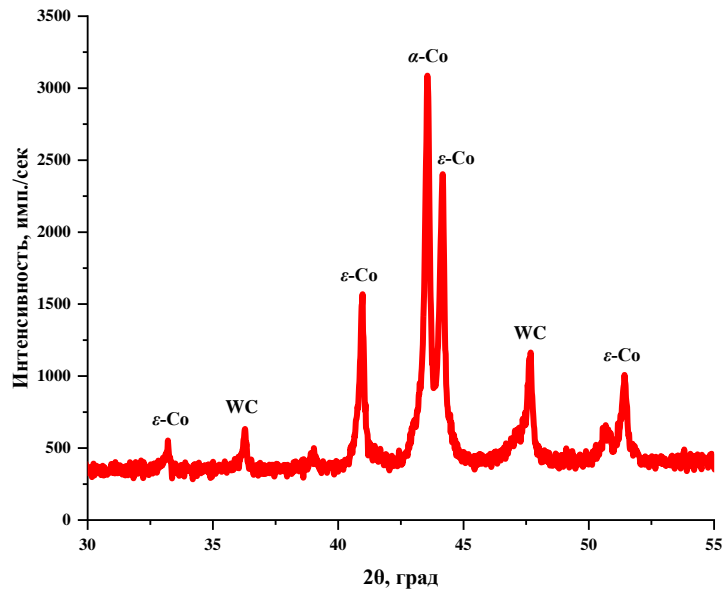


Рисунок 40 – Рентгенограмма волокон из сплава В4К после отжига

В таблице 21 приведены периоды решетки, осевые отношения ГП- ε- фазы и объемные доли α- и ε- фаз для сплава В4К в состоянии ВЗР до и после термообработки. После отжига в волокнах из сплава В4К происходит уменьшение межплоскостных расстояний в твердых растворах на основе α-Со и ε-Со и увеличивается доля твёрдых растворов на основе ε-Со.

Таблица 21 – Периоды решетки, осевые отношения ГП- ε-фазы и объемные доли α- и ε- фаз для сплава В4К в состоянии ВЗР до и после термообработки

Сплав	Состояние	a_α	a_ϵ	c_ϵ	c_ϵ/a_ϵ	V_α	V_ϵ
		Å				-	%
В4К	Литое	3,541	2,518	4,161	1,652	38,8	61,2
	ВЗР	3,560	2,514	4,107	1,634	48,2	51,8
	После отжига	3,552	2,487	4,049	1,628	45,5	54,5

После термической обработки на изломе волокна из сплава В4К прослеживается четкая зеренная структура, при этом размер зерна в среднем лежит в диапазоне от 1 мкм до 3 мкм (рис. 41).

Результаты определения микротвердости, нормального модуля упругости, предела прочности на разрыв волокон из сплава В4К до и после термообработки приведены в таблице 22.

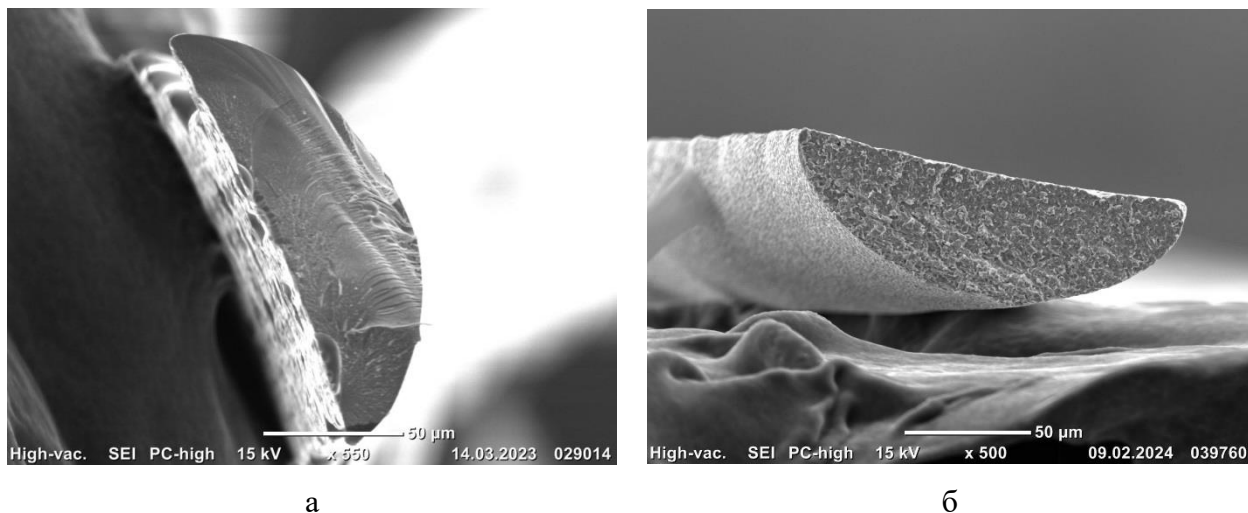


Рисунок 41 – Изображения излома волокна из сплава В4К до и после термической обработки: а – СЕИ излома до ТО; б – СЕИ излома после ТО

Таблица 22 – Результаты определения микротвердости, нормального модуля упругости, предела прочности на разрыв волокон из сплава В4К до и после термообработки

Волокна из сплава В4К						
№	Средний диаметр отпечатка, мкм	Максимальный диаметр отпечатка, мкм	Минимальный диаметр отпечатка, мкм	Микротвердость НВ	Нормальный модуль упругости, ГПа	Предел прочности при растяжении, МПа
1.	8,3	8,5	8,1	1346,9	115,91	1170
2.	7,8	7,9	7,6	1540,0	129,93	
3.	8,1	8,5	7,7	1419,6	107,94	
4.	8,6	8,8	8,5	1247,3	117,01	
5.	8,4	8,6	8,1	1329,7	100,67	
Среднее значение:				1376,7	114,29	
Волокна из сплава В4К после отжига						
1.	10,0	10,2	9,7	1036,1	150,68	960
2.	9,4	9,5	9,1	1184,6	142,92	
3.	9,7	10,2	9,2	1092,0	118,73	
4.	10,3	10,6	10,2	959,5	128,71	
5.	10,1	10,3	9,7	1022,8	110,74	
Среднее значение:				1059,0	125,72	

Оценка механических характеристик после термической обработки показала, что образование пересыщенного твердого раствора в волокнах из сплава ВЗК приводит к уменьшению их микротвердости и увеличению нормального модуля упругости в среднем на 15% (318 НВ и 11 ГПа). Это связано с кристаллизацией аморфной фазы с увеличением доли твердых растворов на основе ϵ -Co, при этом карбиды WC не претерпевают изменений.

4.3. ЭВОЛЮЦИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ СПЛАВА В5К В ПРОЦЕССЕ ЭВКР

4.3.1. Заготовка из сплава В5К

В работе [195] показано, что дополнительное легирование сплавов системы Co-Cr-W-C (В5К) такими элементами как Zr, Ni, Si и Ti приводит к повышению механических характеристик данной системы. По данным рентгенофазового анализа литого образца сплава В5К [195] фазовый состав в основном представлен следующими элементами: твердые растворы на основе α -Co и ϵ -Co, а также два типа карбидов: монокарбиды типа MeC и карбиды типа Me_7C_3 . При этом распределение фаз следующее: α -Co – 25,3 %, ϵ -Co – 60,4 %, MeC – 1,8%, Me_3C_2 – 12,5 %. На рисунке 42 представлена микроструктура сплава В5К.

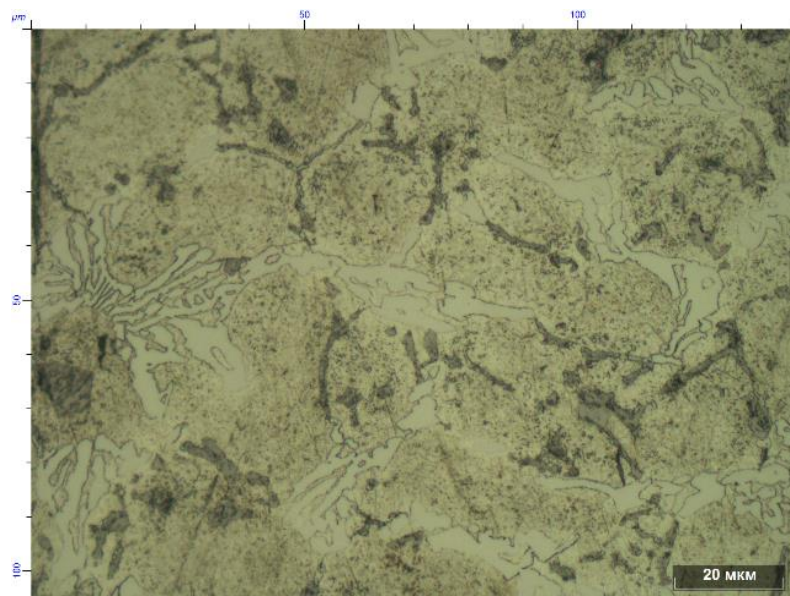


Рисунок 42 – Микроструктура сплава В5К

4.3.2. Волокна из сплава В5К

На рисунке 43 приведена микроструктура продольного сечения волокна после травления реактивом Марбле (20 мл – HCl, 20 мл - H₂O, 4 мл - CuSO₄), и СЕМ изображение излома волокна из сплава В5К, полученного методом ЭВКР. Светлая зона на микроструктуре представляет собой соединение, обогащённое Ni, зона контакта расплава и диска теплоприемника представляет собой аморфную фазу. Данные МРСА излома волокна из сплава В5К приведен в таблице 23.

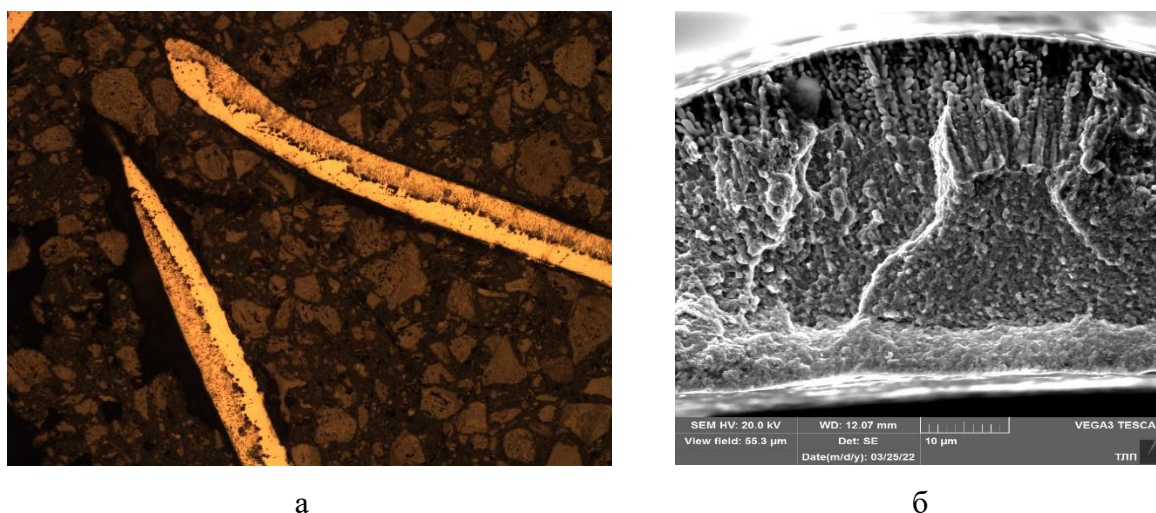
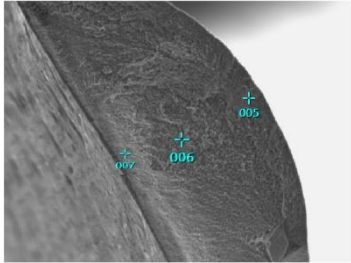


Рисунок 43 – Микроструктура волокна из сплава В5К: а - продольного сечения волокна после травления реактивом Марбле; б - СЕМ изображение излома волокна

Таблица 23 – МРСА анализ излома волока из сплава В5К, (масс. %).

Изображение точек замера, x1000		Содержание легирующих элементов, масс.%							
		Co	Cr	W	Si	Ni	Ti	Zr	
	ТУ	Основа					1.5	1 - 1,5	
	Волокно		51,10	35,13	0,67	0,16	11,23	1,55	
			48,12	30,05	6,43	0,96	10,05	1,83	
			46,18	30,04	8,75	1,40	9,08	1,54	

МРСА показал неравномерность распределения легирующих элементов по объему волокна. Зона контакта обогащена W, Si и Zr. По мере отдаления от

з
о
н
ы

4.3.3. Рентгенофазовый анализ волокон из сплава В5К

Результаты рентгенофазового анализа литого сплава В5К и волокна из сплава В5К приведены на рисунке 44.

о В таблице 24 представлены периоды решетки, осевые отношения ГП- α -фазы и объемные доли α и ϵ - фаз для сплава В5К в литом и ВЗР состояниях. Показано, что в волокнах из сплава В5К по сравнению с литым состоянием межплоскостное расстояние также уменьшается, доля фазы ϵ -Co возрастает, монокарбиды WC отсутствуют, в виду их малого содержания в литом состоянии (до 1,8%).

а

Таблица 24 – Периоды решетки, осевые отношения ГП- ϵ -фазы и объемные доли α и ϵ - фаз для сплава В5К в литом и ВЗР состояниях

с
о
д
е

Сплав	Состояние	a_α	a_ϵ	c_ϵ	c_ϵ/a_ϵ	V_α	V_ϵ
		Å			-	%	
В5К	Литое	3,568	2,507	4,111	1,639	41,1	58,9
	ВЗР	3,543	2,512	4,091	1,628	35,7	64,3

р Исследования показали, что под действием ВЗР в сплаве В5К происходит образование четырех фаз: твердых растворов на основе α -Co и $\alpha\epsilon$ -Co, аморфной фазы, и фазы Cr_3C_2 . При этом соотношение кристаллической и аморфной фазы составляет 37 % к 63%.

и

е

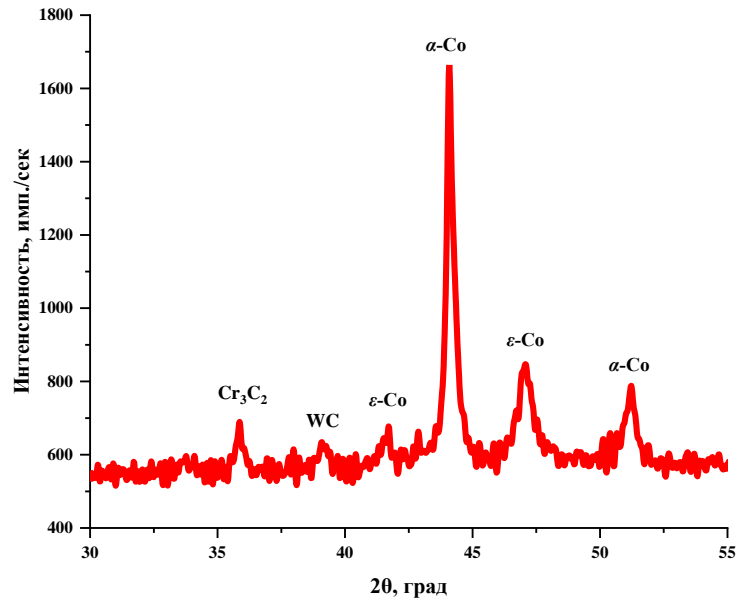
л

е

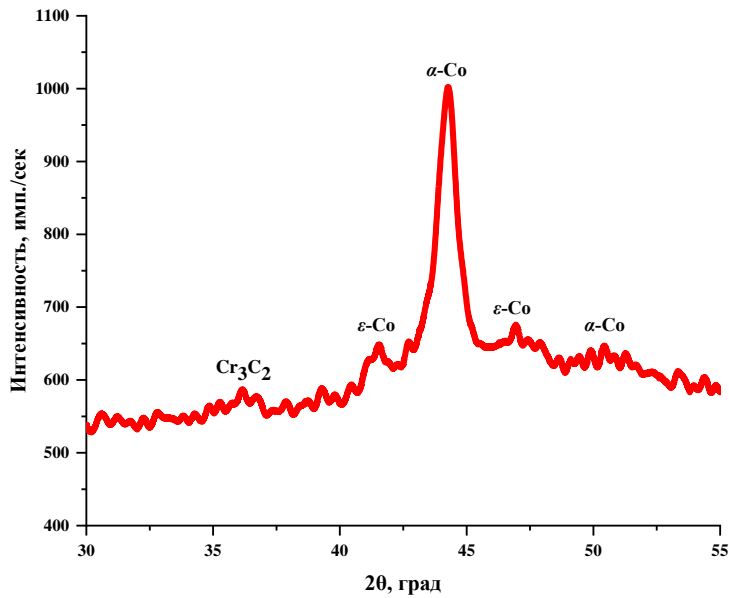
г

и

р



а



б

Рисунок 44 – Результаты рентгенофазового анализа: а – литой сплав В4К; б – волокно из сплава В5К

Данные полученные при помощи ПЭМ также подтверждают наличие аморфной фазы в составе волокна. На рисунке 45 представлен снимок порошка из волокна сплава В5К полученный методом ПЭМ. На снимке четко прослеживаются две области характерные для кристаллической и аморфной фазы.

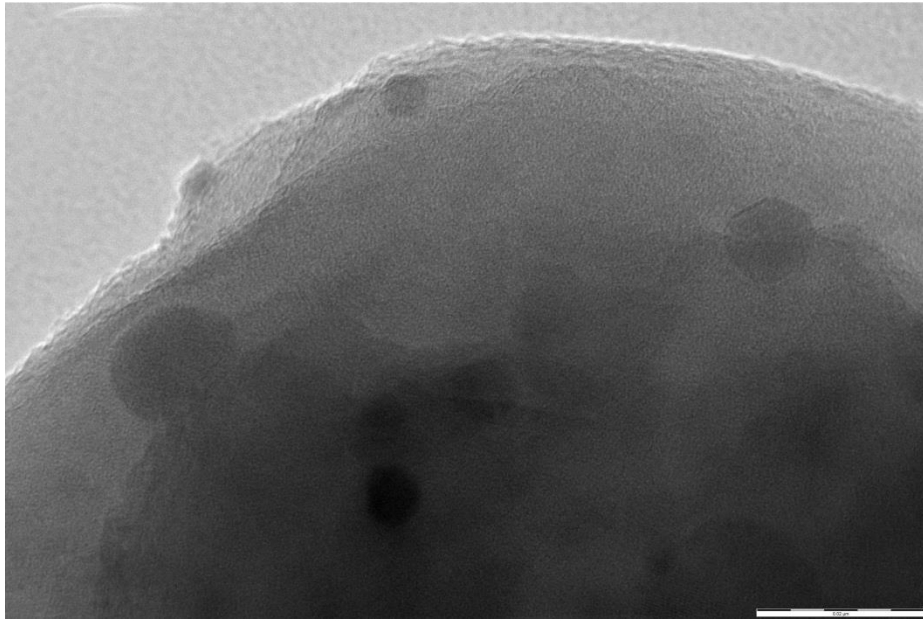


Рисунок 45 – Изображение частицы порошка из волокон сплава В5К полученное методом ПЭМ

4.3.2. Влияние метода ЭВКР на механические свойства сплава В5К

Результаты определения микротвердости (HV) и нормального модуля упругости (ГПа) образцов литого сплава В5К и волокон из сплава В5К приведены в таблице 25. Анализируя данные таблицы 22 можно заключить, что под действием высоких скоростей охлаждения в сплаве В5К происходит увеличение твердости в среднем на 44 % (450 HV), уменьшение нормального модуля упругости в среднем на 36 % (68,7 ГПа).

Таблица 25 – Результаты определения микротвердости и модуля упругости сплава В5К и волокон из сплава В5К

Сплав В5К						
№	Средний диаметр отпечатка, мкм	Максимальный диаметр отпечатка, мкм	Минимальный диаметр отпечатка, мкм	Микротвердость НV	Нормальный модуль упругости, ГПа	Предел прочности при растяжении, МПа
1.	12,5	12,6	12,4	591,6	263,66	760
2.	13,0	13,1	12,9	548,4	271,15	
3.	13,4	13,6	13,3	514,0	275,13	
4.	12,0	12,4	11,6	645,6	259,78	
5.	11,9	12,0	11,9	651,1	256,95	
Среднее значение:				590,1	265,33	
Волокна из сплава В5К						
1.	8,9	9,0	8,8	1174,7	195,36	1556
2.	10,1	10,3	10,0	905,9	201,23	
3.	9,6	9,7	9,4	1010,8	199,13	
4.	9,7	9,8	9,5	987,0	202,46	
5.	9,1	9,2	9,0	1120,5	185,16	
Среднее значение:				1039,8	196,67	

4.3.3. Влияние отжига на структуру и механические свойства волокон из сплава В5К

Результаты ДТА волокон из сплава В5К представлены на рисунках 45 и 46. На кривой ДТА до 900°С при температуре 683,6 °С прослеживается фазовое превращение, сопровождающееся выделением энергии, которое свидетельствует о кристаллизации аморфной фазы. На основании кривой ДТА был проведен отжиг по режиму нагрев до 700 °С, в вакуумной печи, с последующим охлаждением с печью. Рентгенограмма волокон после отжига приведена на рисунке 47. В области температур до 1600°С при первичном нагреве определяется два последовательных пика соответствующие фазовым превращениям с поглощением энергии (при 1283,5 °С) и выделением энергии

(при 1422,7 °С), при повторном нагреве пики при температуре 1422,7 °С также присутствуют, однако поглощение энергии происходит интенсивнее (рисунок 38).

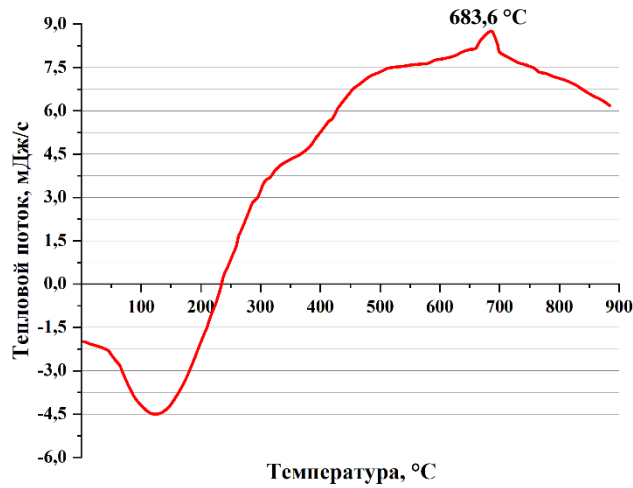


Рисунок 45 – Кривая ДТА до 900°С для волокон из сплава В5К

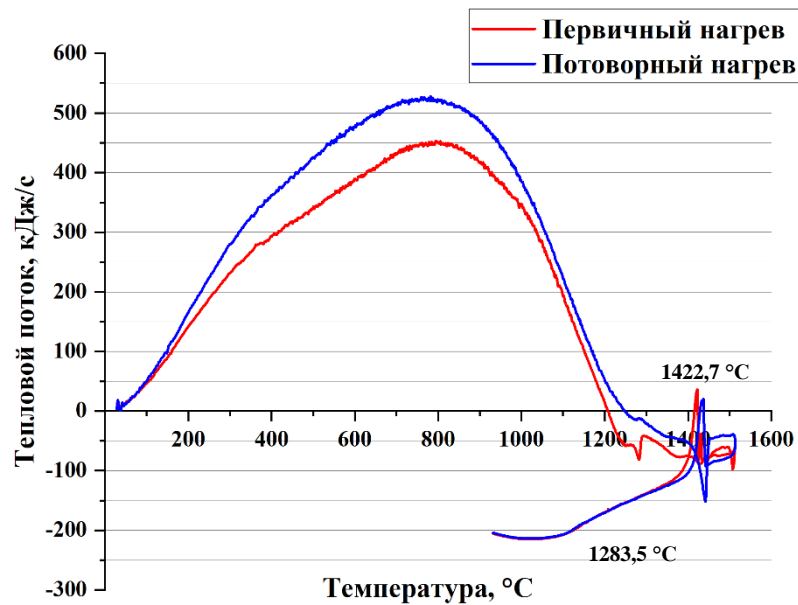


Рисунок 46 – Кривая ДТА до 1600°С для волокон из сплава В5К

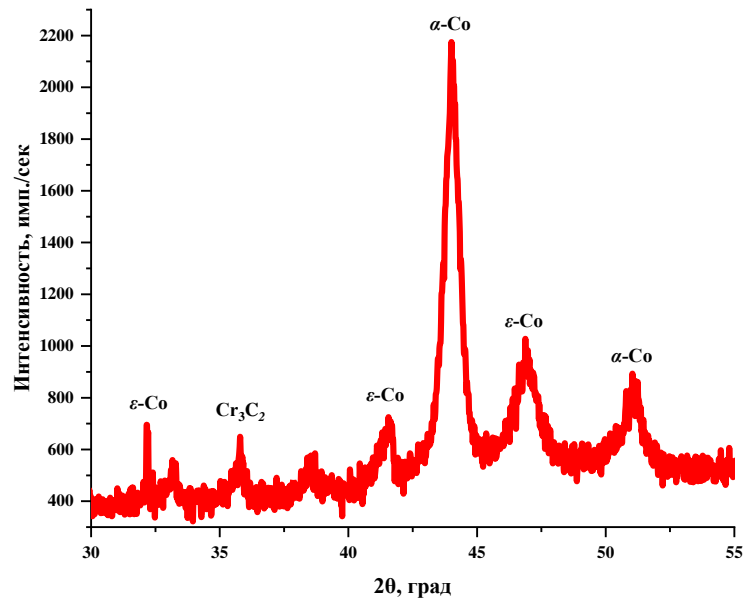


Рисунок 47 – Рентгенограмма волокон сплава В5К после термической обработки (режиму нагрев до 700 °С, охлаждение вместе с печью)

После термической обработки в волокнах из сплава В5К происходит превращение аморфной фазы в кристаллическую с образованием твердых растворов на основе Со

В таблице 26 приведены периоды решетки, осевые отношения ГП- ε- фазы и объемные доли α- и ε- фаз для сплава В5К в состоянии ВЗР до и после отжига. После отжига в волокнах из сплава В5К происходит уменьшение межплоскостных расстояний в твердых растворах на основе ε-Со с одновременным уменьшением доли твёрдых растворов на основе ε-Со.

Таблица 26 – Периоды решетки, осевые отношения ГП- ε-фазы и объемные доли α- и ε- фаз для сплава В5К в состоянии ВЗР до и после термообработки

Сплав	Состояние	a_α	a_ε	c_ε	$c_\varepsilon/a_\varepsilon$	V_α	V_ε
		Å				-	%
В5К	Литое	3,568	2,507	4,11	1,639	41,1	58,9
	ВЗР	3,543	2,512	4,091	1,628	35,7	64,3
	После отжига	3,547	2,479	4,056	1,636	42,6	57,4

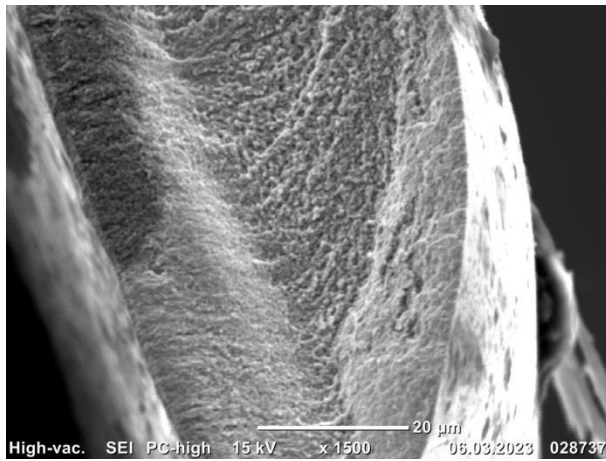
Оценка механических характеристик после термической обработки показала, что кристаллизация аморфной фазы в волокнах из сплава В5К приводит к уменьшению их микротвердости и увеличению нормального

модуля упругости в среднем на 18% (180 НВ и 41 ГПа), полученные данные приведены в таблице 27.

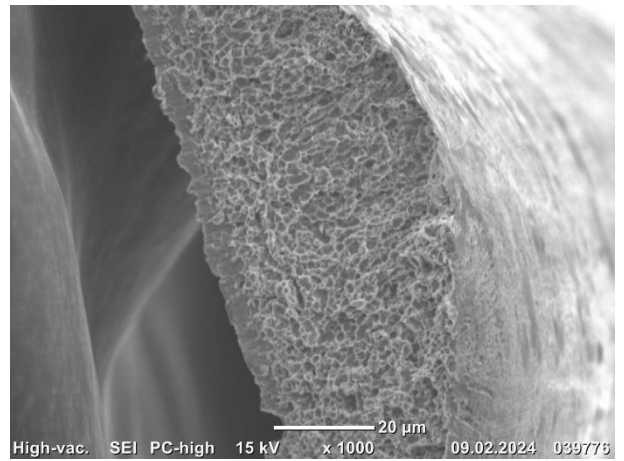
Таблица 27 – Результаты определения микротвердости, модуля упругости, прочностных характеристик волокон из сплава В5К до и после термической обработки

№	Средний диаметр отпечатка, мкм	Максимальный диаметр отпечатка, мкм	Минимальный диаметр отпечатка, мкм	Микротвердость HV	Нормальный модуль упругости, ГПа	Предел прочности при растяжении, МПа
Волокна из сплава В5К						
1.	8,9	9,0	8,8	1174,7	195,36	1556
2.	10,1	10,3	10,0	905,9	201,23	
3.	9,6	9,7	9,4	1010,8	199,13	
4.	9,7	9,8	9,5	987,0	202,46	
5.	9,1	9,2	9,0	1120,5	185,16	
Среднее значение:				1039,8	196,67	
Волокна из сплава В5К после отжига						
1.	11,57	11,70	11,44	903,62	253,97	1375
2.	11,11	11,33	11,00	823,55	221,35	
3.	12,61	12,74	12,35	777,54	258,87	
4.	10,67	10,78	10,45	897,27	222,71	
5.	11,38	11,50	11,25	896,40	231,45	
Среднее значение:				859,67	237,67	

Сравнение изломов волокон до и после термообработки (рисунок 48), показало, что после термической обработки в волокне наблюдается четкая зернистая структура, с размерами зерна от 2 до 5 мкм.



а



б

Рисунок 48 – Изображения характера излома волокна из сплава В5К:
а – до термообработки; б – после термообработки

4.4. СРАВНЕНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК ПОЛУЧЕННЫХ ВОЛОКОН

Механические характеристики полученных образцов в литом, ВЗР состояниях и после отжига приведены в таблице 28, также в данной таблице приведены характеристики микропроволоки из кобальтового сплав Haynes 25 и из сплава на никелевой основе ЭИ708 А-ВИ из источника [94]. Проволока из сплава ЭИ708 А-ВИ рассматривается как наиболее распространенная в отечественной промышленности проволока микронного диаметра.

Анализ результатов испытаний образцов волокон, полученных методом экстракции висящей капли расплава из сплавов системы Co-Cr-W (В3К, В4К, В5К) показал, что отжиг в исследуемых образцах приводит к приближению механических характеристик исследуемых образцов к механическим характеристикам в литом состоянии. Образцы из сплава В5К после отжига, обеспечивающего кристаллизацию аморфно фазы, наблюдаются наибольшие значения предела прочности на разрыв (1235 МПа) из исследуемых систем, а наибольшим модулем упругости обладают образцы из сплава В3К (258,46 ГПа). Наибольшей микротвердостью обладают образцы из сплава В4К (1059,0 НV), что связано с большим содержанием WC в структуре образцов.

Чтобы сравнить механические свойства образцов из сплава В5К и микропроволоки из сплава Haynes 25, образцы из сплава В5К прошли дополнительную обработку. Их нагрели до 650 °С, выдержали 100 часов, затем нагрели до 800 °С и снова выдержали 100 часов. Оценка прочностных характеристик показала, что прочность образцов волокон из сплава В5К в неотожжённом состоянии близка к прочности микроволокон из сплава Haynes 25, по мере увеличения температуры отжига происходит снижение прочности исследуемых образцов, однако для сплава В5К прочность после отжига при 800°С превышает прочность образцов из сплава Haynes 25. При этом микропроволока из никелевого сплава ЭИ708 А-ВИ не сохраняет своих свойств после отжига.

Таблица 28 механические характеристики полученных образцов в литом, ВЗР состояниях и после отжига, и микропроволок из сплавов ЭИ708 А-ВМ и Haynes 25

Марка сплава	Состояние	Микротвердость	Нормальный модуль упругости	Предел прочности при растяжении
		НV	ГПа	МПа
ВЗК	Литое	638,9	284,16	900
	ВЗР	800,2	225,46	1276
	Отжиг после ВЗР 650°С (1 ч)	684,8	258,48	876
В4К	Литое	648,9	240,93	1000
	ВЗР	1376,7	114,29	1170
	Отжиг после ВЗР 800°С (1 ч)	1059,0	125,72	935
В5К	Литое	590,1	265,33	760
	ВЗР	1039,8	194,67	1556
	Отжиг после ВЗР 650°С (100 ч)	997,3	201,23	1456
	Отжиг после ВЗР 700°С (100 ч)	859,6	237,62	1375
	Отжиг после ВЗР 800°С (100 ч)	836,7	194,37	1120
ЭИ708 А-ВИ [94]	Холоднотянутое Ø 0,090 мм	-	-	1471
	Отжиг 650°С (100 ч)	-	-	577
Haynes 25 [94]	Литое	-	225,00	860
	Холоднотянутое Ø 0,070 мм	-	-	1560
	Отжиг 650°С (1 ч)	-	-	1441
	Отжиг 700°С (100 ч)	-	-	1440
	Отжиг 800°С (100 ч)	-	-	1060

ВЫВОДЫ ПО ГЛАВЕ IV

1. Исследование влияния метода ЭВКР на структуру волокон показало следующее: под действием высоких скоростей охлаждения в данных сплавах происходит частичная аморфизация структуры, наличие аморфной фазы подтверждается данными РФА и ПЭМ, и выделение твердых растворов на основе Со и карбидов. Так, под действием высоких скоростей охлаждения в сплаве В3К происходит образование трех фаз: твердых растворов на основе Со с ГЦК (α -Со) и ГП (ϵ -Со) решетками и аморфной фазы. При этом соотношение кристаллической и аморфной фазы составляет 43 % к 57%. В сплаве В4К происходит образование четырех фаз: твердых растворов на основе ϵ -Со и α -Со, карбидов WC и аморфной фазы. При этом карбиды WC выкристаллизовываются у верхней грани волокна неравномерно. Расчет соотношения доли аморфной и кристаллической фазы показал, что доля аморфной фазы в волокнах из сплава В4К составляет 59,67%, доля кристаллической фазы 40,33%. В сплаве В5К происходит образование четырех фаз: твердых растворов на основе α -Со и ϵ -Со, аморфной фазы, и фазы Cr_3C_2 . При этом соотношение кристаллической и аморфной фазы составляет 37 % к 63%. В волокнах из сплава В5К структура имеет трёхзонный характер, зона контакта волокна с теплоприемником характеризуется аморфной фазой, середина волокна представляет собой твердый раствор на основе ϵ Со, вершина волокна представляет собой зону, обогащенную Ni имеющую дендритную структуру, при этом направление роста дендритов совпадает с направлением теплоотвода.
2. Отличие механических характеристик литых образцов и волокон исследуемых сплавов объясняется фазовыми превращениями (образованием аморфной фазы и увеличением доли твердых растворов), происходящими при высоких скоростях охлаждения. Так, для сплава В3К

происходит повышение микротвердости и уменьшение нормального модуля упругости в среднем на 20% (161 HV и 58,7 ГПа). Что коррелирует с литературными данными. Для сплава В4К происходит увеличение микротвердости в среднем на 49 % (681 HV), уменьшение нормального модуля упругости в среднем на 41 % (114,29 ГПа). Что связано с наличием в волокне карбидов WC. В сплаве В5К происходит увеличение твердости в среднем на 44 % (450 HV), уменьшение нормального модуля упругости в среднем на 36 % (68,7 ГПа). Что связано с образованием аморфной фазы и твердых растворов на основе Со различных модификаций.

3. По результатам ДТА разработаны режимы отжига, обеспечивающие кристаллизацию аморфной фазы, что позволяет повысить нормальный модуль упругости полученных образцов. Так для волокон из сплава В3К отжиг при 600°C приводит к уменьшению их микротвердости и увеличению нормального модуля упругости в среднем на 13% (115 HV и 33 ГПа). Для волокон из сплава В4К отжиг при температуре 800°C приводит к уменьшению их микротвердости и увеличению нормального модуля упругости в среднем на 15% (318 HV и 11 ГПа). Для волокон из сплава В5К отжиг при температуре 700°C приводит к уменьшению их микротвердости и увеличению нормального модуля упругости в среднем на 18% (180 HV и 41 ГПа).
4. Прочность образцов в результате фиксации аморфного состояния увеличивается для сплава В3К на 30% (376 МПа), для сплава В4К на 15% (170 МПа) и на 52% (796 МПа) для сплава В5К. После термической обработки происходит уменьшение предела прочности на разрыв уменьшается для сплава В3К на 14% (180 МПа), для сплава В4К на 18% (210 МПа) и на 12% (181 МПа) для сплава В5К. По уровню механических свойств волокна из сплава В5К после отжига находятся на уровне серийно применяющейся в составе ЩУ зарубежной микропроволоки Nupres 25, а в некоторых аспектах и превосходят ее.

Глава V. ОЦЕНКА ЭКСПЛУАТАЦИОННЫХ СВОЙСТВ МАТЕРИАЛА ЩЕТОЧНОГО УПЛОТНЕНИЯ НА ОСНОВЕ КОБАЛЬТОВЫХ ВЫСОКОЛЕГИРОВАННЫХ СПЛАВОВ

Выбор оптимального материала для производства щёточных пакетов, используемых в составе щёточных уплотнений, остаётся важной задачей, требующей комплексного подхода.

В исследованиях [97–100] определены основные требования к материалам для изготовления проволоки для таких уплотнений:

1. Сохранение упругих и прочностных характеристик в диапазоне температур от 550 до 700 °С;
2. Устойчивость к окислению при указанных температурах; сопротивление газообразному износу в процессе эксплуатации;
3. Отсутствие сваривания концов волокон под воздействием нагрева от контакта с ротором при высоких скоростях вращения;
4. Минимизация износа концов волокон и соответствующих деталей ротора в процессе использования.

Для исследования основных свойств уплотнительных материалов проточного тракта ГТД во ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ было разработано испытательное оборудование и методики испытаний, собранные в ММ 1.595-3-147-2002 «Методика исследования эксплуатационных свойств истираемых материалов проточного тракта ГТД». Данный методический материал включает в себя три раздела применимые для исследования эксплуатационных свойств щёточных уплотнений: моделирование скоростного контактного взаимодействия деталей ротора и статора, испытания на жаростойкость и испытания на термостойкость.

5.1. ОЦЕНКА ЖАРОСТОЙКОСТИ ВОЛОКОН ИЗ ВЫСОКОЛЕГИРОВАННЫХ КОБАЛЬТОВЫХ СПЛАВОВ

Под жаростойкостью понимается способность металлов и сплавов сопротивляться газовой коррозии при высоких температурах в течении длительного времени. По ГОСТ 6130-71 жаростойкость определяется через отношение площади поверхности к изменению массы образца до и после испытаний. В данном случае оценку жаростойкости проводят по отношению изменения массы образцов к удельной поверхности образцов.

Для оценки жаростойкости применялась муфельная печь сопротивления, температура выдержки составляла 700 °С, замеры массы образцов проводили каждые 20 часов в течении 100 часов выдержки, испытания проводились в воздушной среде в фарфоровых тиглях. В качестве образцов использовались навески волокон массой $10 \pm 0,1$ гр. Полученные данные представлены в таблицах 29, 30 и на рисунке 49. Удельную поверхность навесок волокон определяли на приборе для измерения удельной поверхности и среднемассового размера частиц порошков ПСХ-10а (РусПрибор, Россия), определению удельной поверхности подвергалась каждая из исследуемых навесок. Жаростойкость образцов определяли по формуле 10.

Таблица 29 – Результаты определения массы и жаростойкости образцов исследуемых кобальтовых сплавов при температуре 700 °С.

№ образца	Масса тигля M_t , г	Масса тигля с образцом, $M_{т+обр}$, г	Время выдержки, час									
			20, ч		40, ч		60, ч		80, ч		100, ч	
			$M_{т+обр}$, г	ΔM , %	$M_{т+обр}$, г	ΔM , %	$M_{т+обр}$, г	ΔM , %	$M_{т+обр}$, г	ΔM , %	$M_{т+обр}$, г	ΔM , %
Волокна из сплава В3К												
1	21,5763	31,5715	31,9001	0,1986	31,9269	0,2254	31,9389	0,2374	31,9419	0,2404	31,9569	0,2554
2	12,5240	22,5279	22,9131	0,2052	22,9316	0,2237	22,9216	0,2137	22,9345	0,2266	22,9354	0,2275
3	10,5896	22,5865	22,2096	0,1931	22,2369	0,2204	22,2279	0,2114	22,2366	0,2201	22,2516	0,2351
Волокна из сплава В4К												
4	19,0216	29,0338	29,3913	0,2375	29,4249	0,2711	29,4214	0,2676	29,4315	0,2777	29,4423	0,2885
5	14,9586	24,9699	25,6463	0,2364	25,6431	0,2332	25,6662	0,2563	25,6667	0,2568	25,6669	0,2570
6	13,4131	23,4299	24,3007	0,2608	24,3146	0,2747	24,3129	0,2730	24,3157	0,2758	24,3286	0,2887
Волокна из сплава В5К												
7	11,8990	21,7929	22,4017	0,1988	22,4015	0,1986	22,4021	0,1992	22,4024	0,1995	22,4031	0,2002
8	11,3263	21,3224	21,7096	0,1672	21,7375	0,1951	21,7449	0,2025	21,7470	0,2046	21,7489	0,2065
9	17,7766	27,7623	28,1005	0,1382	28,1194	0,1571	28,1262	0,1639	28,1389	0,1766	28,1416	0,1793

Таблица 30 – Средние значения относительного изменения массы и прироста удельной массы для волокон из высоколегированных кобальтовых сплавов при температуре 700 °С,

Сплав	$\Delta M_{20\text{ср}}$	$\Delta M_{20\text{ср}}$	$\Delta M_{40\text{ср}}$	$\Delta M_{40\text{ср}}$	$\Delta M_{60\text{ср}}$	$\Delta M_{60\text{ср}}$	$\Delta M_{80\text{ср}}$	$\Delta M_{80\text{ср}}$	$\Delta M_{100\text{ср}}$	$\Delta M_{100\text{ср}}$
	гр	%	гр	%	гр	%	гр	%	гр	%
В3К	0,1990	0,3061	0,2232	0,3433	0,2208	0,3397	0,2290	0,3524	0,2393	0,3682
В4К	0,1449	0,3768	0,2597	0,3995	0,2656	0,4087	0,2701	0,4155	0,2781	0,4278
В5К	0,1681	0,2586	0,1836	0,2825	0,1885	0,2901	0,1936	0,2978	0,1953	0,3005
Средний прирост удельной массы образцов										
Сплав	20 ч		40 ч		60 ч		80 ч		100 ч	
В3К	3,0610		3,4333		3,3974		3,5236		3,6821	
В4К	3,7677		3,9949		4,0867		4,1554		4,2779	
В5К	2,5856		2,8246		2,9005		2,9779		3,0051	

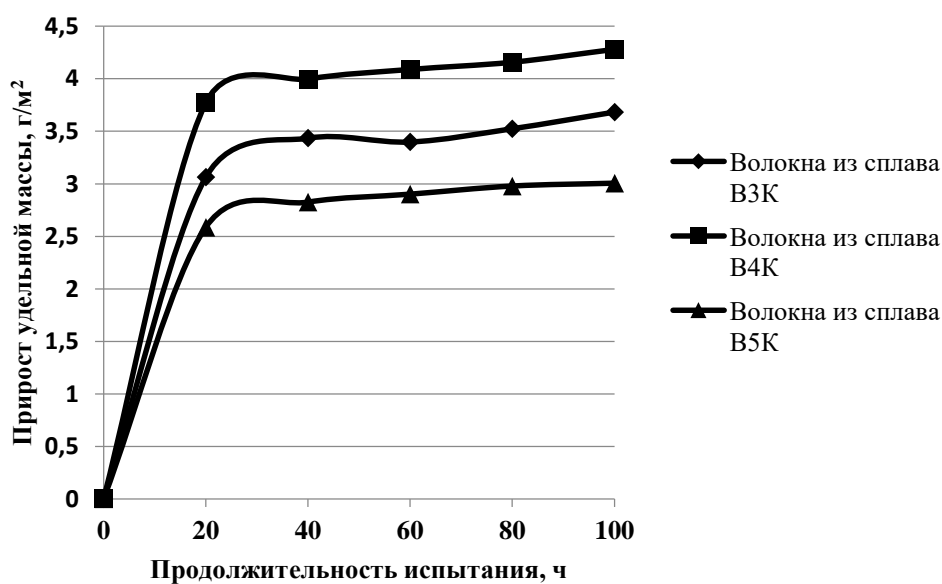


Рисунок 49 – Кинетика изотермического окисления на воздухе при температуре 700°С образцов волокон из кобальтовых высоколегированных сплавов.

Анализируя полученные данные можно заключить, что большей стойкостью к окислению при температуре 700°С среди исследуемых систем обладают волокна из сплава системы В5К.

5.2. ОЦЕНКА ТЕРМОСТОЙКОСТИ ВОЛОКОН ИЗ ВЫСОКОЛЕГИРОВАННЫХ КОБАЛЬТОВЫХ СПЛАВОВ

Одним из основных требований к проволоке для щеточных уплотнений является способность противостоять отрицательному действию теплосмен. Условиями работы ГТД предусмотрено частые смены температур в рабочей зоне, при этом повторяющиеся теплосмены отрицательно сказываются на стойкости щеточных уплотнений к износу и механических характеристика щеточного пакета. Термостойкость характеризует способность проволок щеточных уплотнений сохранять прочность и гибкость при теплосменах. Метод оценки термостойкости заключается в определении количества рабочих теплосмен, приводящих к разрушению проволок или потери пластичности.

Рабочая теплосмена подразумевает процесс, в ходе которого материал сначала нагревается до установленной температуры, а затем охлаждается до температуры окружающей среды. При этом скорость нагрева и охлаждения остаются одинаковыми во всех экспериментах. Термостойкость материала оценивается по количеству циклов теплосмены, которые могут быть выполнены до начала разрушения проволоки под воздействием сгибающих напряжений. Если образцы не повреждаются после 100 циклов, проводится новая серия испытаний при температуре на 100 °С выше первоначальной. Контроль величины сгибающих напряжений на волокне представляет собой сложную задачу, поскольку не существует стандартных методик для исследования таких образцов. Тем не менее, согласно техническим условиям на дискретные металлические волокна из жаропрочных сплавов системы Fe-Cr-Al-Y для высокопористых истираемых уплотнительных материалов, работающих при температурах до 1300 °С, пластичность волокон можно оценить по количеству изгибов. При этом сгибающие напряжения можно определить, как число изгибов волокна на 180° без его разрушения. Требование к минимальному количеству изгибов, установленное в данных ТУ,

составляет не менее трех. Результаты исследований представлены в таблице 31.

Таблица 31 – Результаты исследований термостойкости образцов волокон из кобальтовых высоколегированных сплавов

Сплав	Температура испытаний, °С	Количество теплосмен	Среднее количество изгибов без разрушения	Примечания
В3К	500	100	Без разрушения	-
В4К		90	Разрушение после 3 изгибов на 90 теплосмене	Цвета побежалости на волокне
В5К		100	Без разрушения	-
В3К	600	63	Разрушение после 2 изгибов на 63 теплосмене	Цвета побежалости на волокне
В4К		45	Разрушение после 1 изгиба на 45 теплосмене	Цвета побежалости на волокне
В5К		100	Без разрушения	-
В3К	700	26	Разрушение после 1 изгиба на 26 теплосмене	Цвета побежалости на волокне
В4К		10	Разрушение после 1 изгиба на 10 теплосмене	Цвета побежалости на волокне
В5К		100	Без разрушения	Цвета побежалости на волокне
В3К	800	5	Разрушение после 2 изгибов на 5 теплосмене	Цвета побежалости на волокне
В4К		3	Разрушение после 1 изгиба на 3 теплосмене	Цвета побежалости на волокне
В5К		52	Разрушение после 3 изгибов на 52 теплосмене	Цвета побежалости на волокне

Для оценки термостойкости полученных образцов проводилась серия экспериментов при температурах 500 °С, 600 °С, 700 °С, 800 °С. Количество изгибов определялось на 5 образцах каждого состава, за один образец принималось одно волокно.

Изучив полученные данные, можно сделать вывод, что волокна, сделанные из сплава В5К, могут функционировать при рабочих температурах до 700°С. Эти волокна частично сохраняют свои механические свойства при температуре до 800°С, однако их эксплуатационный ресурс при данной температуре ограничен и составляет всего 52 цикла смены температуры. Сплав В3К демонстрирует более низкие рабочие температуры, оставаясь частично работоспособным при температурах до 600°С. Наименьшей термостойкостью обладают волокна из сплава В4К, которые начинают терять пластические свойства при температурах свыше 500°С, что приводит к их разрушению после 90 циклов смены температуры. Следует также отметить, что начальные характеристики пластичности этих волокон были невысокими из-за присутствия крупных включений карбидов вольфрама в их составе.

5.3. ОЦЕНКА ЭКСПЛУАТАЦИОННЫХ ХАРАКТЕРИСТИК ВОЛОКОН ИЗ КОБАЛЬТОВЫХ ВЫСОКОЛЕГИРОВАННЫХ СПЛАВОВ ПРИ ВЫСОКОСКОРОСТНОМ КОНТАКТНОМ ВЗАИМОДЕЙСТВИИ

При работе щеточных уплотнений в составе ГТД главной задачей является снижение утечек рабочего тела через радиальные осевые зазоры, при этом также не маловажной задачей является минимизация износа самого щеточного уплотнения и ответных деталей ротора. Не маловажным является отсутствие явления сваривания торцов волокон при контакте волокон и ротора, из литературы известно, что сваривание торцов волокон приводит к повышению износа ротора, что отрицательно влияет на уменьшение утечек рабочего тела и приводит к выводу ротора из строя. [103, 104]

Для проведения испытаний по высокоскоростному взаимодействию торцов волокон и ротора были изготовлены образцы имитаторы щеточного уплотнения и ответной части ротора рисунок 50. Образцы имитаторы ротора изготавливались из сплава ЭП648, распространённого в отечественной авиационной отрасли в качестве материала для изготовления валов ГТД.

Испытания проводились на испытательной установке на базе высокоскоростной машине трения ИМ-58, обеспечивающей скорости вращения образцов в зоне контакта до 6800 об/мин ($V_{ок} = 22,5$ м/с), при торцевом трении подвижного (материал ротора) и неподвижного (исследуемый материал ЩУ) образцов. Образцы для проведения испытаний закреплялись в специальной оснастке и приводились в соприкосновение, контроль соприкосновения образцов осуществлялся визуально и при помощи регистрации нагрузки на тензодатчика типа BS-10t. Надвигание (врезание) неподвижного образца на вращающийся осуществлялось на расстояние 1 мм с постоянной скоростью с помощью механизма перемещения.

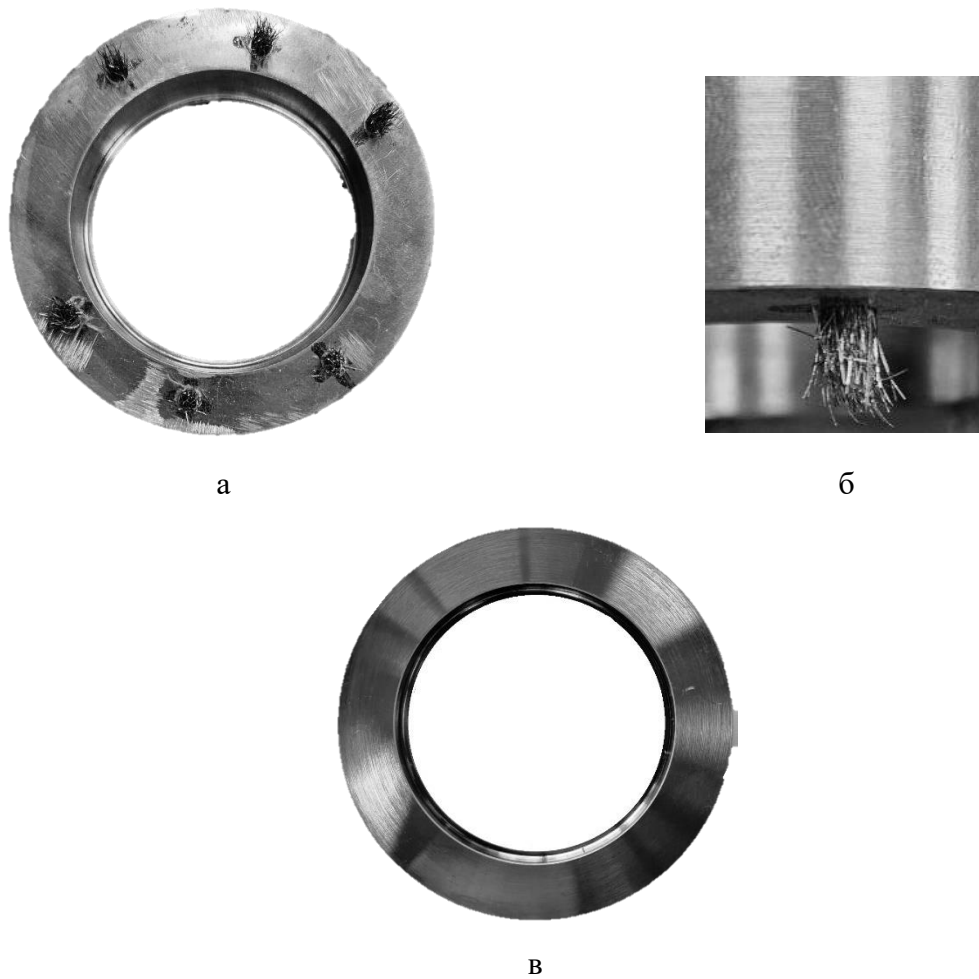


Рисунок 50 – Образцы имитаторы щеточного уплотнения и ротора: а – имитатор щеточного уплотнения общий вид; б – волокна в виде проволок в щеточном уплотнении, вид с боку; в – образец имитатор ротора из сплава ЭП648.

На рисунке 51 представлен внешний вид оснастки с закрепленными в ней образцами имитаторами, приведенными в соприкосновение. В качестве подвижного образца использовался образец имитатор вала, а образец имитатор щеточного уплотнения закреплялся неподвижно.

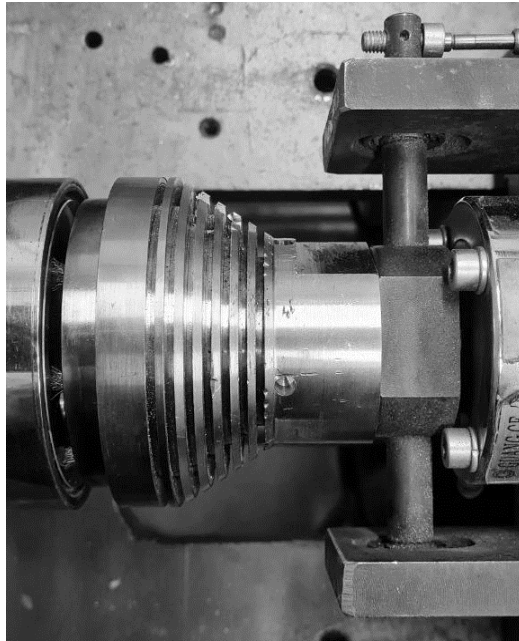


Рисунок 51 – Оснастка с образцами для проведения высокоскоростных испытаний на трение

Испытанию подвергались по три образца имитатора щеточного уплотнения на каждый исследуемый сплав и по три имитатора ротора, исследования проводились при времени контакта равном 1 мин, без увеличения нагрузки. Перед и после испытаний замерялась масса каждого образца, оценивался внешний вид имитаторов щеточных уплотнений и шероховатость поверхности образцов имитаторов ротора. Предварительно образцы имитатора ротора шлифовались до достижения средней шероховатости от 1,6 до 2.0 Ra. Постоянную скорость вращающегося образца обеспечивали приводом и контролировали тахометром типа ТЧ 10-Р. Осевую нагрузку на образцы создавали с помощью шагового двигателя и контролировали тензодатчиком типа BS-10t. Полученные в ходе исследований данные приведены в таблице 32.

Таблица 32 – Результаты исследований высокосортного взаимодействия образцов имитаторов щеточного уплотнения и имитаторов ротора

№ образца	Масса образца до начала испытаний m_0 , г	Масса образца после испытаний m_1 , г	Изменение массы образца Δm , г	Шероховатость средняя до испытаний Ra_0 , мкм	Шероховатость средняя после испытаний Ra_1 , мкм	Изменение средней шероховатости ΔRa , мкм	Примечания
1	2	3	4	5	6	7	8
Имитатор ротора в контакте с имитатором ЩУ из сплава В3К							
1	110,3371	110,3300	0,0071	1,852	2,352	0,500	-
2	111,0266	111,0195	0,0071	1,813	2,272	0,461	-
3	109,9862	109,9769	0,0093	1,894	2,486	0,582	-
Имитатор ЩУ из сплава В3К							
4	176,0367	176,0254	0,0113	-	-	-	-
5	184,1269	184,1251	0,0118	-	-	-	-
6	180,1526	180,1501	0,0125	-	-	-	-
Имитатор ротора в контакте с имитатором ЩУ из сплава В4К							
7	109,9860	109,9337	0,0523	1,719	11,011	9,292	-
8	112,3697	112,3261	0,0436	1,799	10,961	9,169	-
9	110,9764	110,9154	0,0610	1,803	11,369	9,566	-
Имитатор ЩУ из сплава В4К							
10	191,1265	153,3691	37,7574	-	-	-	Для всех образцов наблюдается слом части волокон
11	186,3245	146,1254	40,1991	-	-	-	
12	179,1245	137,5679	41,5566	-	-	-	
Имитатор ротора в контакте с имитатором ЩУ из сплава В5К							
13	110,7800	110,7749	0,0051	1,695	2,261	0,566	-
14	115,3945	115,3901	0,0044	1,891	2,349	0,458	-
15	119,5498	119,5453	0,0045	1,793	2,267	0,474	-
Имитатор ЩУ из сплава В5К							
16	185,6579	185,6483	0,0096	-	-	-	-
17	183,1456	183,1322	0,0134	-	-	-	-
18	177,1571	177,1450	0,0121	-	-	-	-

Внешний вид образцов имитаторов ротора до проведения испытаний представлен на рисунке 52.

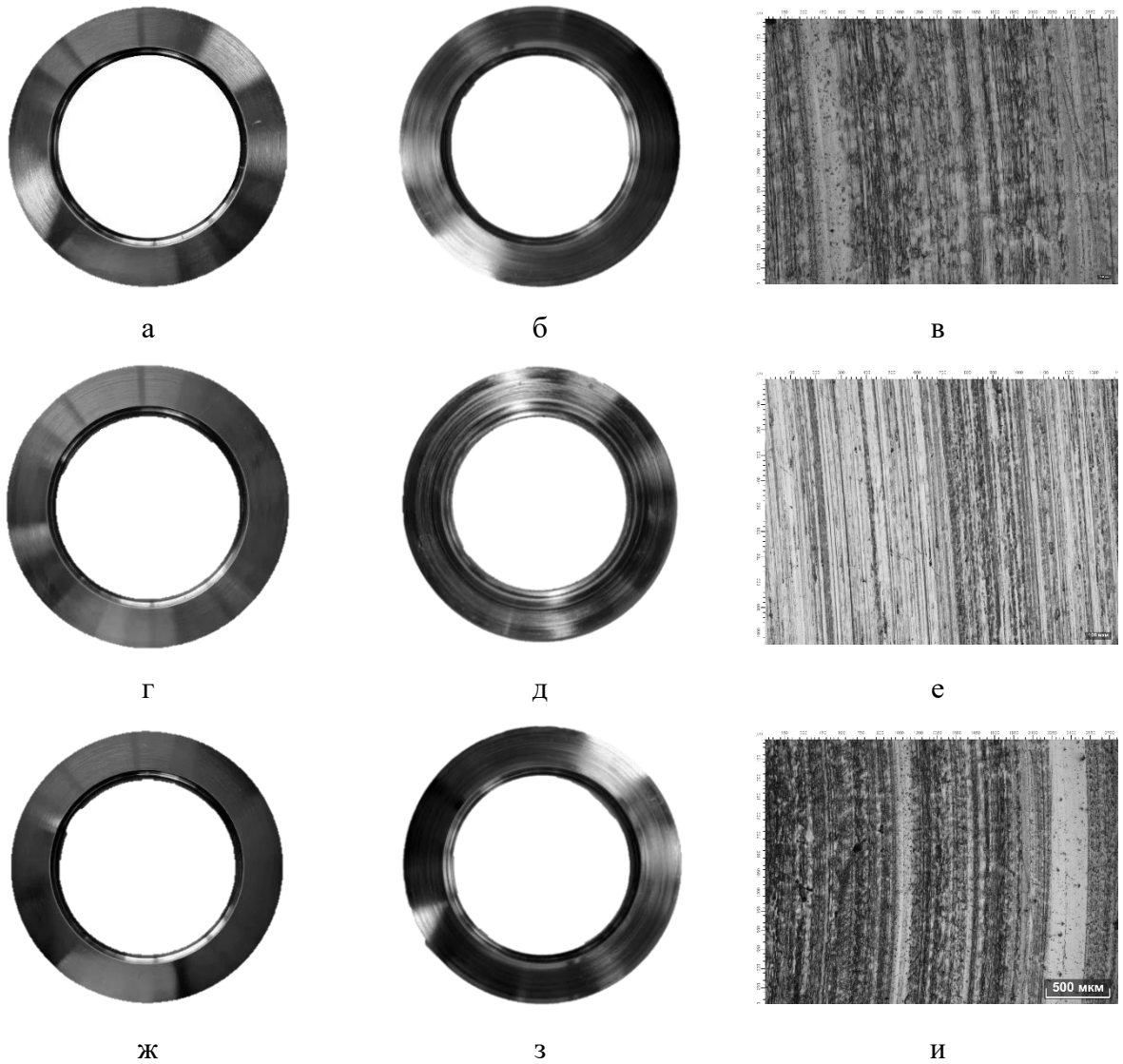
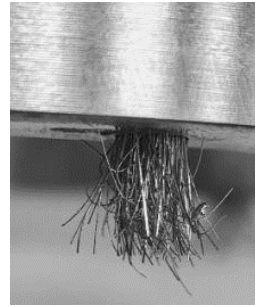


Рисунок 52 – Внешний вид образцов имитаторов ротора: а – до испытаний; б – после испытаний в паре трения с волокнами из сплава В3К; в – после испытаний в паре трения с волокнами из сплава В3К x100; г – до испытаний; д – после испытаний в паре трения с волокнами из сплава В4К; е – после испытаний в паре трения с волокнами из сплава В4К x100; ж – до испытаний; з – после испытаний в паре трения с волокнами из сплава В5К; и – после испытаний в паре трения с волокнами из сплава В5К x100;

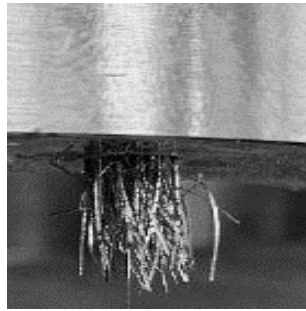
Внешний вид образцов имитаторов щеточного уплотнения до и после проведения испытаний представлен на рисунке 53.



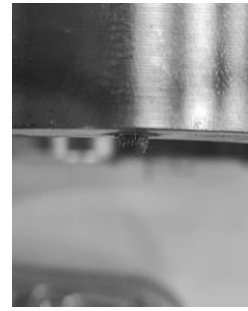
а



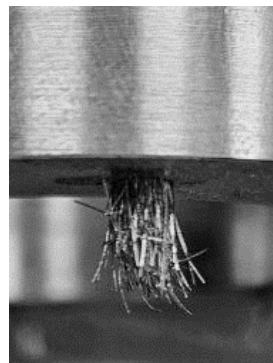
б



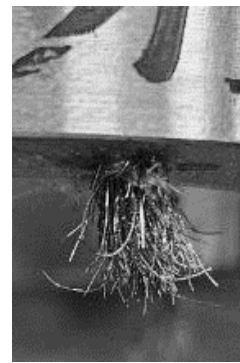
в



г



д



е

Рисунок 53 – Внешний вид образцов имитаторов щеточного уплотнений: из волокон сплава В3К: а – до испытаний, б – после испытаний в паре трения; из волокон сплава В4К: в – до испытаний, г – после испытаний в паре трения; из волокон сплава В5К: д – до испытаний, е – после испытаний в паре трения

Анализируя полученные данные можно заключить, что волокна, полученные из сплавов В3К и В5К при моделировании контакта щеточного уплотнения с ротором при высоких скоростях вращения (порядка 6800 об/мин) не приводят к сильному износу ответной части модели ротора, повышение шероховатости поверхности модели ротора для данных сплавов составляет 0,514 Ra для волокон из сплава В3К и 0,500 Ra для волокон из сплава В5К соответственно, при этом на торцах волокон отсутствуют следы сваривания и

после проведения исследований волокна геометрия модели ЩУ не изменилась. В случае моделирования взаимодействия модели ЩУ из сплава В4К с моделью ротора происходит сильный износ поверхности модели ротора в зоне контакта, при этом среднее изменение шероховатости составляет 9,342 Ra, также наблюдается вырывание волокон для большинства моделей ЩУ на основе сплава В4К, что связано с низким модулем упругости волокон и их высокой твердостью.

ВЫВОДЫ ПО ГЛАВЕ V

1. Оценка жаростойкости изученных образцов выявила, что наибольшей устойчивостью к окислению при температуре 700°C отличаются волокна из сплава системы В5К среди всех исследуемых систем.

2. Оценка термостойкости полученных образцов показала, что волокна из сплава В5К могут выдерживать рабочие температуры до 700°C. При этом часть образцов сохраняет свои механические свойства при температуре до 800°C, хотя их срок службы ограничен после 52 тепловых циклов. Образцы из волокон сплава В3К демонстрируют меньшие рабочие температуры, эффективно функционируя при температуре до 600°C. Наименьшая термостойкость наблюдается у волокон из сплава В4К, в которых при температурах выше 500°C происходит ухудшение пластических свойств, что приводит к разрушению образцов после 90 циклов температурных изменений. Важно отметить, что эти волокна изначально имели низкие показатели упругости, обусловленные наличием крупных карбидов вольфрама в своем составе.

3. Оценка эксплуатационных характеристик полученных образцов при высоких скоростях вращения, показала что волокна, полученные из сплавов В3К и В5К при моделировании контакта щеточного уплотнения с ротором при высоких скоростях вращения (порядка 6800 об/мин) не приводят к сильному износу ответной части модели ротора, повышение шероховатости поверхности модели ротора для данных сплавов составляет 0,514 Ra для волокон из сплава В3К и 0,500 Ra для волокон из сплава В5К соответственно, при этом на торцах волокон отсутствуют следы сваривания и после проведения исследований геометрия модели ЩУ не изменилась. В случае моделирования взаимодействия модели ЩУ из сплава В4К с моделью ротора происходит сильный износ поверхности модели ротора в зоне контакта, при этом среднее изменение шероховатости составляет 9,342 Ra, также наблюдается вырывание волокон для большинства моделей ЩУ на

основе сплава В4К, что связано с низким модулем упругости волокон и их высокой твердостью.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

1. Показана принципиальная возможность получения волокон из кобальтовых сплавов типа ВЗК системы Co-Cr-W методом ЭВКР, при этом получение волокон проводилось на установке ЭВКР-РН в среде аргона и вакуума. Показано, что полученные волокна в поперечном сечении по форме близки к эллипсу, при этом возможно получение как дискретных, так и непрерывных волокон.

2. Установлены зависимости критерия соотношения высоты и ширины получаемых волокон от режимов проведения процесса экстракции висящей капли расплава на установке ЭВКР-РН для сплава ВЗК, системы Co-Cr-W. По установленным зависимостям отработаны режимы получения волокон требуемой геометрии из сплавов ВЗК, В4К, В5К системы Co-Cr-W, для последующего применения в составе щёточных уплотнений.

3. Увеличение разброса толщины получаемых волокон, происходит с увеличением скорости вращения диска теплоприемника и при скорости вращения более 35 м/с толщина волокон начинает увеличиваться с одновременным увеличением коэффициентов вариации и доверительных интервалов. В среде аргона это объясняется наличием газов в зоне контакта диска теплоприемника и заготовки, что ведет к снижению стабильности ведения процесса ЭВКР. Исследования показали, что средний разброс значений толщин получаемых волокон приблизительно вдвое больше в аргоне, чем в вакууме

4. По результатам исследований, приведённых в главе №3 получены волокна из трех высоколегированных кобальтовых сплавов – ВЗК, В4К, В5К. При этом коэффициент вариации геометрических размеров полученных волокон не превышает значения 10%, что говорит об оптимальности режима, подобранного в главе №3.

5. Исследование влияния метода ЭВКР на структуру высоколегированных кобальтовых сплавов системы Co-Cr-W показало

следующее: Так, под действием высоких скоростей охлаждения в сплаве В3К происходит образование трех фаз: твердых растворов на основе Co с ГЦК (α -Co) и ГП (ϵ -Co) решетками и аморфной фазы. При этом соотношение кристаллической и аморфной фазы составляет 43 % к 57%. В сплаве В4К происходит образование четырех фаз: твердых растворов на основе ϵ -Co и α -Co, карбидов WC и аморфной фазы. При этом карбиды WC выкристаллизовываются у верхней грани волокна неравномерно. Расчет соотношения доли аморфной и кристаллической фазы показал, что доля аморфной фазы в волокнах из сплава В4К составляет 59,67%, доля кристаллической фазы 40,33%. В сплаве В5К происходит образование четырех фаз: твердых растворов на основе α -Co и ϵ -Co, аморфной фазы, и фазы Cr₃C₂. При этом соотношение кристаллической и аморфной фазы составляет 37 % к 63%. В волокнах из сплава В5К структура имеет трёхзонный характер, зона контакта волокна с теплоприемником характеризуется аморфной фазой, середина волокна представляет собой твердый раствор на основе ϵ Co, вершина волокна представляет собой зону, обогащенную Ni имеющую дендритную структуру, при этом направление роста дендритов совпадает с направлением теплоотвода.

б. Отличие механических характеристик литых образцов и волокон исследуемых сплавов объясняется фазовыми превращениями (образованием аморфной фазы и твердых растворов), происходящими при высоких скоростях охлаждения. Так, для сплава В3К происходит повышение микротвердости и уменьшение нормального модуля упругости в среднем на 20% (161 HV и 58,7 ГПа). Что коррелирует с литературными данными. Для сплава В4К происходит увеличение микротвердости в среднем на 49 % (681 HV), уменьшение нормального модуля упругости в среднем на 41 % (114,29 ГПа). Что связано с наличием в волокне карбидов WC. В сплаве В5К происходит увеличение твердости в среднем на 44 % (450 HV), уменьшение нормального модуля упругости в среднем на 36 % (68,7 ГПа). Что связано с образованием

аморфной фазы, твердых растворов на основе α -Co ε -Co, и выделением карбидов Cr_3C_2 .

7. По результатам ДТА разработаны режимы термической обработки, обеспечивающие кристаллизацию аморфной фазы, что позволяет повысить нормальный модуль упругости полученных образцов. Так для волокон из сплава В3К отжиг при 600°C приводит к уменьшению их микротвердости и увеличению нормального модуля упругости в среднем на 13% (115 HV и 33 ГПа). Для волокон из сплава В4К отжиг при температуре 800°C приводит к уменьшению их микротвердости и увеличению нормального модуля упругости в среднем на 15% (318 HV и 11 ГПа). Для волокон из сплава В5К отжиг при температуре 700°C приводит к уменьшению их микротвердости и увеличению нормального модуля упругости в среднем на 18% (180 HV и 41 ГПа).

8. Прочность образцов в результате фиксации аморфного состояния увеличивается для сплава В3К на 30% (376 МПа), для сплава В4К на 15% (170 МПа) и на 52% (796 МПа) для сплава В5К. После термической обработки происходит уменьшение предела прочности на разрыв уменьшается для сплава В3К на 14% (180 МПа), для сплава В4К на 18% (210 МПа) и на 12% (181 МПа) для сплава В5К. По уровню механических свойств волокна из сплава В5К после отжига находятся на уровне серийно применяющейся в составе ЩУ зарубежной микропроволоки Nupes 25, а в некоторых аспектах и превосходят ее.

9. Оценка жаростойкости полученных образцов показала, что большей стойкостью к окислению при температуре 700°C среди исследуемых систем обладают волокна из сплава системы В5К, исходя из полученных значений, волокна из данной системы меньше подвержены коррозии при данной температуре.

10. Оценка термостойкости образцов показала, что волокна из сплава В5К работоспособны при температуре до 700°C . Частично они сохраняют свои механические свойства до 800°C , но их ресурс ограничен 52

теплосменами. Образцы из волокон сплава В3К менее устойчивы к высоким температурам. Они могут работать только до 600 °С. Волокна из сплава В4К наименее термостойкие. При температуре выше 500 °С их пластические характеристики ухудшаются, что приводит к разрушению образцов после 90 циклов теплосмен. Однако стоит учесть, что эти волокна изначально не обладали высокой упругостью из-за крупных включений карбидов вольфрама в их составе.

11. Оценка эксплуатационных характеристик полученных образцов при высоких скоростях вращения, показала что волокна, полученные из сплавов В3К и В5К при моделировании контакта щеточного уплотнения с ротором при высоких скоростях вращения (порядка 6800 об/мин) не приводят к сильному износу ответной части модели ротора, повышение шероховатости поверхности модели ротора для данных сплавов составляет 0,514 Ra для волокон из сплава В3К и 0,500 Ra для волокон из сплава В5К соответственно, при этом на торцах волокон отсутствуют следы сваривания и после проведения исследований волокна геометрия модели ЩУ не изменилась. В случае моделирования взаимодействия модели ЩУ из сплава В4К с моделью ротора происходит сильный износ поверхности модели ротора в зоне контакта, при этом среднее изменение шероховатости составляет 9,342 Ra, также наблюдается вырывание волокон для большинства моделей ЩУ на основе сплава В4К, что связано с низким модулем упругости волокон и их высокой твердостью.

12. По результатам исследований для применения в составе ЩУ для авиационных и наземных ГТД и ГТУ можно рекомендовать волокна из сплава В3К на рабочие температуры до 600°С и волокна из сплава В5К на рабочие температуры до 700°С. Дальнейшее направление работ связано с изготовлением образцов для стендовых испытаний и отработкой методики исследования механических и эксплуатационных свойств полученных волокон.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- [1] Flitney, Robert. Seals and Sealing Handbook. / R. Flitney. – Elsevier Ltd. – 2007. – 633 p.
- [2] Ушинин, С.В. Разработка и применение усовершенствованных конструкций сотовых уплотнений в проточных частях паровых турбин большой мощности: Автореф. дисс. канд. техн. наук: 05.14.14 / Сергей Владимирович Ушинин. – Санкт Петербург: НПО ЦКТИ. – 2011. – 24с.
- [3] Неуймин, В.М. Уплотнения проточной части паровых турбин (обзор). / В.М. Неуймин// Теплоэнергетика. – 2018. – №3. – с. 3-14.
- [4] Chupp, R.E. Sealing in Turbomachinery. /R.E Chupp, R.C. Hendricks, S.B. Lattime, B.M. Steinetz// Journal of Propulsion and Power. – Vol.22(2). – 2006. – p. 313-349.
- [5] Основы конструирования: справочно-методическое пособие: в 2-х кн. Кн. 1. / [Под ред. П. Н. Учаева]. — Изд. 3-е, испр. — М.: Машиностроение, 1988. — 560 с.
- [6] Речкоблит, А.Я. Исследование влияния размера сотовых ячеек на эффективность уплотнительных устройств с различными вращающимися элементами. /А.Я. Речкоблит, О.В. Авдеенко// Труды ЦИАМ №1156. –1985. – 11с.
- [7] Салихов, А.А. Применение сотовых уплотнений на турбинах. / А.А, Салихов, М.П. Юшка, С.В. Ушинин, А.Ф. Ивах, А.А. Салихов// Электрические станции. – 2005. – №6. – с. 22-26.
- [8] Буглаев, В.Т. Сотовые уплотнения в турбомашинах: монография. /В.Т. Буглаев, В.Т. Перевезенцев, С.В. Перевезенцев, Д.В. Даниленко, А.Л. Карташов, А.А. Климцов. – 2-е изд., перераб. и доп., Брянск: БГПУ, 2006. – 192 с.
- [9] Ushinin S. V. Experience with the introduction of honeycomb seals in steam turbines // Power Technol. Eng. 2009. Vol. 43, № 6. P. 382–388.

- [10] Zheng, X. Chapter: 14 Introduction of new sealing technologies for steam turbines in book *Advances in Steam Turbines for Modern Power Plants*. /X. Zheng. – Elsevier Ltd. – 2017. – p. 307-320.
- [11] Raymond E. Chupp, Robert C. Hendicks. *Sealing in Turbomachinery* // NASA/Technical Memorandum-2006-214341.
- [12] Л. Л. Каминская, Э. В. Кондратюк, С. Д. Зиличихис, М. А. Гребенников, Ю. В. Рублевский, С. И. Хижняк Элементы технологии изготовления щеточного уплотнения ГТД и его экспериментальные исследования в статическом положении *Вестник двигателестроения* № 1/2008. 71–74.
- [13] Полегаев В. Н., Гейкин В. А., Способ изготовления щеточных уплотнений ГТД // Патент RU 2076 256 С1.
- [14] Горелов Г. М., Резник В. Е., Цибизов В. И. Экспериментальное исследование расходных характеристик щеточного уплотнения и сравнение с лабиринтным уплотнением // *Известия Вузов. Авиационная техника*. — 1988. — Т. 31, № 4. — С. 43—46.
- [15] Ferguson J. G. *Brushes as high performance gas turbine seals* // ASME Gas Turbine and Aeroengine Congress and Exposition. — Amsterdam, The Netherlands, 1988. — 88-GT-182.
- [16] Kutz, M. *Mechanical engineers handbook. Volume 1: Materials and engineering mechanics*. /M. Kutz. – Hoboken, New Jersey: John Wiley & Sons Inc. – 2015. – 1025 p.
- [17] Steinetz, B.M. Aircraft engine seals. *Tribol for Aerospace*. Chapter 9. / B.M. Steinetz, R.C. Hendricks. – STLE Special Publication SP-37. – 1997. 130 p.
- [18] Л. Л. Каминская, Э. В. Кондратюк, С. Д. Зиличихис, М. А. Гребенников, Ю. В. Рублевский, С. И. Хижняк Элементы технологии изготовления щеточного уплотнения ГТД и его экспериментальные исследования в статическом положении // *Вестник двигателестроения* № 1/2008. Р. 71–74.
- [19] *Brush seals: World class sealing technology* / MTU Aero Engines. 11 p. URL:https://www.mtu.de/fileadmin/EN/7_News_Media/2_Media/Brochures/Technology/Brush_seals.pdf (accessed 03.02.2021).

- [20] Cross Manufacturing Company. Brochures & data sheets// Precision sealing solutions: site. Section “Quality & documentation”. URL: <https://www.crossmanufacturing.com/documentation/brochures-data-sheets/>.
- [21] Аслан-заде Ф.Э. Эволюция керамических щеточных уплотнений на больших промышленных газотурбинных двигателях / Аслан-заде Ф.Э. Мамедов В.А. // Теоритическая иприкладная механика. – 2010. -№ 4 (20), Баку – С. 103 – 114.
- [22] Зрелов, В.В. Технология щеточных уплотнений / В. В. Зрелов, К. П. Крашенников // Совершенствование технологии изготовления деталей в авиастроении. 1996. С. 65–74
- [23] Bridges, S.A. Patent GB 2001400, F16J 15/54, publ. 1977. Brush seal winding / S. A. Bridges.
- [24] Horst, V. Patent US 4730876, F16J 15/32, publ. 1987. Method and apparatus for manufacturing brush seals / V. Horst [et al].
- [25] В.Л. Юрьев, С.В. Старочкина, И.А. Афанасьева, Б.Ф. Усманов, Р.Р. Калимуллин // Особенности обработки упругих элементов щеточных уплотнений // Наука-производству: Ежегодный научно-технический сборник. Том выпуск 6. под общей редакцией В.Л. Юрьева. Уфа, 2011 г. С. 79-86.
- [26] Копурдратюк Э.В, Зиличихис С.Д, Гребенников М.А, Каминская Л.А. Проблемы формирования внутреннегодиаметра уплотнительного элемента щеточного уплотнения ГТД. // Вестник двигателестроения - 2009. №2 С. 68-71.
- [27] Haynes International I. Haynes 25 alloy. — URL: <http://www.haynesintl.com/pdf/h3057.pdf>.
- [28] Derby J., England R. Tribopair evaluation of brush seal applications // 28th AIAA/SAE/ASME/ASEE Joint Propulsion Conference. — Nashville, TN, USA, 1992. — AIAA-92-3715.
- [29] Handbook of rotordynamics / ed. by F. F. Ehrich. — New York: McGraw-Hill, 1992.

- [30] Some metallographic results for brush bristles and brush segments of a shroud ring brush seal tested in a T 700 engine / R. C. Hendricks [et al.] // *Seals Flow Code Development*. — Cleveland, OH, USA, 1993. — Pp. 325–366. — N95-13583.
- [31] Л. Л. Каминская, Э. В. Кондратюк, С. Д. Зиличихис, М. А. Гребенников, Ю. В. Рублевский, С. И. Хижняк Элементы технологии изготовления щеточного уплотнения ГТД и его экспериментальные исследования в статическом положении Вестник двигателестроения № 1/2008. 71–74.
- [32] М.Е. Дриц, А.М. Дриц, П.Б. Будберг, Н.Т. Кузнецов, Свойства элементов в двух книгах. Книга 2. Москва изд. Дом «Руда и металлы», 2003 – 456 стр.
- [33] Суперсплавы II: Жаропрочные материалы для аэрокосмических и промышленных энергоустановок / Под ред. Симса Т.Ч. Столоффа Н.С., Хагеля У.К.: Пер. с англ. В 2-х книгах. Ки. 1 / Под ред. Шаланина Р.Е. – М.: МеталлургияЮ, 1995. – 384 с.
- [34] Yuduo Z., Zhigang Y., Chi Z., Hao L. Effect of Rhenium Addition on Isothermal Oxidation Behavior of Tribaloy T-800 Alloy. *Chin. J. Aeronaut.* 2010;23:370–376. doi: 10.1016/S1000-9361(09)60229-6.
- [35] Lin W.C., Chen C. Characteristics of thin surface layers of cobalt-based alloys deposited by laser cladding. *Surf. Coat. Tech.* 2006;200:4557–4563. doi: 10.1016/j.surfcoat.2005.03.033.
- [36] Navas C., Cadenas M., Cuetos J.M., de Damborenea J. Microstructure and sliding wear behaviour of Tribaloy T-800 coatings deposited by laser cladding. *Wear.* 2006;260:838–846. doi: 10.1016/j.wear.2005.04.020.
- [37] Hoplins S.W., “in Thermal Fatigue of Materials and Components,” D.A. Spera and D.F. Mowbray (eds.), ASTM STP 612, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, PA, 1976, p 157.
- [38] Химушин Ф.Ф. Жаропрочные стали и сплавы. Изд-во «Металлургия», 2-е изд. 1969, 752 с.
- [39] Химушин Ф.Ф. Нержавеющие, кислотоупорные и жароупорные стали, Металлургия, 2-е изд., 1946, 512 с.

- [40] Herchenreoder R.B. "Haynes Alloy No. 188 Aging Characteristics," International Symposium on Structural Stability in Superalloys, Seven Springs, PA, September 1968, p. 110-112.
- [41] Туманов В.И. Свойства сплавов системы карбид вольфрама – карбид титана – карбид тантала – карбид ниобия – кобальт. М., «Металлургия», 1973. 184 с.
- [42] Симс, Ч. Т. Суперсплавы II: Жаропрочные материалы для аэрокосмических и промышленных энергоустановок / Под ред. Симса Ч. Т., Столоффа Н. С., Хагеля У. К.: Пер. с англ. В 2-х книгах. Кн. 1 / Под ред. Шалина Р. Е. – М. : Metallurgiya, 1995. – 384 с.
- [43] Wear solutions catalogs [Электронный ресурс] // Kennametal inc. – URL: <https://www.kennametal.com/us/en/resources/catalogs-literature/wear-solutions-literature/more-wear-solutions-catalogs.html>.
- [44] Диаграммы состояния двойных металлических систем ред. Лякишева Н.П. Машиностроение, 1996-2000 г.
- [45] Корнилов И.И. Физико-химические основы жаропрочных сплавов. Изд-во АН СССР, 1961, 631 с.
- [46] Захаров М.В., Захаров А.М. Жаропрочные сплавы. Изд-во «Металлургия», 1972, 384 с.
- [47] J.R. Davis Nickel, Cobalt, And Their Alloys// ASM Specialty Handbook. 2000/ P. 356-358 p.
- [48] Бунтушкин В.П. Исследование и разработка жаростойкого интерметаллидного сплава и покрытий для теплонагруженных деталей авиационных газовых турбин: автореф. дис. канд. техн. наук. 1976. Москва. С. 26.
- [49] ME Engine General Description. MAN B&W. Company Presentation, 2004. - 229 p.
- [50] Худяков С.А. Технологические методы восстановления и повышения износостойкости деталей машин: учеб. Пособие. С.А. Худяков, Л.Б. Леонтьев. Новороссийск: РИО ГМУ им. адм. Ф.Ф. Ушакова, 2018. 176 с.

- [51] Г.И. Пейчев, В.К. Замковой, Н.В. Андрейченко, Сравнительные характеристики износостойких сплавов для упрочнения бандажных полок рабочих лопаток // *Авиационно-космическая техника и технологии*, 2010, № 9 (76), с 102 – 105.
- [52] Фарафонов Д.П., Базылева О.А., Рогалев А.М. (2016) Сплавы для упрочнения бандажных полок рабочих лопаток ГТД. *Труды ВИАМ*, 9 (45), 53–60.
- [53] Фарафонов Д.П., Деговец М.Л., Рогалев А.М. Исследование экспериментальных композиций износостойких сплавов на основе кобальта для ремонта и упрочнения рабочих лопаток турбин высокого давления методом лазерной наплавки // *Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн.* 2017. №8. Ст. 5. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения 15.07. 2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2017-0-8-5-5.
- [54] А.Г. Евгенов, С.В. Шуртаков, И.Р. Чуманов, Н.Е. Лещев Новый износостойкий сплав на кобальтовой основе: влияние кремния и углерода на структуру и триботехнические характеристики. Часть 1 // *Авиационные материалы и технологии* № 4 (65) 2021. С. 59 – 69.
- [55] Корсмик Р.С., Туричин Г.А., Климова-Корсмик О.Г., Земляков Е.В., Бабкин К.Д. Лазерная порошковая восстановительная наплавка лопаток газотурбинного двигателя // *Вестник Самарского университета. Аэрокосмическая техника, технологии и машиностроение* 2016. Т.15. № 3. С. 60-69. DOI: 10.18287/2541-7533-2016-15-3-60-69.
- [56] Dahmen M., Gobel M. Mechanical properties and fracture behavior of LMD produced 2.4682 and wrought 2.4630 dissimilar welds // *Physics Procedia*. 2016. #83. P.426-436.
- [57] Song B., Hussian T., Voisey K.T. Laser cladding of Ni50Cr: A parametric and dilution study // *Physics Procedia*. 2016. #83. P.706-715.
- [58] Nickel, cobalt and their alloys: ASM specialty handbook/ edited by J.R.Davis. - USA: ASM International, 2000. - 422 p.

- [59] Пат. 2164959 РФ, МПК C22C19/05. Жаропрочный сплав на основе кобальта и изделие, выполненное из этого сплава / Латышев В.Б.; Моисеев С.А.; Каблов Е.Н.; Государственное предприятие "Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов". - № 99117973/02; заявл. 09.08.1999; опубл. 10.04.2001.
- [60]. Seet H.L., Lil X.P., Lee K.S., Liu L.Q. // J. Mater. Process. Technol/ 2007. Vol. 192 – 193. P. 350.
- [61]. Перепелкин К.Е. Армирующие волокна и волокнистые полимерные композиты. М.: Изд-во Научные основы и технологии, 2009. 658 с.
- [62]. Михайлин Ю.А. Специальные полимерные композиционные материалы М.: Изд-во Научные основы и технологии, 2009. 660 с.
- [63]. Radionov A.A., Radionova L.V. [The energy approach to the study of the effect of countertension on the process of drawing]. Proceedings of Universities. Ferrous Metallurgy, 2008, no. 5, pp. 19–22. (in Russ.)
- [64]. Сигэми М., Мияги С. Волокна из нержавеющей стали и их применение. / Ками нарупу ги дзютцу таймусу, 1985 г., т. 28, № 5, с. 37-41.
- [65]. В.А. Харитонов, М.Ю. Усанов. Оценка эффективности способов волочения с кручением при изготовлении углеродистой проволоки с УМЗ-структурой. Письма о материалах. 2016. Т.6. №2. С.116-121.
- [66] Митин Б.С., Васильев В.А., Порошковая металлургия аморфных и микрокристаллических материалов – М. : Металлургия. 1992. 128с.
- [67] Томото Гото, Механические свойства и текстура металлических волокон, полученных методом прядения нити из расплава. / Нихон киндзоку гаккай найхо, 1981г., т. 20 № , с. 176-178.
- [68] Бвдинтер Е.Я. Литой микропровод и его свойства. Кишинев: Штиница. 1973. 318с.
- [69] Шпирнов В.А. Тонкие нити – М.: Московский рабочий, 1980. – 152 с.
- [71] Liu J/ et al – Materials ASciens and Eng. 98 (1988), p.21 – 24.
- [72] А.И. Мохин, Б.С. Митин, В.А. Васильев, А.В. Ревякин, Аморфные сплавы – М.; Металлургия, 1984. – 160с.

- [73] Winblatt P., Gjostein N.A. Surf. Sci. 1968. V.12 p.109.
- [74] Заявка Японии № JP 5075803 В4 МКИ В 22 F 9/10 Изобретения стран мира Вып. 016 № 05/96, с. 14.
- [75] Митин Б.С., Васильев В.А. Успехи в разработке аморфных порошковых материалов. /В кн.: Проблемы порошковой металлургии. Л.: Наука, 1982, с. 59-62.
- [76] Салли И.В., Кристаллизация при сверхбольших скоростях охлаждения. /Киев: Наука думка, 1972, 136
- [78] Манохин А.И., Митин Б.С., Васильев В.А., Ревякин А.В./ Аморфные сплавы – М.; Металлургия, 1984. – 160с.
- [79] Митин Б.С., В.А. Васильев, Кошкин К.Н., Скуридин А.А. – Цветные металлы, 1983, №3, с. 74 – 76.
- [80] Salehi M., Heshmat H., Walton J.F. High temperature performance evaluation of a compliant foil seal // 2000 NASA Seal/Secondary Air System Workshop: proceedings of a conference held at and sponsored by NASA Glenn Research Center, Cleveland, Ohio, October 25–26, 2000. NASA, Glenn Research Center, October 2001. P. 171–197. NASA/CP–2001-211208/VOL1.
- [81] Larin, V.S.; Torcunov, A.V.; Zhukov, A.; Gonzalez, J.; Vazquez, M.; Panina, L. Preparation and properties of glass-coated microwires. J. Magn. Magn. Mater. 2002, 249, 39–45.
- [82] Sinnecker, E.H.C.P.; Páramo, D.; Larin, V.; Zhukov, A.; Vázquez, M.; Hernando, A.; González, J. Glass coated microwires with enhanced coercivity. J. Magn. Magn. Mater. 1999, 203, 54–56.
- [83] Металлические стекла: Пер. с англ. /Под ред. Дж.Дж. Гилмара и Х.Дж. Лими. - М.: Металлургия, 1984. - 264 с.
- [84] Золотухин И. В. Физические свойства аморфных металлических материалов. - М.: Металлургия, 1986. - 176 с.
- [85] Физико-химические основы создания аморфных металлических сплавов /Ю.К. Ковнеристый, Э.К. Осипов, Е.А. Трофимова. - М.: Наука, 1983. -145 с.

- [86] Серов М. М., Борисов Б. В. Получение металлических волокон и пористых материалов из них методом экстракции висящей капли расплава. // Технология легких сплавов №3 2007, с. 62-65.
- [87] Глезер А.М., Шурыгина Н.А. Аморфно-нанокристаллические сплавы. М.: ФИЗМАТЛИТ, 2013. 450 с.
- [88] Глезер А.М., Пермякова И.Е., Громов В.Е. Механическое поведение аморфных сплавов. Новокузнецк: Изд-во СибГИУ, 2006. 416 с.
- [89] Andrew, K.W., Dyson, D.J., and Keown, S.R. (1971). Metall. Trans. 2, 2443.
- [90] Berry, B.S., and Pichet, W.C. (1975). Phys. Rev. Lett. 34. 1022 – 3301.
- [91] Van der Borst, J. and den Broder, F.J.A. (1977). J. Appl. Phys, 48, 1724 – 1726.
- [92] Горелик С.С., Расторгуев Л.Н., Скаков Ю.А. Рентгенографический и электроннооптический анализ, Металлургия, Москва, 1970 г., 366 стр., УДК: 669.17.539.25/27 (075.8).
- [93] Аналитическая химия полимеров : [сборник статей] : пер. с англ. / под ред. Г. Клайна ; под ред. д-р хим. наук А. П. Крешкова. - Москва : Изд-во иностр. лит., 1963-1966. Т. 1. - 1963. - 592 с. : ил.
- [94] Бецофен С.Я., Ашмарин А.А., Терентьев В.Ф., Грушин И.А., Лебедев М.А. Фазовый состав и остаточные напряжения в поверхностных слоях трипстали ВНС9-Ш. Деформация и разрушение материалов. 2020. №6. С.12-20.
- [95] Derby J., England R. Tribopair evaluation of brush seal applications // 28th AIAA/SAE/ASME/ASEE Joint Propulsion Conference. — Nashville, TN, USA, 1992. — AIAA-92-3715.
- [96] Handbook of rotordynamics / ed. by F. F. Ehrich. — New York : McGraw-Hill, 1992.
- [97] Some metallographic results for brush bristles and brush segments of a shroud ring brush seal tested in a T 700 engine / R. C. Hendricks [et al.] // Seals Flow Code Development. — Cleveland, OH, USA, 1993. — Pp. 325–366. — N95-13583.

- [98] Борисов Б.В. Разработка технологии получения волокон и пористых материалов из жаростойких сплавов методом экстракции висящей капли расплава: дис. ... канд. техн. наук. М.:Моск. авиац.-технол. ин-т, 2011. С. 21–25.
- [99] Фарафонов Д.П., Мигунов В.П., Сараев А.А., Лещев Н.Е. Истираемость и эрозионная стойкость уплотнительных материалов проточной части ГТД // Труды ВИАМ: электрон. науч. - техн. журн. 2018. №8 (68). Ст. 07. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения:17.08.2020). DOI: 10.18577/2307-6046-2018-0-8-70-80.
- [100] Фарафонов Д.П., Деговец М.Л., Серов М.М. Исследование свойств и технологических параметров получения металлических волокон для истираемых уплотнительных материалов авиационных ГТД // Труды ВИАМ: электрон. науч.-техн. журн. 2014. №7. Ст. 02. URL: <http://www.viamworks.ru> (дата обращения: 15.08.2020). DOI: 10.18577/2307-6046-2014-0-7-2-2.
- [101] Smarsly W., Zheng N., Buchheim C.S. et al. Advanced High Temperature Turbine Seals Materials and Designs // Material Science Forum. 2005. Vol. 492–493. P. 21–26. DOI: 10.4028/www.scientific.net/MSF.492-493.21.
- [102] Мозберг Р.К. Материаловедение: учебное пособие / Р.К. Мозберг.— М. : Высш. шк., 1991.— 448 с.
- [103] Металловедение и термическая обработка стали. Справочник. Том 1. Методы испытаний и исследования. под ред. М.Л.Бернштейна и А.Г.Рахштадта , 1983 г., 352 стр.
- [104] Технология получения волокон кристаллических материалов методом экстракции, висящей капли расплава вращающимся диском: автореферат диссертации доктора технических наук: 05.02.01 / Рос. гос. технологич. ун-т. - Москва, 1999. - 36 с.
- [105] Усольцев Е. А. Разработка технологии получения износостойких изделий из литых твердых сплавов на основе кобальта: диссертация на соискание ученой степени кандидата технических наук, Екатеринбург, 2020. — 115 с.

- [106] Исследование и выбор материала для щеточных уплотнений газотурбинных двигателей / В. А. Скачков, Ю. В. Рублевский, В. И. Иванов, С. В. Болюк // Наука Красноярья. – 2012. – Т. 1, № 3. – С. 67-72.
- [107] Суперсплавы: жаропрочные материалы для аэрокосмических и промышленных энергоустановок/Под ред. Ч. Т. Симса, Н. С. Столоффа, У. К. Хагеля: пер. с англ. В 2-х книгах. Кн. 1. - М.: Металлургия, 1995.
- [108] Пугачев, А. О. Применение щеточных уплотнений в конструкциях современных турбомашин / А. О. Пугачев, Ю. А. Равикович // Вестник Московского авиационного института. — 2013. — Т. 20, № 3. — С. 67–75.
- [109] Segmentation effects on brush seal leakage and rotordynamic coefficients / A. O. Pugachev, M. Gaszner, C. Georgakis, P. Cooper // Journal of Engineering for Gas Turbines and Power. — 2016. — Vol. 138, no. 3. — Pp. 032501–9. doi:10.1115/1.4031386.
- [110] Sealinginturbomachinery / [R.E.Chupp, R.C.Hendricks, S. B.Lattime, B.M.Steinetz] // NASA (Glen Research Center, Cleveland, Ohio) /TM (Timken Company, North Canton, Ohio), August 2006.
- [101] Хрущов, М. М. Абразивное изнашивание / М. М. Хрущов, М. А. Бабичев; АН СССР, Гос. науч. – исслед. ин-т машиноведения. – М.: Наука, 1970. – 252 с.
- [112] Шейман, Е. Л. Абразивный износ. Обзор Американской печати / Е. Л. Шейман // Трение и износ. – 2005. – Т.26 №1. – с. 100 – 110.
- [113] Мигунов В.П., Фарафонов Д.П. Исследование основных эксплуатационных свойств нового класса уплотнительных материалов для проточного тракта ГТД // Авиационные материалы и технологии. 2011. №3 (20). С. 15–20.
- [114] Xin Tongzheng, Tang Song, Fan Ji, Cui Luqing, He Binbin, Lin Xin, Tian XiaolinTian, Hou Hua, Zhao Yuhong, Ferry Michael. Phase transformations in an ultralight BCC Mg alloy during anisothermal ageing. Acta Mater 2022;239: 118248.
- [115] Shan Caixia, Chen Zheng, Wang Ruijiang, et al. Design and microstructural development of a new eutectic Fe-Co-Ni-B multi-principal element alloy system.

J Alloys Compd 2022, 897:163205.

ПРИЛОЖЕНИЕ

УТВЕРЖДАЮ

Начальник НИО

М.М. Бакрадзе

« 28 » декабря 2019 г.

АКТ № 635-025-2019

Ввода в эксплуатацию оборудования: «Установка получения металлических волокон ЭВКР-РН» (инв. № 43026300), смонтированного в лаборатории № 635 в помещении № 54 (территория 2, корп. 1, этаж 1).

Комиссия в составе:

М.М. Бакрадзе – председателя комиссии, начальника НИО «Жаропрочные литейные и деформируемые сплавы и стали, защитные покрытия для деталей ГТД»,

членов комиссии:

М.Г. Мина – главного инженера;

С.А. Пономарева – главный механик-энергетик;

В.В. Розумея – главного технолога;

А.Ю. Еремеева – главного метролога;

А.В. Фирсова – начальника отдела № 820;

Р.А. Валеева – начальника лаборатории № 635.

произвела осмотр смонтированного и подключенного к инженерным системам оборудования, рассмотрела следующую документацию:

- руководство по эксплуатации «Установка получения металлических волокон ЭВКР-РН»;

- инструкция по охране труда при работе на установке получения металлических волокон ЭВКР-РН (ИОТ Р 635-30-2019);

- копия технологической планировки ТПЛ 2.1.1.54.635-19;


- протокол проверки эффективности приточно-вытяжной вентиляции № 123457 от 01 октября 2019 г.;

- протокол проверки наличия цепи между заземленными установками и элементами заземленной установки № 136 от «1» октября 2019 г.;

- протокол проверки сопротивления изоляции проводов, кабелей и обмоток электрических машин № 136 от «1» октября 2019 г.;

РЕШЕНИЕ КОМИССИИ:

Оборудование исправно и готово к использованию, соответствует характеристикам, указанным в технической документации, действующим требованиям стандартов ССБТ, нормам и правилам, установлено согласно утверждённой технологической планировке, все необходимые коммуникации подведены, условия для правильной и безопасной эксплуатации оборудования в лаборатории № 635 соблюдены. Оборудование считать введённым в эксплуатацию с «28» декабря 2019 г.

Главный инженер		М.Г. Мин
Главный механик-энергетик		С.А. Пономарев
Главный технолог		В.В. Розумей
Главный метролог		А.Ю. Еремеев
Начальник отдела № 820		А.В. Фирсов
Начальник лаборатории № 635		Р.А. Валеев