

Федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего образования «Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б. Н. Ельцина»

Институт новых материалов и технологий

Кафедра литейного производства и упрочняющих технологий

На правах рукописи

УСОЛЬЦЕВ ЕВГЕНИЙ АЛЕКСЕЕВИЧ

**РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИИ ПОЛУЧЕНИЯ ИЗНОСОСТОЙКИХ
ИЗДЕЛИЙ ИЗ ЛИТЫХ ТВЕРДЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ КОБАЛЬТА**

05.16.04 – Литейное производство

Диссертация

на соискание ученой степени кандидата технических наук

Научный руководитель:

доктор технических наук, профессор,

Фурман Евгений Львович

Екатеринбург – 2020

ОГЛАВЛЕНИЕ

ВВЕДЕНИЕ.....	4
1. СОСТОЯНИЕ ВОПРОСА	9
2. ИССЛЕДОВАНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ ЛИТЫХ КОБАЛЬТОВЫХ СТЕЛЛИТОВ	23
2.1 Влияние модифицирования на микроструктуру сплавов	27
2.2 Влияние скорости охлаждения формы на микроструктуру сплавов.....	28
2.3 Влияние термовременной обработки сплава на его микроструктуру	30
2.4 Влияние фазового состава на микроструктуру сплава	33
2.5 Влияние лазерной термообработки на микроструктуру сплава	51
Выводы	54
3. ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ ЛИТЫХ ЗАГОТОВОК ИЗ КОБАЛЬТОВЫХ СТЕЛЛИТОВ	55
3.1 Износ по закрепленному абразиву	56
3.2 Износ по незакрепленному абразиву	59
3.3 Ударно-абразивный износ.....	63
3.4 Износ металл по металлу.....	66
3.5 Коррозионная стойкость	69
Выводы	71
4. РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИИ ПОЛУЧЕНИЯ ОТЛИВОК КЛАПАННЫХ ПАР ИЗ КОБАЛЬТОВЫХ СТЕЛЛИТОВ.....	73
4.1 Выбор материалов литейной формы.....	74
4.2 Определение основных теплофизических характеристик сплава Мк1.....	77
4.2.1 Определение плотности	78
4.2.2 Определение значения теплопроводности	79

4.2.3 Определение значения теплоемкости	83
4.2.4 Определение жидкотекучести	86
4.3 Разработка конфигурации литейной формы	88
4.4 Испытания деталей на герметичность	96
Выводы	100
ЗАКЛЮЧЕНИЕ	101
СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ.....	104
Приложение А Акт о практическом применении результатов научной работы..	113
Приложение Б Акт испытаний клапанных пар	114
Приложение В Акт о внедрении результатов диссертационной работы	115

ВВЕДЕНИЕ

Актуальность исследования

Одной из основных причин выхода из строя штанговых глубинных насосов (ШГН), применяемых для нефтедобычи, является неисправность клапанной пары, вызванная абразивным и коррозионным износом. Клапанная пара является одним из наиболее ответственных узлов ШГН, поскольку от качества обеспечения ей подачи добываемой пластовой жидкости зависит работоспособность насосной установки в целом. Возникновение негерметичности клапанной пары, приемного или нагнетательного клапанов, приводит к снижению производительности или полному прекращению работы насоса, для восстановления которой необходимо проведение дорогостоящего подземного ремонта.

В настоящее время для добычи лёгкой и средней нефти, к которым относятся марки Siberian Light, Urals и Brent, наиболее востребованы клапанные пары из стеллита. Стеллиты представляют собой группу сплавов на основе хрома и кобальта, состоящие из сложных карбидов в матрице сплава. Их получение методами обработки металлов давлением невозможно из-за низкой пластичности, поэтому одним из основных используемых способов является порошковая металлургия. Несмотря на высокие эксплуатационные характеристики получаемых изделий, этот метод не избавлен от определенных недостатков, к которым относятся:

- Повышенный износ поверхности из-за наличия остаточной пористости, т.к. поры служат концентраторами напряжений и местами зарождения трещин. В процессе работы в порах может застревать абразивный материал, что приводит к увеличению степени износа поверхности контртела. Кроме того, наличие пор снижает коррозионную стойкость за счет увеличения площади взаимодействия поверхности с агрессивной средой.
- сложность техпроцесса получения металлических порошков мелких фракций, приводящая к удорожанию общей стоимости изготовления продукции.

В связи с этим **актуальной задачей** является создание способа получения клапанных пар с высокими ударно-абразивными свойствами методом литья, которое лишено озвученных выше недостатков.

Степень разработанности темы исследования

В настоящее время большая часть работ отечественных ученых в области исследования клапанных пар посвящена сравнительной оценке стойкости стеллитовых клапанных пар различных производителей, полученных методом порошковой металлургии. Работы зарубежных исследователей главным образом затрагивают вопросы изучения свойств стеллитов с различным содержанием легирующих элементов безотносительно области их применения.

В данной диссертационной работе решена задача создания литейных сплавов на основе кобальтовых стеллитов для отливок шаров и седел клапанных пар, не уступающих по абразивной и коррозионной стойкости изделиям, полученным методом порошковой металлургии.

Цель работы

На основании результатов теоретического и экспериментального исследования условий работы клапанных пар ШГН создать литейные сплавы для получения шара и седла клапанной пары, отличающиеся повышенной износостойкостью и коррозионной стойкостью.

В ходе исследования основное внимание было уделено решению **следующих задач:**

1. Разработать литейные сплавы для клапанных пар ШГН, превосходящие по эксплуатационным свойствам используемые в промышленности порошковые стеллиты.
2. Изучить влияние содержания легирующих элементов и технологических параметров литья на структуру и эксплуатационные свойства деталей клапанных пар.
3. Разработать технологию изготовления заготовок клапанных пар методом литья.

Научная новизна

1. Определены значения вязкости разработанных литейных сплавов Mk1s и Mk1b в диапазоне температур от 1280°C до 1700°C, установлена температура гомогенизации, позволяющая снизить размер карбидов и интерметаллидов в литых кобальтовых стеллитах на 20%.
2. Установлена качественная зависимость износостойкости сплавов на основе кобальтовых стеллитов от размера и формы карбидов, а не от общей твердости сплава. Обнаружено, что наибольший износ при ударно-абразивном изнашивании наблюдается за счет разрушения и выкрашивания интерметаллидных фаз, несмотря на их высокую твердость.
3. Определены основные теплофизические свойства сплавов Mk1s и Mk1b, необходимые для осуществления компьютерного моделирования процессов заливки и затвердевания. Получены значения плотности в диапазоне температур 20-1400°C, теплопроводности в диапазоне температур 20-1450°C, а также уравнения линейной температурной зависимости теплоемкости при температуре до 1150°C и в диапазоне 1150-1400°C.

Теоретическая и практическая значимость работы

Показана невозможность использования для получения литых заготовок клапанных пар ШГН сплава Stellite 20, применяемого в порошковой металлургии. Определены составы литейных сплавов для отливок шаров и седел клапанных пар ШГН с преобладающим карбидным упрочнением и низким содержанием интерметаллидов, обеспечивающие максимальную износостойкость при работе в условиях высокого абразивного и коррозионного износа.

Разработана технология получения заготовок клапанных пар различных типоразмеров из кобальтовых стеллитов методом литья по выплавляемым моделям, обеспечивающая получение продукции соответствующей требованиям нормативной документации.

Методы исследования:

Для решения поставленных задач использовались современные методы исследования, в частности метод сканирующей электронной микроскопии (СЭМ) с помощью микроскопа JSM-6490 LV, рентгеноструктурный анализ на дифрактометре Bruker D8 Advance, метод расчета фазовых диаграмм CALPHAD (CALculation of PHase Diagrams), определение химического состава на искровом спектрометре SPECTROMAXx. Обработка цифровых изображений производилась с помощью программного обеспечения JMicroVision. Для изучения износостойкости применялись установка типа Бриннеля-Хауорта и испытательная машина СМЦ-2. Для изучения теплофизических свойств применялись стандартизированная методика гидростатического взвешивания, метод дроп-калориметрии, метод стационарного теплового потока, измерение жидкотекучести методом вакуумного всасывания. Моделирование процесса заливки и затвердевания проводилось в программном пакете LVMFlow.

Положения, выносимые на защиту

1. Химический состав и теплофизические свойства разработанных литейных сплавов на основе кобальта Mk1s и Mk1b.
2. Влияние термовременной обработки на структуру кобальтовых стеллитов.
3. Особенности технологии получения заготовок клапанных пар.

Степень достоверности и апробация результатов

Основные результаты работы докладывались на следующих конференциях и съездах: на XIV-м Международном съезде литейщиков (Казань, 2019), на XVI-ой Международной научно-технической конференции «Быстрозакаленные материалы и покрытия» (Москва, 2019).

Отработка технологии изготовления литых заготовок производилась в литейном цехе предприятия ООО «Литейное производство УБМ». Клапанные пары прошли промышленные испытания в ООО «РУСЭЛКОМ» и ООО ПКФ «АНТЕЙ».

Публикации

По материалам диссертации опубликовано 6 печатных работ, 3 из них опубликованы в рецензируемых изданиях рекомендованных ВАК РФ, 1 статья вошла в международную БД Scopus.

1. СОСТОЯНИЕ ВОПРОСА

В настоящее время нефтедобыча в основном осуществляется с помощью центробежных и штанговых насосов. В России фонд нефтяных скважин распределён примерно следующим образом: 60% это установки с электроприводным центробежным насосом (ЭЦН), на долю штанговых насосов (ШГН) приходится до 37%, на 2% скважин применяется фонтанная эксплуатация, газлифт практически не применяется. Центробежные насосы хорошо зарекомендовали себя при работе в высокодебитных скважинах. Но так как на текущий момент процент высокодебитных скважин снижается, то актуальным становится применение штанговых насосов, хорошо работающих в средне и малодебитных скважинах (менее 30 м³/сут) [1]. Распределение малодебитного фонда скважин в РФ представлено на рисунке 1.

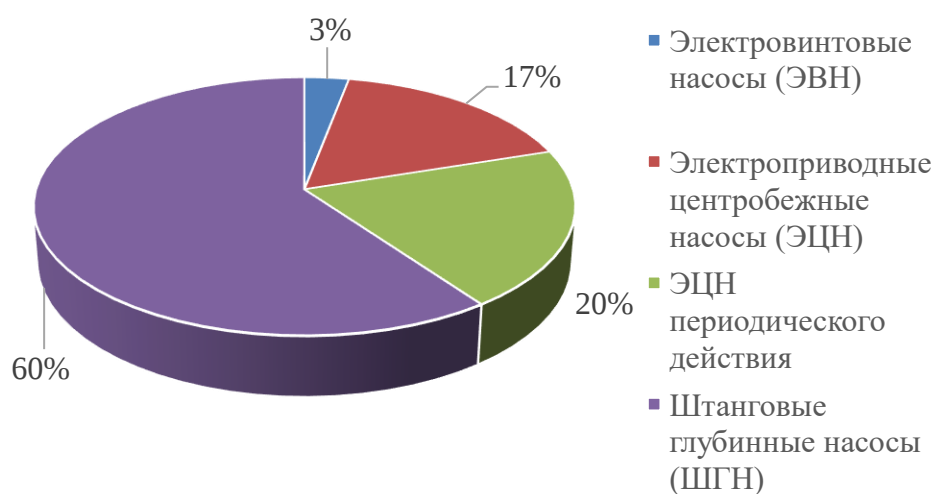


Рисунок 1. Распределение малодебитного фонда скважин в РФ

Как видно из диаграммы, преобладающим способом добычи нефти на малодебитных скважинах является применение установок штанговых глубинных насосов. Наиболее развита эксплуатация ШГН в США, где в настоящий момент действует до 350 тысяч таких установок. Столь широкое распространение обусловлено следующими факторами:

- простота конструкции, возможность обслуживания и регулировки в промысловых условиях;
- малое влияние на работу ШГН физико-химических свойств откачиваемой пластовой жидкости (смесь нефти, попутной воды и нефтяного газа);
- высокий КПД;
- возможность эксплуатации скважин малых диаметров.

В ШГН используется несколько видов клапанов, однако в большинстве случаев применяется шариковый клапан, так как он имеет простую конструкцию и хорошо себя зарекомендовал в плане надежности. Одним из основным требований к клапанной паре является обеспечение герметичности узла. Конструктивное исполнение двух вариантов клапанной пары - с цилиндрическим седлом (К) и цилиндрическим седлом с буртом (КБ) представлено на рисунке 2 [2].

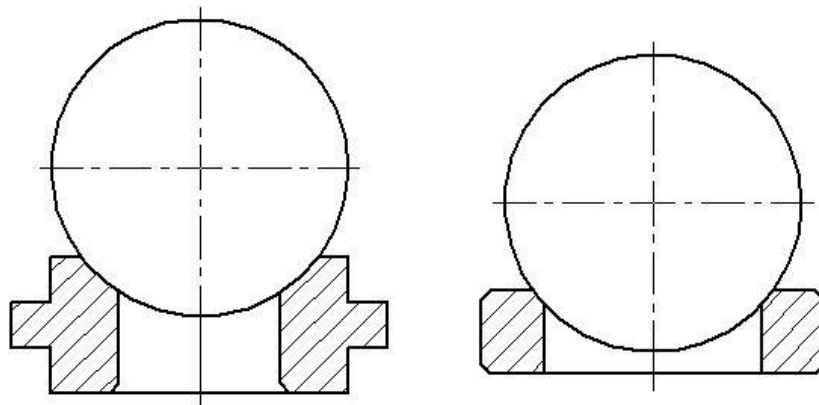


Рисунок 2. Схематичное изображение узла клапанной пары КБ (слева) и К (справа)

Принципиальная схема работы клапанной пары в ШГН изображена на рисунке 3.

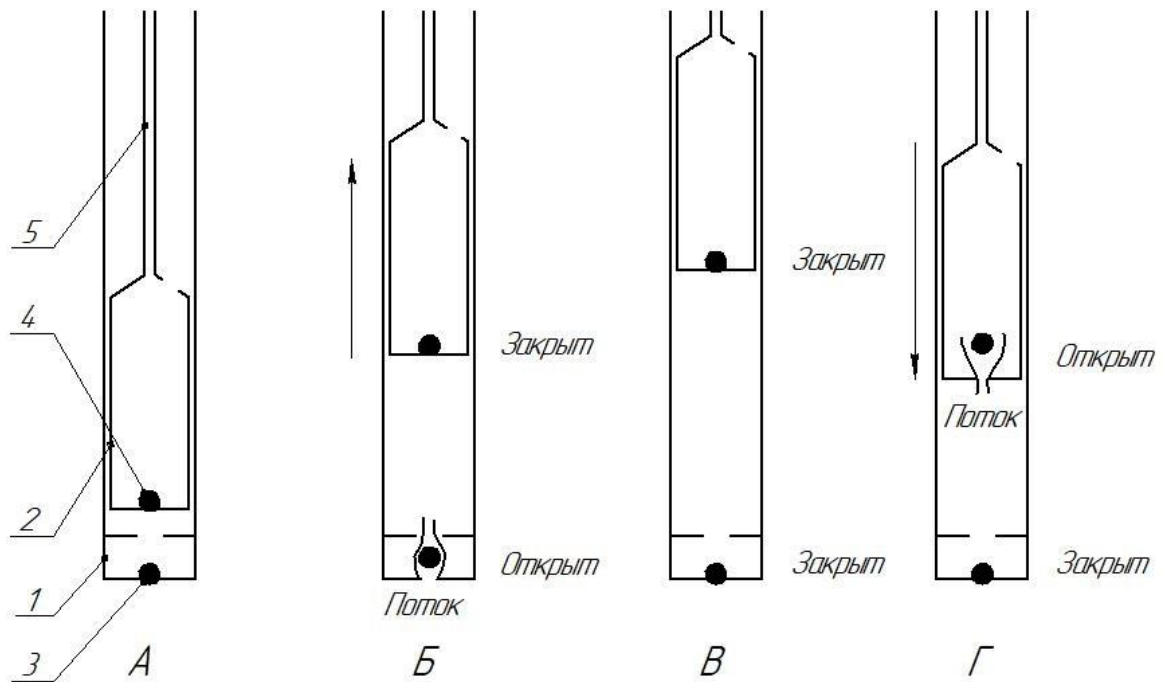


Рисунок 3. Принципиальная схема работы ШГН

1-цилиндрический корпус, 2-плунжер, 3-всасывающий клапан,
4-нагнетательный клапан, 5-насосная штанга

В нижней точке рабочего хода оба клапана находятся в закрытом положении (рисунок 3А). При ходе плунжера вверх (рисунок 3Б) нагнетательный клапан закрыт давлением жидкости, находящейся над плунжером, и столб жидкости в колонне насосно-компрессорных труб движется вверх — происходит откачивание жидкости. В это время всасывающий клапан открывается, и жидкость заполняет объем цилиндра насоса под плунжером. В верхней точке рабочего хода (рисунок 3В) всасывающий клапан под действием давления столба откачиваемой жидкости закрывается. При ходе плунжера вниз (рисунок 3Г) нагнетательный клапан открывается и жидкость перетекает в надплунжерное пространство цилиндра.

На рисунке 4 представлена фотография клапанного узла ШГН в разрезе. С обеих сторон от ограничителя хода шара отчетливо видны каналы для перетекания откачиваемой жидкости в камеру цилиндра.



Рисунок 4. Место установки клапанной пары

Основными причинами отказов ШГН являются:

- обрывы (отвороты) колонны насосных штанг;
- промывы (коррозия, разрушение) клапанных пар;
- негерметичность насосно-компрессорных труб.

По статистике, на неисправность клапанной пары приходится до четверти всех отказов насосных установок [1]. Клапана в установке подвергаются одновременно абразивному, коррозионному и гидроэрозионному износу. В клапане скапливаются выносимые из пласта песок, парафин, смолы, соли и т.д. Сочетание работы в условиях агрессивной среды и ударно-абразивного износа вызывает повреждение поверхности клапанной пары и потерю герметичности узла, что это приводит к необходимости подъема насоса для замены или ревизии клапанных узлов. Стоимость спускоподъемных операций на порядок превышает

стоимость насоса и к этому еще необходимо добавить стоимость простоев. На рисунке 5 представлена поверхность отработанного стеллитового шара.



Рисунок 5. Изношенный стеллитовый шар клапанной пары

Наличие в добываемой жидкости кварцевого песка является одним из серьезных факторов, осложняющих работу ШГН. Несмотря на применяемые для борьбы с ним меры, например установку сепараторов и десендеров, полностью защитить рабочие узлы насоса от абразивного воздействия не удастся, что показывает наличие частиц кварца в добытой пластовой жидкости [3].

В зависимости от глубины залегания, плотности и состава нефти детали клапанов изготавливают из различных материалов. Правильный выбор материала имеет определяющее значение, потому что это напрямую влияет на срок службы насоса.

В зависимости от плотности выделяются несколько классов сырой нефти:

- суперлёгкая — до 0,78 г/см³ - superlight — до 50 в градусах API;
- сверхлёгкая — 0,78-0,82 г/см³ - extralight — 41,1-50 в градусах API;
- лёгкая — 0,82-0,87 г/см³ - light — 31,1-41,1 в градусах API (Urals – 32 град, Siberian light – 35-36 град., Brent – 38 град.);
- средняя — 0,87-0,92 г/см³ - medium — 22,3-31,1 в градусах API;
- тяжёлая — 0,92-1 г/см³ - heavy — 10-22,3 в градусах API;
- сверхтяжёлая — более 1 г/см³ - extraheavy — до 10 в градусах API - битум.

В таблице 1 приведены данные по глубинам залегания, плотности и содержанию примесей на крупнейших месторождениях РФ.

Таблица 1. Основные параметры нефти крупнейших месторождений РФ [4]

Месторождение	Глубина залегания, км	Плотность нефти, г/см ³	Содержание примесей и газов
Самотлорское	1,6-2,4	0,85	Содержание серы 0,68-0,86 %
Приобское	2,3-2,6	0,863-0,868	Содержание серы 1,2-1,3% умеренное содержание парафинов (2,4-2,5 %)
Лянторское	2,0	0,853-0,857	Содержание серы 0,86-11,3%, парафина 2,15-2,95%. Состав газа (%): CH ₄ - 82,13-91,98; C ₂ H ₆ + высшие - 7,2-16,4; CO ₂ - 0,32-0,79
Федоровское	1,9 - 3,1	0,835- 0,872	Содержание серы - 1,1-1,9 %, парафина - 2,0-3,5, смол - 6,6-11,4 %. Содержание асфальтенов 1,1-3,7 %
Мамонтовское	1,9-2,5	0,871-0,885	Содержание серы 1,2-1,5 %, парафина 2,9-3,8%, смол - 7,6-9,1, асфальтенов - 2,2-3,1 %
Арланское	0,8-1,3	0,88-0,89	Содержание серы 2,4 - 3,6 %
Ванкорское	1,6	0,85-0,902	Содержание серы 0,1-0,2%, содержание парафина 0,9%
Русское	0,81 –0,96	0,939-0,942	Содержание серы до 0,3 %, парафина 0,7-1,2 %; смол 10,0-12,0 %; асфальтенов 0,5-1,0 %; Газ содержит CH ₄ 99,2 %;

			C ₂ H ₆ + высшие 0,2 %; N ₂ - 0,4 %; CO ₂ - 0,2%
Туймазинское	1-1,7	0,89	Содержание серы 2,7-3,0%

Выбор материала клапанной пары основывается на надлежащем рассмотрении следующих факторов [5]:

- Коррозионная стойкость;
- Стойкость к абразивному износу;
- Удельный вес материала;
- Вязкость добываемой нефти;
- Совместимость материалов седла и шара;
- Стоимость.

Используемые на текущий момент материалы приведены в таблице 2 [2].

Таблица 2. Материалы деталей клапанной пары

Материал шара	Материал седла
Нержавеющая закалённая сталь	Нержавеющая закалённая сталь
Нержавеющая закалённая сталь	Спеченный порошок нержавеющей стали
Нержавеющая закалённая сталь	Твердый сплав (карбид вольфрама)
Нержавеющая закалённая сталь	Нержавеющая закалённая сталь с кольцом из твердого сплава (карбид вольфрама)
Твердый сплав (карбид вольфрама)	Твердый сплав (карбид вольфрама)
Стеллит	Стеллит

Нержавеющие стали не пригодны к применению в абразивной среде, хотя обладают высокой коррозионной стойкостью. Сплавы на основе кобальта (стеллиты) обладают высокой коррозионной стойкостью и сопротивлением абразивному износу. Они применяются для изготовления шаров и седел клапанов и в качестве покрытий для поверхностей, подверженных высокой степени износа.

Карбид вольфрама хорошо противостоит коррозии и абразивному износу и также используется для изготовления шаров и седел [6].

Клапанные пары из карбида вольфрама (ТС), получаемые методами порошковой металлургии, предназначены для использования в насосах при добыче тяжелой, вязкой нефти и при большом газовом факторе из-за высокого удельного веса ($14,6 \text{ г/см}^3$ против $7,8 \text{ г/см}^3$ у нержавеющей стали). Однако их использование невозможно в скважинах с содержанием H_2S , наличие которой характерно для нефти марки Urals, по причине активного взаимодействия вольфрама с серой. В то же время стеллитовые клапана (ST) обеспечивают комбинацию стойкости к механическому износу, агрессивным средам и сероводородной коррозии, но обладают значительно меньшим удельным весом, по сравнению с карбидом вольфрама ($8,8 \text{ г/см}^3$). В таблице 3 приведены рекомендации по подбору материала клапанной пары.

Таблица 3. Рекомендации по подбору материала клапанной пары ШГН [7]

Скважинные условия	Материал		
	Нержавеющая сталь (SS)	Стеллит (ST)	Карбид вольфрама (ТС)
H_2S	С	В	Х
CO_2	С	А	С
Среднее содержание газа	Х	В	В
Среднее содержание песка, средняя коррозия	Х	С	В
Высокое содержание песка, сильная коррозия	Х	С	В
Высокое содержание песка	С	В	В
Соленая вода	В	В	А
Нормальная и вертикальная скважина	С	В	В

Искривленная скважина	С	В	А
Низкий уровень нефти	В	В	С

Прим.: Х – неудовлетворительная стойкость, С – удовлетворительная стойкость, В – хорошая стойкость, А – отличная стойкость.

Исходя из данных в таблице 1 можно сделать вывод, что на крупнейших месторождениях России преобладает легкая и средняя нефть. По содержанию серы они преимущественно относятся к классу сернистых (0,61-1,81%) и высокосернистых (1,81-3,5 %) [8]. В этом случае наиболее подходящим материалом для изготовления клапанной пары является стеллит, т.к. для легкой и средней нефти не требуется материал с высоким удельным весом, а для работы в сернистой среде требуется высокая коррозионная стойкость, которой не обладают нержавеющая сталь и карбид вольфрама.

Кобальтовые сплавы известны в нескольких композициях: Co-Cr-Mo, Co-Cr-Ni, Co-Cr-W и многокомпонентные кобальтовые сплавы с легирующими элементами, придающими им высокую износостойкость [9]. Компанией Deloro Stellite, одним из ведущих производителей деталей из стеллитов в мире, разработан ряд порошковых и литейных сплавов на основе кобальта для различных условий применения [10]. Выбор подходящего состава сплава для определенных целей требует знания физико-химических и механических свойств этого сплава. Свойства кобальтовых сплавов зависят от их микроструктуры, которую можно разделить на три характерных типа: тип 1 – карбидные, тип 2 – интерметаллические и тип 3 – твердые растворы. Основной тип кобальтовых сплавов – тип 1 (таблица 4). В микроструктуре таких сплавов присутствуют богатые хромом карбидные частицы, способствующие износостойкости, а вольфрам главным образом служит для твердорастворного упрочнения кобальтовой матрицы. В сплавах второго типа (таблица 5) для упрочнения используются интерметаллические структуры, устойчивые к высокой температуре [11]. Сплавы третьего типа (таблица 6) похожи на сплавы первого, но имеют

меньшее содержание карбидов. Повышение концентрации твердого раствора увеличивает прочность таких сплавов. Кроме того, они проявляют хорошие характеристики деформационного упрочнения и очень высокую коррозионную стойкость [12].

Таблица 4. Кобальтовые сплавы первого типа [10]

Сплавы Stellite	Номинальный состав, масс. %	Твердость, HRC
6	29Cr-4.5W-1.2C	42
6B	30Cr-4.5W-1.2C	37
12	29Cr-8.5W-1.5C	45
1	33Cr-13.5W-2.4C	48
3	31Cr-13W-2.3C	51
20	33Cr-16W-2.45C	56
F	27Cr-22Ni-27Cr-1.8C	42
190	27Cr-14W-3.2C	55
694	28Cr-20W-5Ni-1V-0.9C	51
706	29Cr-4.5Mo-1.2C	42
712	29Cr-8.5Mo-1.5C	46
703	32Cr-12Mo-2.4C	54
720	33Cr-18Mo-2.5C-0.3B	60

Таблица 5. Кобальтовые сплавы второго типа [10]

Сплавы Tribaloy	Номинальный состав, масс. %	Твердость, HRC
T-400	28Mo-9Cr-2.6Si-0.04C	55
T-400C	27Mo-14Cr-2.6Si-0.08C	55
T-401	22Mo-17Cr-1.2Si-0.2C	48
T-800	28Mo-17Cr-3.4Si-0.04C	58
T-900	23Mo-17Cr-16Ni-2.7Si-0.04C	54

Таблица 6. Кобальтовые сплавы третьего типа [10]

Сплавы Stellite	Номинальный состав, масс. %	Твердость, HRC
21	28Cr-5Mo-0.25C	28
Ultimet	25Cr-9Ni-5Mo-2W-0.05C	27
31 (X41)	26Cr-11Ni-7.5W-0.5C	42 и 38

Сплавы второго типа отличаются от сплавов «Stellite» первого типа наличием молибдена и отсутствием вольфрама. Такой состав придает им большую коррозионную стойкость благодаря формированию дополнительных богатых молибденом соединений [13]. Все сплавы второго типа являются хрупкими по своей природе из-за наличия крупных хрупких интерметаллических фаз. Для повышения прочности был создан новый «Сплав Т-401», разработанный для уменьшения размера интерметаллических фаз и, таким образом, повышения прочности. Несмотря на то, что увеличение прочности произошло за счет уменьшения твердости, высокотемпературная износостойкость не пострадала.

Сплавы третьего типа обладают меньшей твердостью, чем сплавы первого и второго типов, но значительно более прочные [14]. Сплав «Stellite 21» благодаря его прочности и коррозионной стойкости часто выбирают, когда необходимо препятствовать износу при ударе, который происходит в случае, если на деталь действует только ударное воздействие при небольшом скользящем движении.

Все три типа кобальтовых сплавов используются за рубежом в оборудовании для нефтегазовой промышленности для решения проблем коррозии и износа. Каждый сплав служит для достижения определенных целей и задач в соответствии с условиями эксплуатации.

В России работой над регламентацией химических составов стеллитов и областей для их применения практически не занимались. ГОСТ 21449-75 содержит всего две марки сплавов: ВЗК и ВЗКр, которые применяются в различных отраслях, от деревообрабатывающей промышленности для упрочнения зубьев дисковых, рамных и тарных пил до нефтегазовой промышленности для упрочнения клапанов задвижек высокого давления. К тому же данный стандарт

распространяется только на наплавочные прутки и устанавливает требования их изготовления, испытаний и приёмки. ГОСТ 31835-2012 на насосы скважинные штанговые одним из возможных материалов шара и седла клапанной пары, в зависимости от характера откачиваемой среды, определяет «Стеллит», без указания конкретной марки и требуемых технологических свойств. Подобный универсальный подход не позволяет достичь оптимальных результатов для каждого конкретного случая применения. Пределы варьирования содержания легирующих элементов в этих сплавах обычно составляют несколько процентов, что приводит к тому, что один и тот же сплав фактически обладает различными физико-механическими свойствами.

Большое значение на эксплуатационные свойства изделий оказывает способ их изготовления, т.к. изделия одного и того же химического состава, полученные методамиковки, проката, литья, порошковой металлургии, сварки (наплавки) и аддитивных технологий могут обладать совершенно различными (а иногда и противоположными) механическими и химическими свойствами.

Для получения заготовок клапанных пар в основном применяются следующие способы изготовления:

1. Для клапанов из нержавеющей стали – механическая обработка из прокатной заготовки.
2. Для клапанов из карбида вольфрама и стеллита – порошковая металлургия.

В первом случае процесс изготовления шаров клапанных пар аналогичен процессу изготовления шаров для подшипников. Второй способ изготовления является достаточно затратным и трудоёмким. Технологический процесс производства изделий методом порошковой металлургии состоит из следующих основных операций [15]:

- Получение исходного материала и измельчение его в порошок (наиболее сложная в техническом отношении операция, самая затратная и трудоемкая стадия процесса ПМ) [16,17];

- подготовка порошков к формованию (подбор фракционного состава порошков, смешивание, введение смазки, засыпка порошка в оболочку, дегазация, гранулирование и пр.);
- формовка и послеформовочная доработка изделий (зачистка поверхности, удаление неликвидной части и пр.);
- спекание и дальнейшая обработка спеченного материала (механическая, химическая, химико-термическая и пр.);
- контроль свойств полученного материала.

К достоинствам получения заготовок клапанных пар методом порошковой металлургии можно отнести [18]:

- высокий коэффициент использования металла (готового порошка);
- достаточно высокую точность изделий (малые припуски на механическую обработку);
- уменьшение или полное исключение содержания различных примесей в готовом изделии.

В то же время у данного способа получения заготовок есть существенные недостатки [18-20]:

- Высокая стоимость порошков металлов;
- Высокая стоимость пресс-оснастки;
- Наличие остаточной микропористости изделий.

Последнее, в некоторых случаях, является достоинством, а не недостатком, например при изготовлении самосмазывающихся подшипников, в которых связанные с поверхностью поры деталей пропитывают маслом [18, 21]. В то время как в клапанах ШГН, полученных методом порошковой металлургии, микропористость является большим недостатком, поскольку её наличие приводит к нарушению герметичности соединения шар-седло и снижению эффективности работы насоса. Кроме того, микропоры могут являться, при ударно-абразивном

износе, зародышами трещин и вокруг них может возникнуть повышенный абразивный износ.

В настоящий момент ведущими производителями клапанных пар из порошка карбида вольфрама являются компании Deloro Stellite (Германия), Sandvik Coromant (Швеция), Weatcherford (США / Швейцария), Shanghai Stellite (КНР), ООО ПКФ «Антей» (РФ), ООО «Интеграл» (РФ), «Quinn Pumps» (США), «RGP Group» (Италия), Kennametal (США). Производство клапанов нормируется по Standart API 11 AX.

В связи с высокой сложностью и затратностью получения заготовок клапанных пар методом порошковой металлургии, а также наличием в таких изделиях остаточной микропористости, целью исследования была определена разработка технологии изготовления клапанных пар штанговых глубинных насосов методом литья. Принимая во внимание всё вышесказанное, основными задачами исследования были выделены:

1. Разработать литейные сплавы для клапанных пар ШГН, превосходящие по эксплуатационным свойствам используемые в промышленности порошковые стеллиты.
2. Изучить влияние содержания легирующих элементов и технологических параметров литья на структуру и эксплуатационные свойства деталей клапанных пар.
3. Разработать технологию изготовления заготовок клапанных пар методом литья.

2. ИССЛЕДОВАНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ ЛИТЫХ КОБАЛЬТОВЫХ СТЕЛЛИТОВ

Как отмечалось ранее, ведущие мировые производители деталей из стеллитов используют для их производства метод порошковой металлургии, главным образом из-за возможности регулировать размер получаемого зерна фракцией спекаемых частиц. Наличие микропор, служащих концентраторами напряжений и местами возникновения трещин, является существенным недостатком применения клапанных пар, полученных методом порошкового спекания. Обнаружение при входном контроле пор на поверхности обработанных деталей является весомым основанием для признания продукции непригодной для использования в скважинном насосе, поскольку герметичность клапанной пары является важнейшим фактором работоспособности клапанного узла в частности и насосной установки в целом.

Исследование микроструктуры детали «Шар», изготовленного из сплава Stellite 20 методом порошковой металлургии одним из зарубежных предприятий, показало наличие в ней трещин и микропор (рисунок 6).

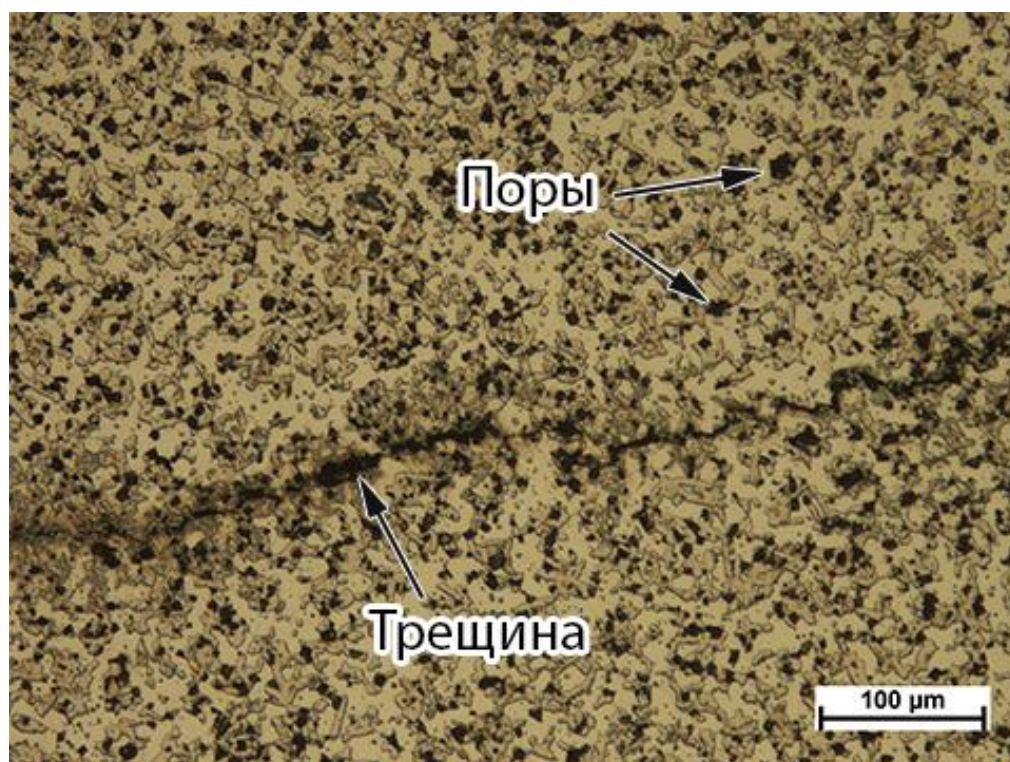


Рисунок 6. Дефекты микроструктуры изделия из сплава Stellite 20

При выборе сплавов для получения заготовок клапанных пар методом литья по выплавляемым моделям сделана попытка использовать сплавы того же химического состава, которые применяются в порошковой металлургии. Основным критерием отбора сплавов, в соответствии с API 11AX для деталей, имеющих в своем составе кобальт, хром и вольфрам, является твердость. Для шаров значение твердости составляет HRC 56-63, для седел HRC 51-57. При этом, для успешной работы узла необходимо, чтобы твердость седла была меньше твердости шара. Также рекомендуется, чтобы значения твердости шара и седла были близкими (разница 1-3 ед. HRC), для лучшего притирания в процессе приработки и обеспечения лучших показателей герметичности [1, 22].

После проведения анализа порошковых сплавов, твердость и химический состав которых представлены в таблице 7 [23], сплав Stellite 20 был выбран как наиболее подходящий по твердости для отливок клапанной пары.

Таблица 7. Химический состав кобальтовых стеллитов

Сплав	Химический состав									Твердость, HRC
	C	Cr	W	Si	Ni	Mn	Mo	Fe	Co	
Stellite 6	1,2	28-30	4,0-5,0	< 2,0	<3,0	-	< 1,0	<3,0	осн.	39-42
Stellite 6B	0,9-1,4	28-32	3,5-5,5	< 2,0	<3,0	0,5-2,0	< 1,5	<3,0	осн.	36-38
Stellite 12	1,5	28-30	9	< 1,0	< 2,0	-	-	< 2,0	осн.	43-55
Stellite 1	2,45	33	13,5	< 2,0	< 3,0	-	< 1,0	< 3,0	осн.	47-49
Stellite 3	2,4	31	12,5	< 1,0	< 3,0	-	< 1,0	< 3,0	осн.	50-51
Stellite 20	1,9-2,95	31-35	16,5-19,5	< 1,5	< 2,0	< 1,0	< 1,0	< 3,0	осн.	52-62
Stellite F	1,8	26	12,5	1,1	22	-	< 1,0	<2,0	осн.	40-45
Stellite 190	3,2	28	14	< 2,0	< 3,0	-	< 3,0	< 3,0	осн.	54-56

Микроструктура стеллитов включает в себя карбиды типа M_7C_3 , M_6C , M_2C и $M_{23}C_6$, расположенные в Co-Cr-W матрице. Регулируя содержание в сплаве карбидов хрома и вольфрама, можно получить материал с необходимой комбинацией износостойкости и коррозионной стойкости, а также требуемые механические характеристики. Сплавы с повышенным содержанием углерода используются главным образом в условиях абразивного износа по причине высокого содержания карбидов. Низкоуглеродистые сплавы более пластичные и применяются в условиях ударных нагрузок [24].

Опытные плавки производились в индукционной тигельной печи емкостью 30 кг с нейтральной футеровкой марки МШПН из чистых шихтовых материалов: кобальт марки К1Ау (ГОСТ 123-2018), хром марки Х99 (ГОСТ 5905-2004), вольфрам высокой чистоты марки ШВЧ (ТУ 48-19-57-91), графит марки НК-Б (ТУ 1914-109-087-2006). Температура расплава перед заливкой составляла $1400 \pm 20^\circ$, размер заливаемых образцов 80x20x10 мм. В качестве материала литейной формы использовался кварц плавленный аморфный, обладающий высокой термостойкостью и низким коэффициентом термического расширения, в качестве связующего применялся гидролизированный этилсиликат ЭТС-40, температура формы перед заливкой составляла $300 \pm 20^\circ\text{C}$. Заливка производилась с помощью поворотного ковша чайникового типа, охлаждение отливок осуществлялось на воздухе. Оценка распределения фаз в объеме сплава проводилась методом хорд [25].

Анализ микроструктуры показал, в структуре Stellite 20 (рисунок 7) наблюдается множество крупных включений различного рода карбидов. Например, имеющие характерную призмобразную форму карбиды M_7C_3 в среднем имеют размер 60 мкм, а наиболее вытяженные достигают 75-90 мкм. Средняя площадь сечения зерна составляет $0,00145 \text{ мм}^2$, что соответствует 6 баллу зерна по ГОСТ 5639-82 и относится к крупнозернистым сплавам (балл зерна 1-6). Объемная доля карбидов составляет 51%.

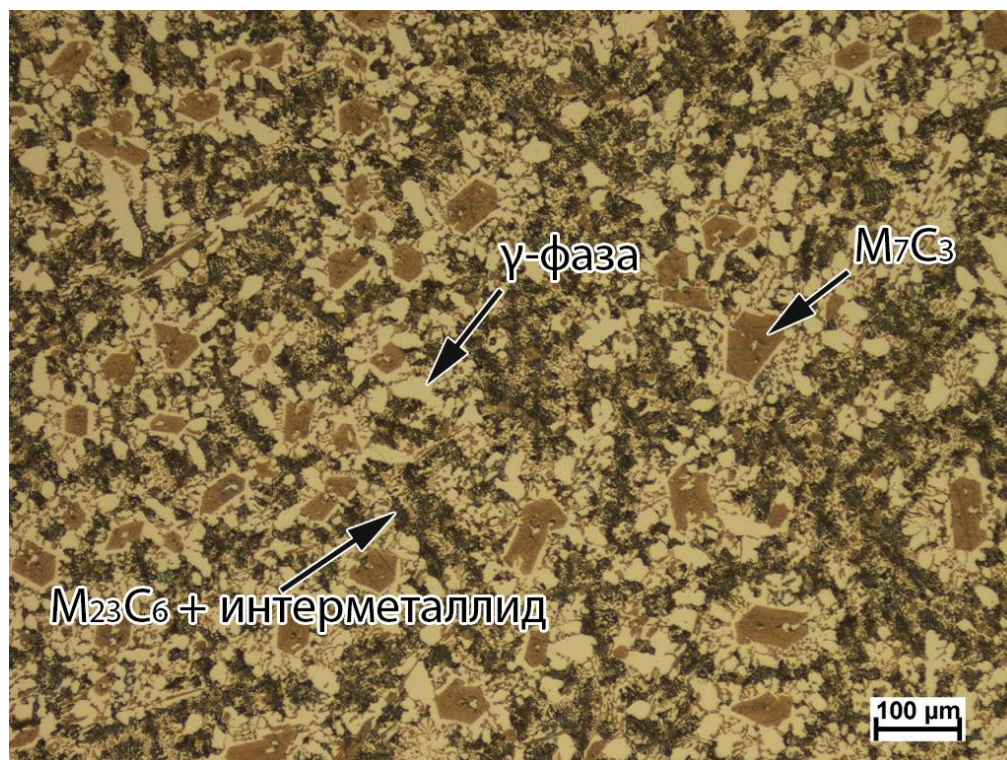


Рисунок 7. Микроструктура литого сплава Stellite 20

Крупные карбидные включения подвержены растрескиванию при воздействии ударных нагрузок, которое в дальнейшем приведет к их разрушению и выкрашиванию, что вызовет образование микропористости и негерметичность узла клапанной пары [26]. Таким образом, было принято решение о необходимости исследования возможных путей повышения однородности распределения фаз в объеме отливки и измельчения карбидных фаз.

Одним из наиболее распространенных способов измельчения структуры сплава является модифицирование. В работе [27] для уменьшения размеров зерна была проведена попытка введения в сплавы на основе кобальта цериевого мишметалла, а также NiY лигатуры, успешно применяемой для модифицирования никелевых сплавов с высоким содержанием легирующих элементов. Введение модификаторов в каждом случае осуществлялось в ковш непосредственно перед заливкой металла в форму. Заметного положительного результата модифицирование не дало, что, по-видимому, объясняется присутствием в расплавах кобальтовых стеллитов большого количества тугоплавких карбидных включений, являющихся центрами кристаллизации.

2.1 Влияние модифицирования на микроструктуру сплавов

Другим способом уменьшения зерна является поверхностное модифицирование. Физический смысл процесса поверхностного модифицирования заключается в создании на поверхности литейной формы кристаллических соединений с кристаллической структурой, близкой к структуре заливаемого металла [28]. Такие соединения, согласно принципу размерного и структурного соответствия, являются зародышами кристаллизации расплава. В качестве поверхностного модификатора был выбран алюминат кобальта (CoAl_2O_4), нашедший применение в промышленности, в частности, для производства отливок лопаток ГТД из жаропрочных никелевых сплавов. Химический состав модификатора содержит от 32 до 44% кобальта, размер частиц составляет 4-10 мкм. Для нанесения на модельный блок изготавливалась суспензия на гидролизованном этилсиликате (соотношение жидкой и твердой фазы было 1:4), куда засыпали по очереди порошки (% по массе) алюмината кобальта (5...6%), кварц плавленный зернистый фракций 0,061-0,125 мм (25%), 0,15-0,4 мм (45%), 0,5-1,0 мм (25%). Смесь перемешивалась в течение 24 часов для получения рабочей вязкости 70–75 секунд, для контроля вязкости использовался вискозиметр ВЗ-4. Полученные керамические формы прокаливались в камерной термической печи сопротивления при температуре 850-900°C в течение 8 часов. Заливка производилась при температуре 1400±20°, температура форм перед заливкой составляла 300±20°C. Результаты микроструктурного анализа опытного образца представлены на рисунке 8.

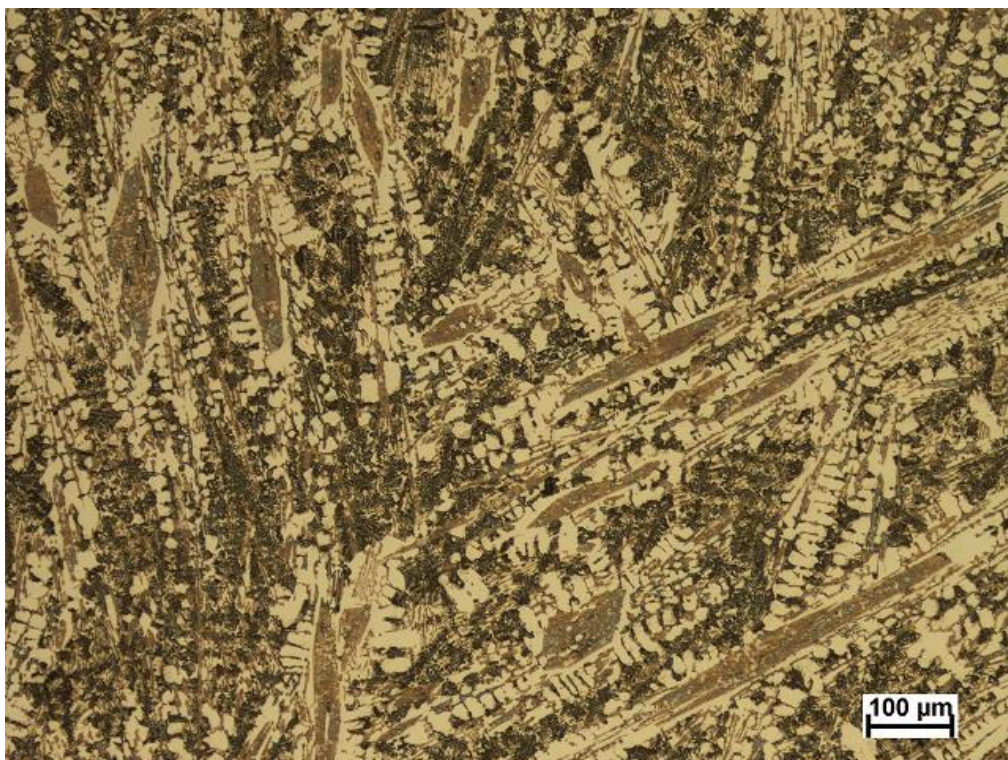


Рисунок 8. Микроструктура литого сплава Stellite 20 после модифицирования
алюминатом кобальта CoAl_2O_4

Наиболее заметно влияние поверхностного модифицирования на карбиды M_7C_3 , которые приобрели более вытянутую форму и размеры до 200-400 мкм. Подобное увеличение карбидной составляющей недопустимо, поскольку это негативно скажется на износостойкости сплава при ударной нагрузке.

2.2 Влияние скорости охлаждения формы на микроструктуру сплавов

Помимо модифицирования сильным измельчающим структуру сплава (особенно в поверхностном слое) способом является повышение скорости кристаллизации. При увеличении скорости кристаллизации происходит образование большего числа зародышей металлов и, как следствие, измельчение структуры [29].

Для повышения скорости отвода тепла от поверхностного слоя металла была произведена замена материала формы с плавленого кварца на корунд, обладающего большей теплоаккумулирующей способностью (1,38 Вт/(м·К) и

34,6 Вт/(м·К) соответственно), однако это не оказало заметного влияния на измельчение структуры.

Помимо замены материала формы был опробован вариант изменения опорного наполнителя с кварцевого песка на металлический песок. Тем не менее это также не привело к каким-либо заметным изменениям в структуре сплава. Вероятнее всего это связано с тем, что в системах зернистых и сыпучих слабосвязанных материалов за теплопроводность отвечает теплоперенос через площадь контакта между частицами, которая для наших целей и условий в случае использования и кварцевого, и металлического песка достаточно мала.

Для исследования влияния принудительного воздушного охлаждения была сконструирована установка для осуществления подачи сжатого воздуха непосредственно на поверхность литейной формы. На рисунке 9 видно, что использование принудительного воздушного охлаждения значительного эффекта не оказало.

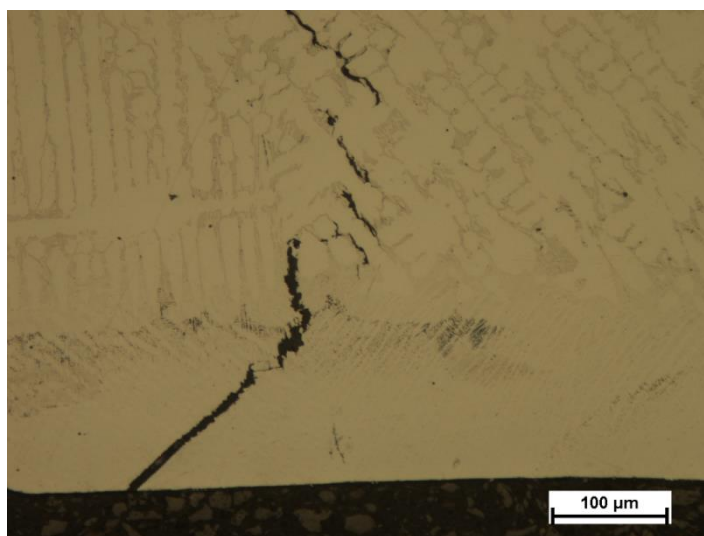


Рисунок 9. Микроструктура сплава после принудительного воздушного охлаждения

Глубина измельченного слоя составила около 0,1 мм, что значительно меньше припуска на механическую обработку. По всей поверхности образца наблюдалось возникновение трещин, очевидно, что их образование связано с большой разницей скорости охлаждения наружных и внутренних слоёв отливки из-за высокого теплового сопротивления формы.

Кроме этого, было исследовано влияние наличия краски на поверхности формы. Для этого на поверхность литейной формы из плавленого кварца наносился дополнительный слой мела, который при разложении под воздействием температуры должен был увеличить скорость охлаждения поверхности формы, т.к. разложение карбоната кальция является эндотермической реакцией:



Проведенные опыты показали отсутствие заметного изменения структуры сплава, в связи с чем можно сделать вывод, что теплового эффекта реакции разложения мела недостаточно для оказания существенного влияния на структуру кобальтовых стеллитов.

2.3 Влияние термовременной обработки сплава на его микроструктуру

Термовременная обработка (ТВО), заключающаяся в выдержке расплава при высокой температуре в течение определенного промежутка времени, является эффективным способом воздействия на структуру металла [30]. В большинстве случаев она способствует измельчению дендритной структуры, а также изменению количества и морфологии карбидов и других фазовых составляющих, что оказывает влияние на его механические свойства [31].

Известно, что термовременная обработка характеризуется структурно чувствительной характеристикой – вязкостью. Изучение вязкости проводится с целью определения температуры гомогенизации сплава. Для измерения кинематической вязкости сплава при высокой температуре применяется метод, основанный на фиксации периода и декремента затухания крутильных колебаний цилиндрического тигля с жидким металлом [32].

Подробное описание устройства установки высокотемпературного вискозиметра для исследования кинематической вязкости жидких материалов, а также методики проведения эксперимента приведено в работе [33].

Опыты проводили в атмосфере гелия высокой чистоты с использованием тиглей из алунда (Al_2O_3) с шагом по температуре 20 °С и изотермической выдержкой 10 – 15 мин, масса образца 22–24 г, момент инерции подвесной системы составлял 52–56 г/см²; диаметр нихромовой нити – 0,2 мм; период колебаний 4–5 с. Длина светового луча от зеркальца подвесной системы до измерительной шкалы равнялась 8 м, максимальный угол закручивания подвесной системы в процессе измерения вязкости не превышал 0,04 рад, число колебаний n составляло 13-14 колебаний. При вышеуказанных значениях массы образца и параметров подвесной системы вискозиметра выполняются необходимые условия:

$$H \geq 1,85R \quad (2)$$

$$\xi = R \sqrt{\frac{2\pi}{T \cdot v}} \geq 10, \quad (3)$$

где H – высота жидкого металла в тигле; R – радиус тигля; T – период колебаний.

Согласно [34] выполнение условия (2) позволяет исключить влияние вторичных течений на крутильные колебания. Выполнение условия (3) обеспечивает минимальную погрешность определения вязкости, связанную с погрешностью измерения декремента затухания [35]. Основным измеряемым параметром является логарифмический декремент затухания крутильных колебаний δ :

$$\delta = \frac{1}{n} \ln \frac{A_0}{A_n}, \quad (4)$$

где A_0 – начальная амплитуда колебаний тигля с расплавом; A_n – амплитуда n -го колебания.

Вычисления проводились на ЭВМ, общая погрешность измерений составила 3,5%, а погрешность в определении ее изменений с температурой не превосходит 1,5% при доверительной вероятности $P=0,95$.

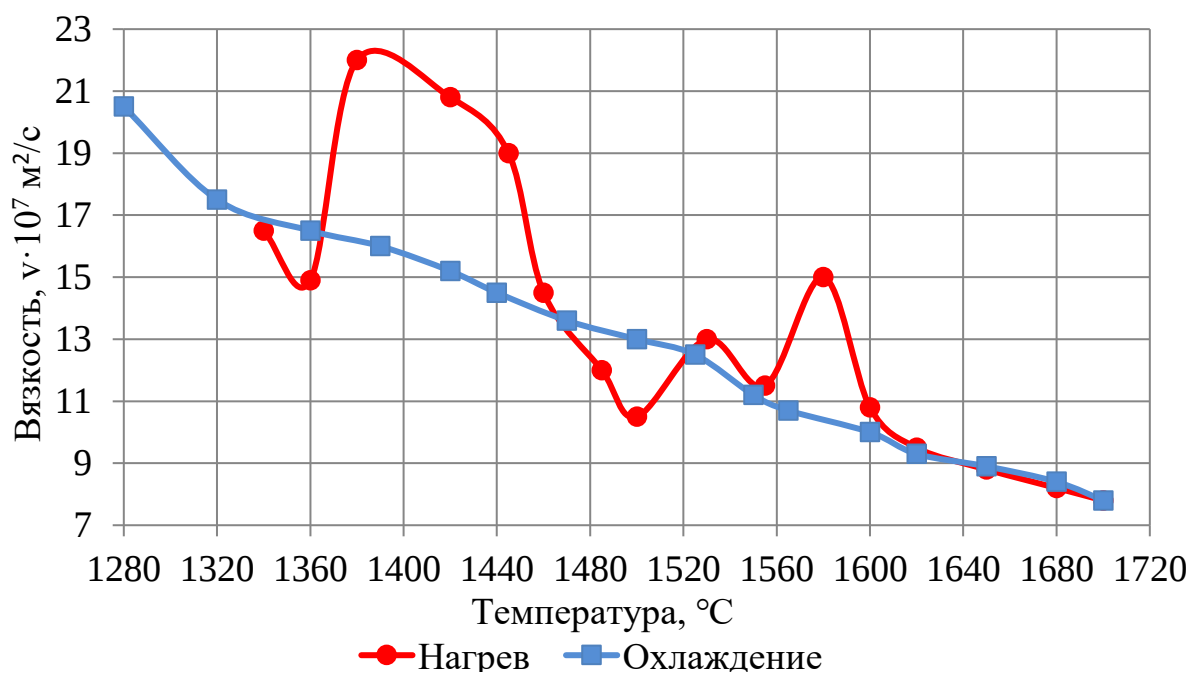


Рисунок 10. Влияние температуры на вязкость сплава Stellite 20

При изучении сплава Stellite 20 было отмечено, что при повышении температуры от $T_{\text{лик}}$ до 1700°C (критическая температура) на политерме вязкости наблюдается возникновение нескольких пиков (рисунок 10). Вероятно, это связано с разложением крупных карбидов M_7C_3 на более мелкие $M_{23}C_6$. При последующем охлаждении расплава наблюдается расхождение кривых нагрева и охлаждения (гистерезис). Наличие гистерезиса свидетельствует о необратимости происходящих при нагреве процессов и об исчезновении неравновесных формирований, унаследованных от твердого состояния [31]. Это позволило предположить, что проведение ТВО приведет к измельчению микроструктуры сплава.

Параметры проведения плавки и подбора шихтовых материалов не изменились, однако перед разливкой сплав выдерживался при температуре $1660 \pm 20^\circ\text{C}$ в течение 30 минут. На рисунке 11 предоставлена микроструктура сплава Stellite 20(Л) до и после проведения ТВО.

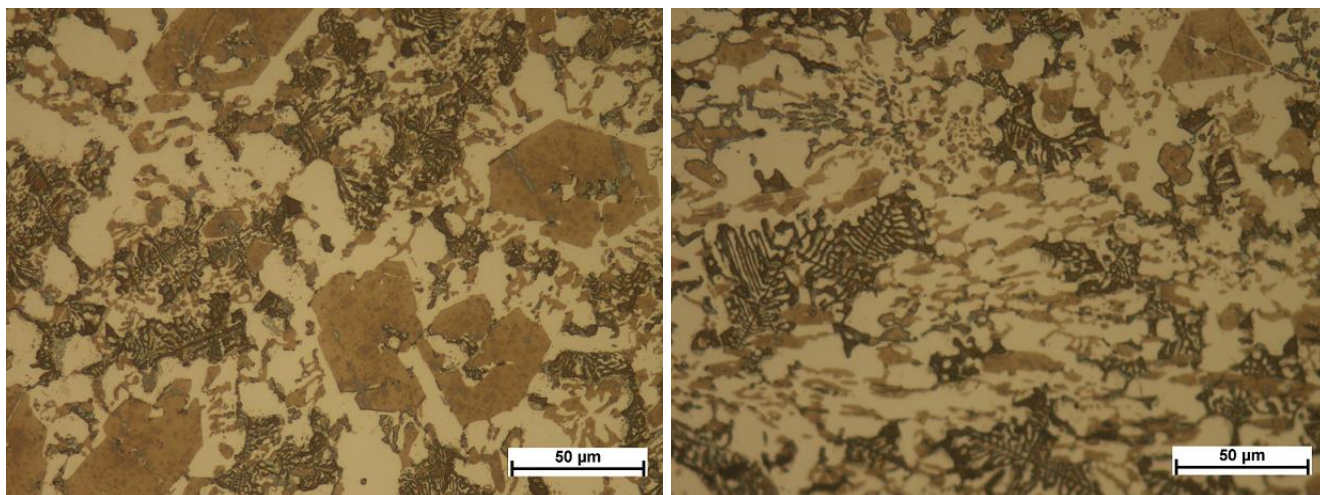


Рисунок 11. Структура сплава Stellite 20 до и после проведения ТВО

ТВО значительно повлияла на распределение карбидных составляющих, в структуре сплава наблюдается появление чередующихся с γ -твердым раствором кобальта пластинчатых слоев карбидов $M_{23}C_6$. Средняя площадь сечения зерна после ТВО составляет 0,00112 мм², что соответствует 6 баллу зерна по ГОСТ 5639-82. Однако, в сплаве по-прежнему присутствуют крупные карбиды M_7C_3 размером не менее 60-70 мкм.

2.4 Влияние фазового состава на микроструктуру сплава

Для оценки дальнейшей возможности применения литого сплава Stellite 20 в качестве базового для определения оптимального химического состава литейного сплава, был проведен его фазовый количественный анализ с помощью расчетного метода CALPHAD (CALculation of PHase Diagrams) [36-38]. Полученные методом CALPHAD данные позволяют подобрать оптимальный химический состав сплава с необходимыми структурными параметрами без необходимости проведения множества опытных плавок, что существенно сокращает затраты ресурсов и времени на научные исследования [39-41]. На рисунке 12 представлен расчетный фазовый состав литого сплава Stellite 20.

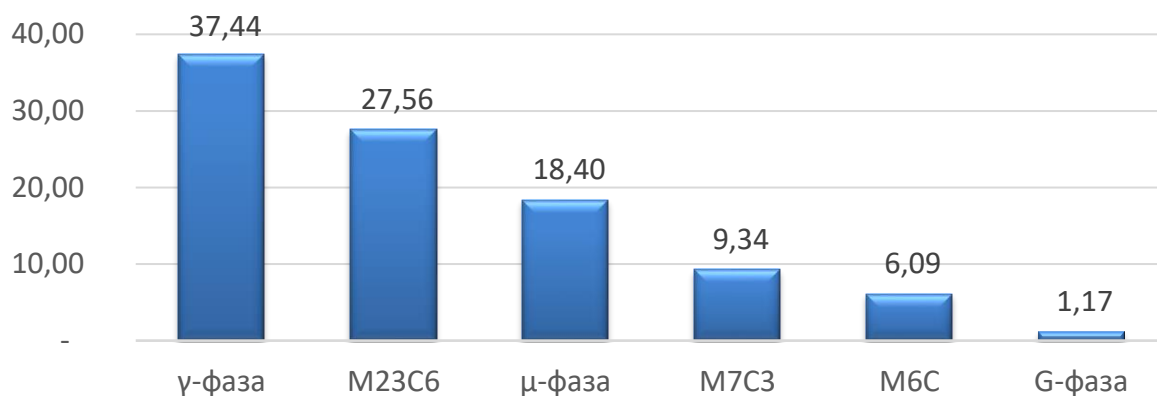


Рисунок 12. Фазовый состав литого сплава Stellite 20

γ-фаза – аустенитная матрица, представляющая собой твердый раствор железа в кобальте, имеющий ГЦК-решетку.

Основными упрочняющими элементами в Co-Cr-W-Mo сплавах являются комплексные карбиды M₇C₃, M₂₃C₆ (оба карбиды хрома), M₆C и MC. Карбид M₇C₃ обладает тригональной структурой и имеет самую высокую износостойкость по сравнению с другими карбидами из-за повышенной микротвердости и разветвленности в матричной фазе. Сильное упрочнение сплава вторичными карбидными выделениями наступает в результате реакции распада M₇C₃, приводящей к образованию M₂₃C₆, которое протекает по реакции:



Карбиды M₂₃C₆ являются основным элементом упрочнения сплава. Главным образом они присутствуют в виде междендритных выделений во вторичных дендритных ветвях. Это придает микроструктуре эвтектический вид, состоящий из последовательно чередующихся слоев M₂₃C₆ и γ-матрицы [42]. Обогащенные тугоплавкими элементами карбиды M₆C и MC также используются для упрочнения кобальтовых сплавов. Присутствие карбидов MC принято считать главным фактором упрочнения кобальтовых сплавов, особенно когда эти соединения существуют в должной пропорции с выделениями M₂₃C₆. В литейных сплавах карбиды MC обычно имеют вид частиц правильной геометрической

формы (алмазные пирамиды, кубы). Двойные карбиды типа M_6C характеризуются широким интервалом составов в пределах $M_3C—M_{13}C$. В то же время, образовавшиеся в твердой фазе карбидные выделения M_6C имеют пластинчатую морфологию и служат концентраторами напряжений, отрицательно влияя на вязкость разрушения (трещиностойкость) [43]. Характеристики основных типов карбидов в стеллитах представлены в таблице 8.

Таблица 8. Типы карбидов в стеллитах и их свойства [44]

Тип карбида	Твердость, HRC	Основа карбида	Легирующие элементы в М
M_3C	70	Fe, Mn, Cr	W, Mo, V
$M_{23}C_6$	73	Cr	Mo, V, W
M_6C	75	Fe, Mo, W	Cr, V, Co
M_7C_3	79	Cr	-
M_2C	79	W, Mo	Cr
MC	84	V	W, Mo

Фазы μ и G являются топологически плотноупакованными (ТПУ) [8] и относятся к хрупким интерметаллическим соединениям переходных элементов, которые образуются в форме пластин из γ -твердого раствора при его перелегировании Cr, Mo, W и Re. ТПУ фазы служат источником преждевременного зарождения и распространения трещин, ведущих к хрупкому разрушению или снижению пластичности. В то же время ТПУ фазы связывают значительное количество основных легирующих элементов (Cr, Mo, W, Re) и, тем самым, обедняют ими γ -твердый раствор, снижая эффективность твердорастворного упрочнения [45]. ТПУ-фазы часто зарождаются на границах зерен карбидов $M_{23}C_6$ и M_6C [43].

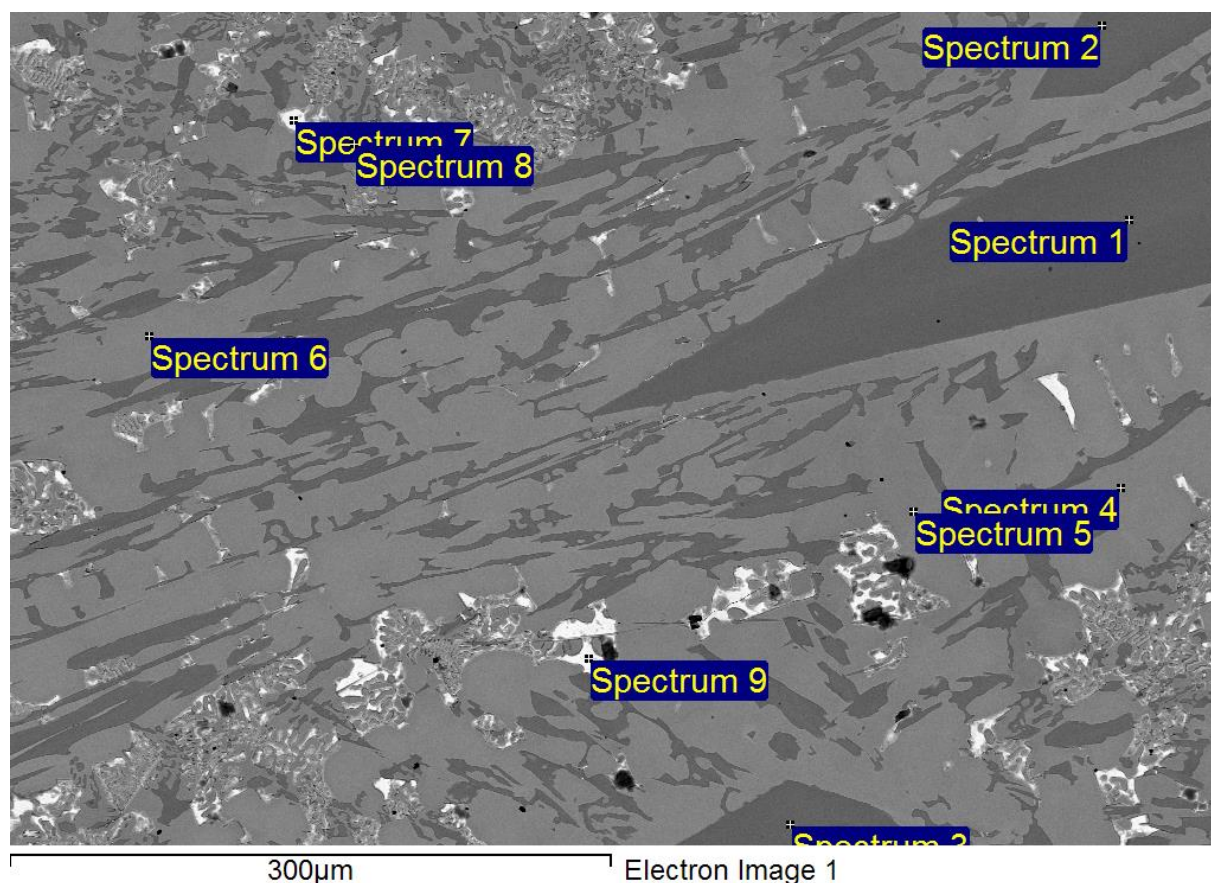


Рисунок 13. Результаты растровой электронной микроскопии сплава Stellite 20(Л)

Морфологию структурных составляющих в сплаве Stellite 20(Л) исследовали методом растровой электронной микроскопии (РЭМ) с помощью сканирующего электронного микроскопа JSM-6490 LV (рисунок 13). Наблюдаемая структура сплава неоднородна и в ней наблюдаются присутствие трех отдельных фаз: черного, серого и белого цвета. Для определения фаз был проведен анализ их химического состава, результаты которого представлены в таблице 9, и рентгеноструктурный фазовый качественный анализ на дифрактометре Bruker D8 Advance.

Таблица 9. Результаты химического анализа фаз сплава Stellite 20(Л)

Spectrum	Содержание элементов, % (по массе) / % (атомн.)					
	Cr	W	Co	Fe	Ni	Mo
1	76,66/83,98	9,86/3,05	12,36/11,95	0,83/0,85	0,00/0,00	0,29/0,17
2	76,56/83,79	9,57/2,96	12,43/12,00	0,92/0,94	0,00/0,00	0,52/0,31

3	77,34/84,55	9,60/2,97	11,71/11,29	0,67/0,69	0,26/0,25	0,43/0,25
4	22,02/26,82	12,44/4,28	58,03/62,35	2,78/3,15	2,30/2,48	0,23/0,15
5	22,01/26,76	11,79/4,05	58,43/62,68	2,59/2,93	2,24/2,41	0,43/0,28
6	21,86/26,69	12,58/4,35	58,13/62,61	2,58/2,94	2,17/2,35	0,42/0,28
7	16,33/29,78	54,77/28,24	22,40/36,03	0,70/1,18	0,69/1,11	2,09/2,07
8	17,10/30,79	54,07/27,54	22,75/36,14	0,63/1,06	0,89/1,42	1,50/1,47
9	16,73/30,43	54,41/28,00	22,29/35,77	0,55/0,93	0,61/0,98	2,27/2,24

Богатая хромом фаза черного цвета представляет собой карбиды $M_{23}C_6$ и M_6C , серым цветом представлен γ -твердый раствор кобальта, имеющий ГЦК структуру, также в структуре обнаружено присутствие кобальта с ГПУ решеткой. Белым цветом представлена μ фаза в виде интерметаллида $Co_2(W,Cr)_3$, присутствующего не только по границам карбидов, но и в виде заметных отдельных локализованных участков. Подобные скопления негативно влияют на стойкость сплава к растрескиванию при ударно-абразивном износе.

С целью подбора оптимального химического состава сплава, обеспечивающего минимизацию образования хрупких интерметаллидных фаз, было проведено исследование методом CALPHAD влияния процентного содержания элементов на фазовый состав сплава. Было выяснено, что наибольшее заметное влияние на распределение фаз оказывают C, Cr и W. Содержание остальных элементов соответствует усредненному химическому составу сплава Stellite 20 (таблица 7). Результаты расчетов представлены на рисунках 14-16.

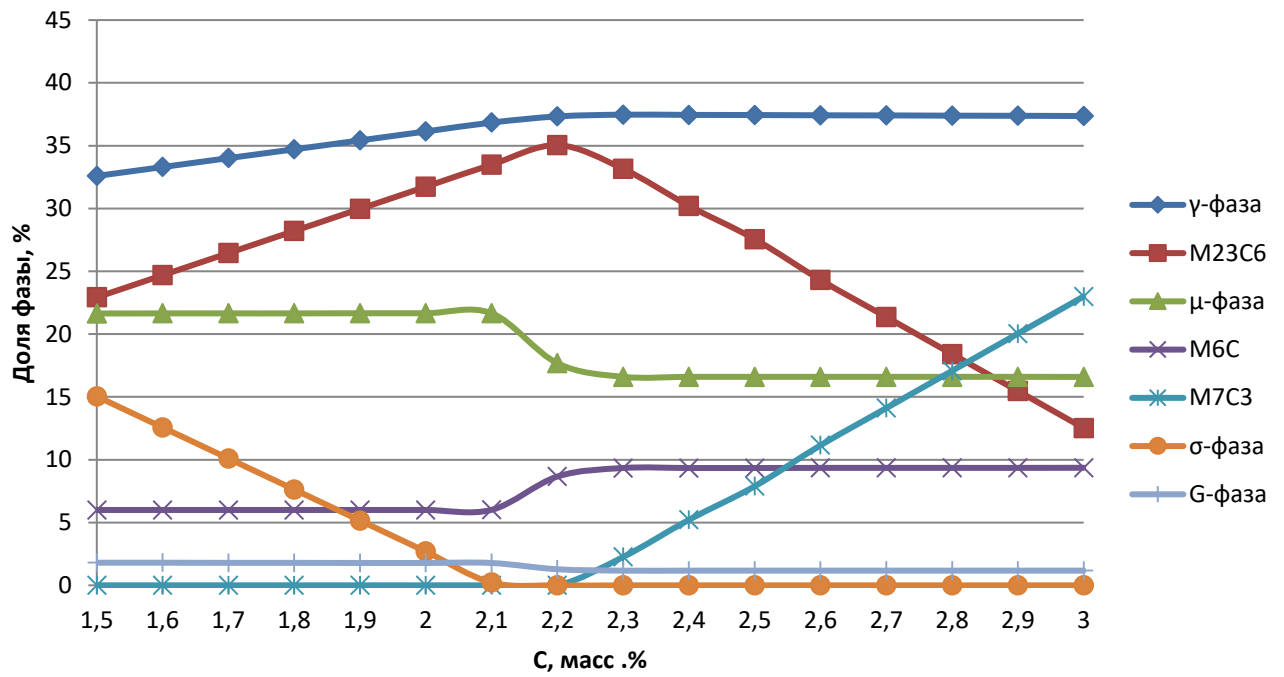


Рисунок 14. Фазовый состав при различных концентрациях углерода

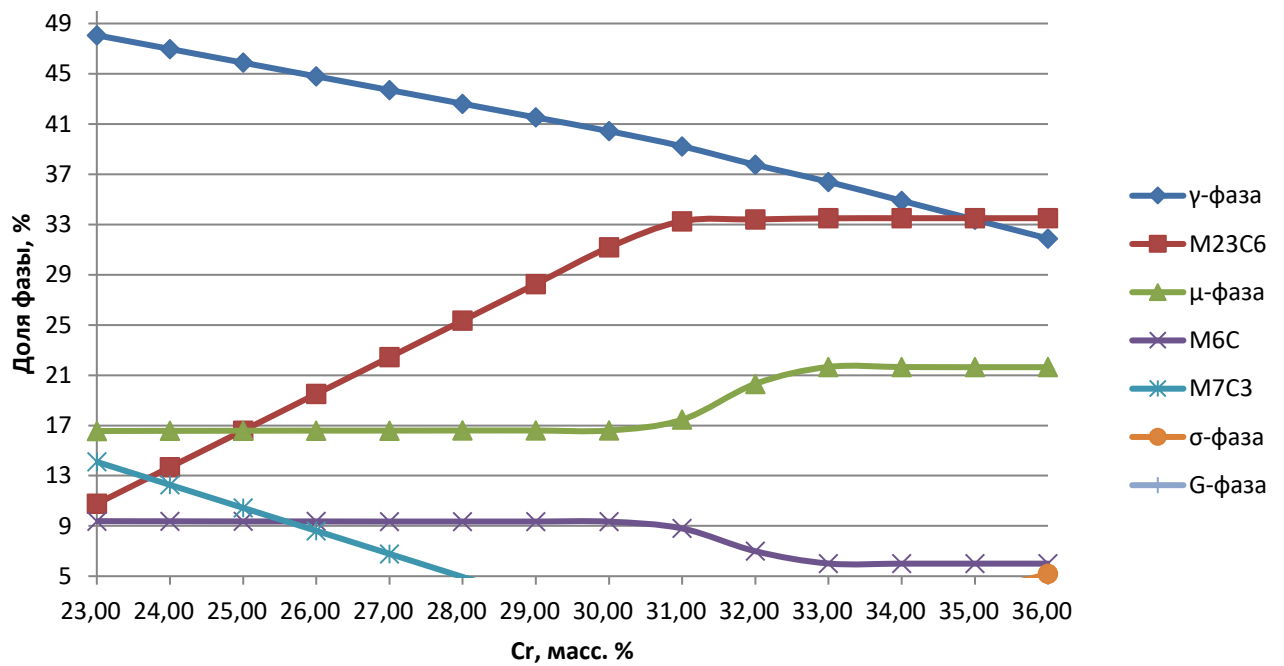


Рисунок 15. Фазовый состав при различных концентрациях хрома

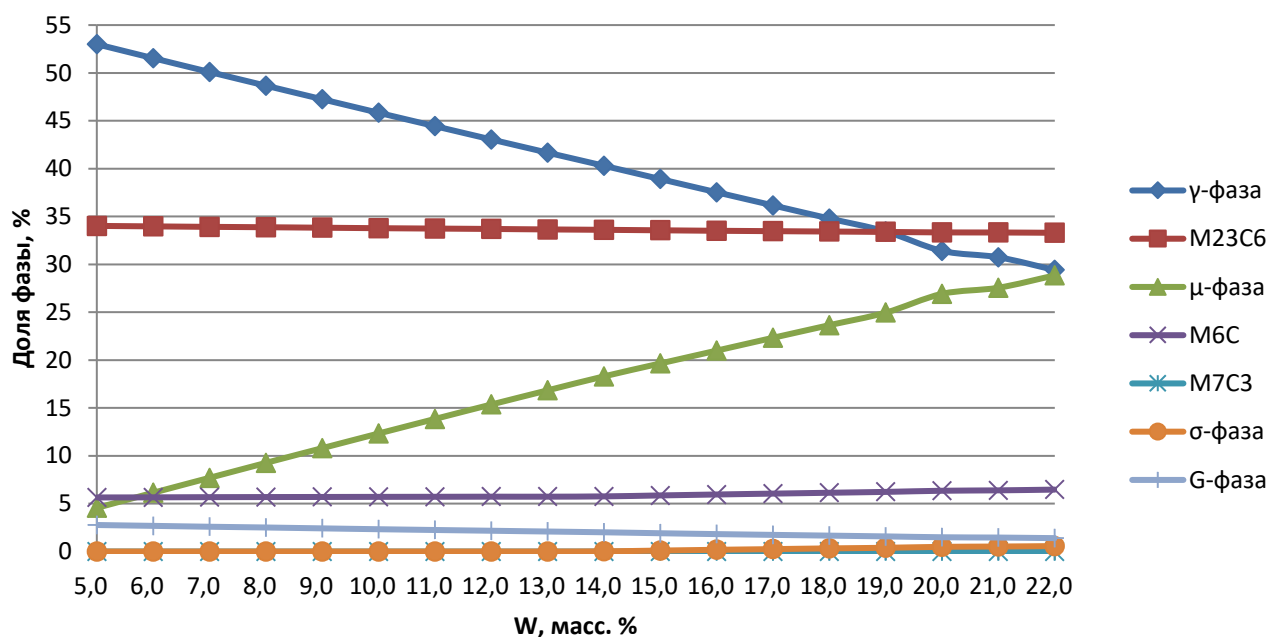


Рисунок 16. Фазовый состав при различных концентрациях вольфрама

Как видно из графика на рисунке 14, при содержании углерода ниже 2,2% наблюдается высокое содержание интерметаллидных фаз, что явно связано с недостаточным содержанием в сплаве карбидов по причине низкого количества углерода. При дальнейшем увеличении содержания углерода наблюдается только постепенное изменение стехеометрического соотношения карбидов, влияния на количество интерметаллидных фаз не наблюдалось. Содержание углерода в кобальтовых стеллитах редко превышает 3%, поскольку дальнейшее увеличение его содержания в сплаве не оказывает существенного влияния на карбидообразование. Высокое содержание углерода увеличивает износостойкость сплава, но снижает пластичность и жаропрочность.

При содержании хрома ниже 25% содержание в сплаве топологически плотноупакованных фаз превышает количество карбидов (рисунок 15), что является недопустимым, т.к. подобный сплав не будет обладать необходимой твердостью и износостойкостью для работы в заданных условиях. Для хрома оптимальной концентрацией является 26-30%, при больших содержаниях происходит образование стабильной σ фазы, что приводит к охрупчиванию сплава [9].

Образующийся при взаимодействии вольфрама с углеродом карбид вольфрама WC оказывает существенное влияние на упрочнение γ -твердого раствора. Для достижения необходимой твердости минимальное содержание вольфрама в сплаве должно быть не ниже 10-12%, однако в то же время при содержании вольфрама свыше 15-20% происходит образование ТПУ фаз, что приводит к снижению пластичности и коррозионной стойкости [46-48].

Для повышения стабильности высокотемпературной аустенитной структуры кобальтовой матрицы (ГЦК) и подавления её превращения в структуру с ГПУ решеткой при низких температурах используются добавки Ni и Fe [49,50]. Необходимость подавления образования ГПУ решетки связана с её легкой деформируемостью под нагрузкой, по сравнению с более устойчивой к микроискажениям ГЦК-структурой [51]. Введение Ni также способно компенсировать большое содержание углерода и не даёт сплаву охрупчиваться. Присутствие этих элементов в литейных сплавах снижает сопротивление деформации и повышает их обрабатываемость. Кремний не оказывает заметного влияния на фазовый состав и служит главным образом для раскисления сплава и обеспечения необходимых литейных свойств. Вероятность образования крупных хрупких карбидов устраняется введением молибдена. Помимо этого, введение в состав молибдена повышает устойчивость сплава к серной и соляной кислоте, а также к сернистому газу. Было определено, что увеличение содержания молибдена в сплаве свыше 1,5% приводит к повышению концентрации хрупкой σ фазы [52]. Последовательное увеличение концентрации марганца до 0,8% приводит к уменьшению содержания μ фазы и увеличению числа карбидов $M_{23}C_6$. Дальнейшее увеличение концентрации Mn не оказывает заметного влияния на фазовый состав сплава Stellite 20(Л).

В результате проведенных расчетов был определен диапазон концентрации для каждого элемента, при котором в сплаве наблюдалось минимальное содержание μ фазы (около 10%). Результаты представлены в таблице 10 и на рисунке 17.

Таблица 10. Расчетный химический состав литого сплава Mk1

Сплав	Химический состав								
	C	Cr	W	Si	Ni	Mn	Mo	Fe	Co
Stellite 20 (ПМ)	1,9- 2,95	31,0- 35,0	16,5- 19,5	< 1,5	< 2,0	< 1,0	< 1,0	< 3,0	осн.
Расчетный (Mk1)	2,3-2,6	26,0- 30,0	12,0- 15,0	0,7-1,0	<1,5	0,8-1,4	< 1,5	< 3,0	осн.

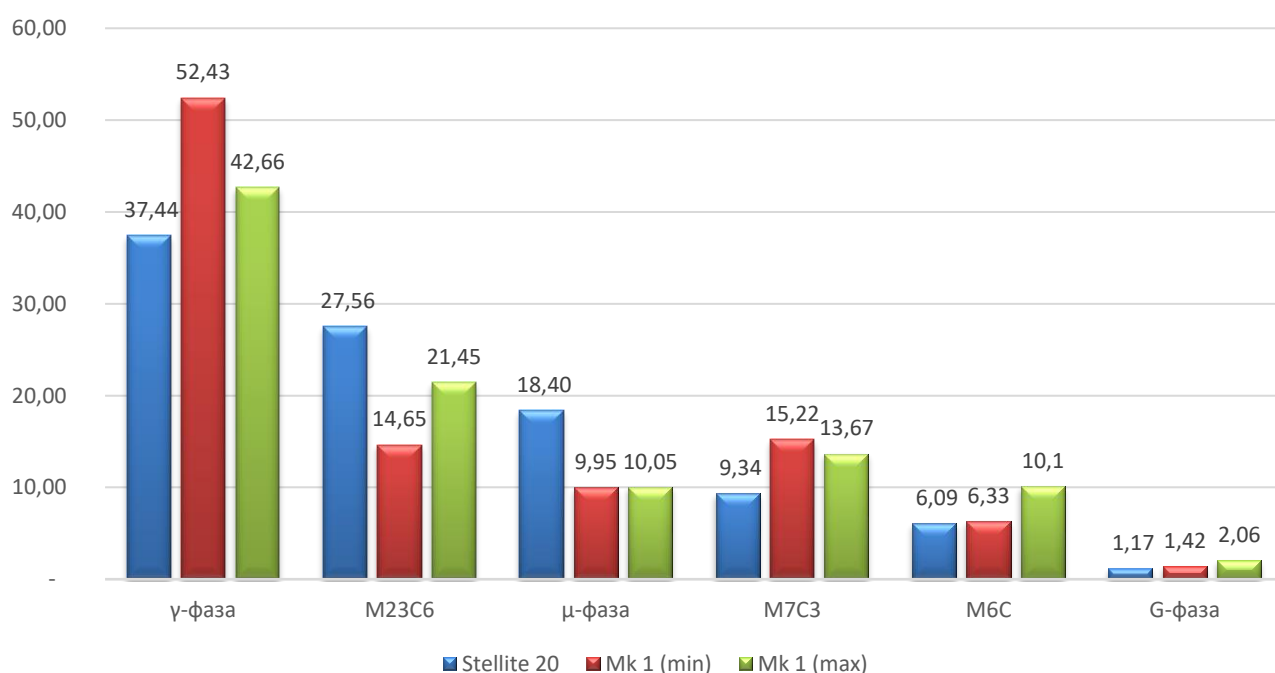


Рисунок 17. Фазовый состав при минимальном и максимальном пределе легирующих элементов по сравнению с исходным сплавом Stellite 20

Для оценки микроструктуры сплава были отлиты образцы сплава Mk1 с минимальным и максимальным содержанием легирующих компонентов, а также проведен их анализ методом растровой электронной микроскопии. На рисунке 18 представлена микроструктура сплава Mk1 с минимальным легированием, а на рисунках 19-20 результаты РЭМ. Химический состав фаз представлен в таблице 11.

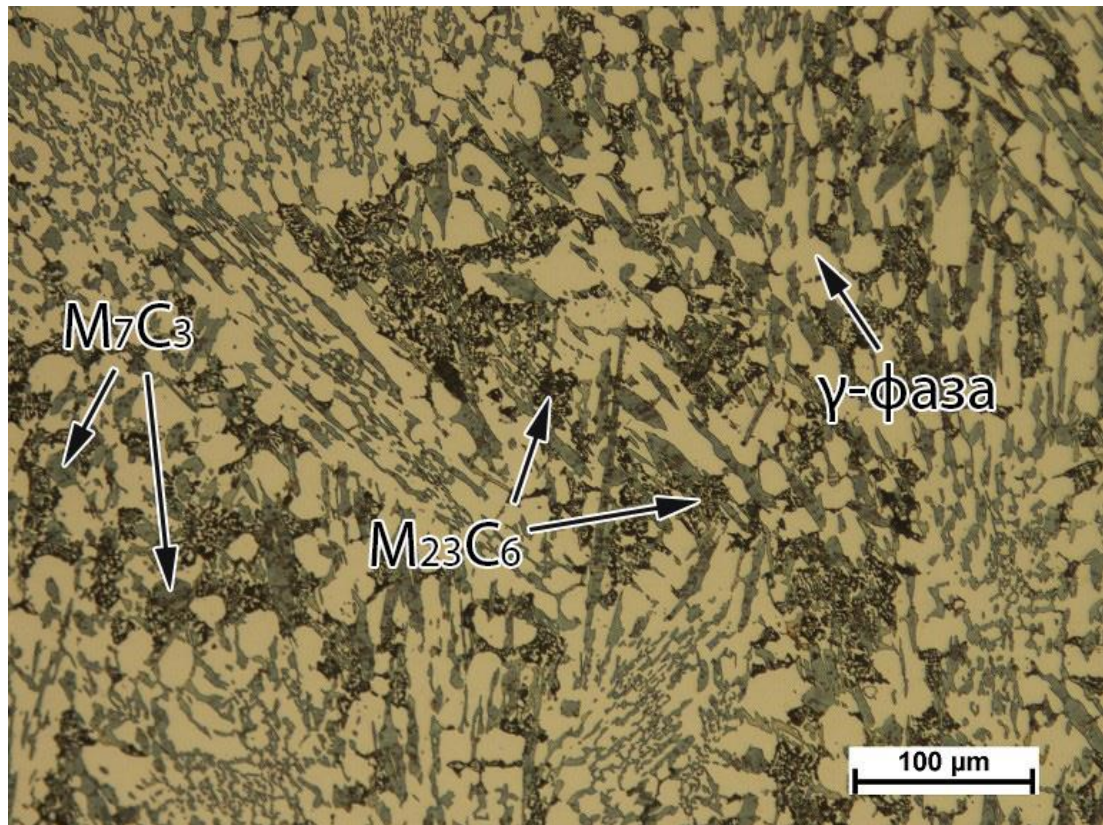


Рисунок 18. Микроструктура сплава Mk1 с минимальным содержанием легирующих элементов

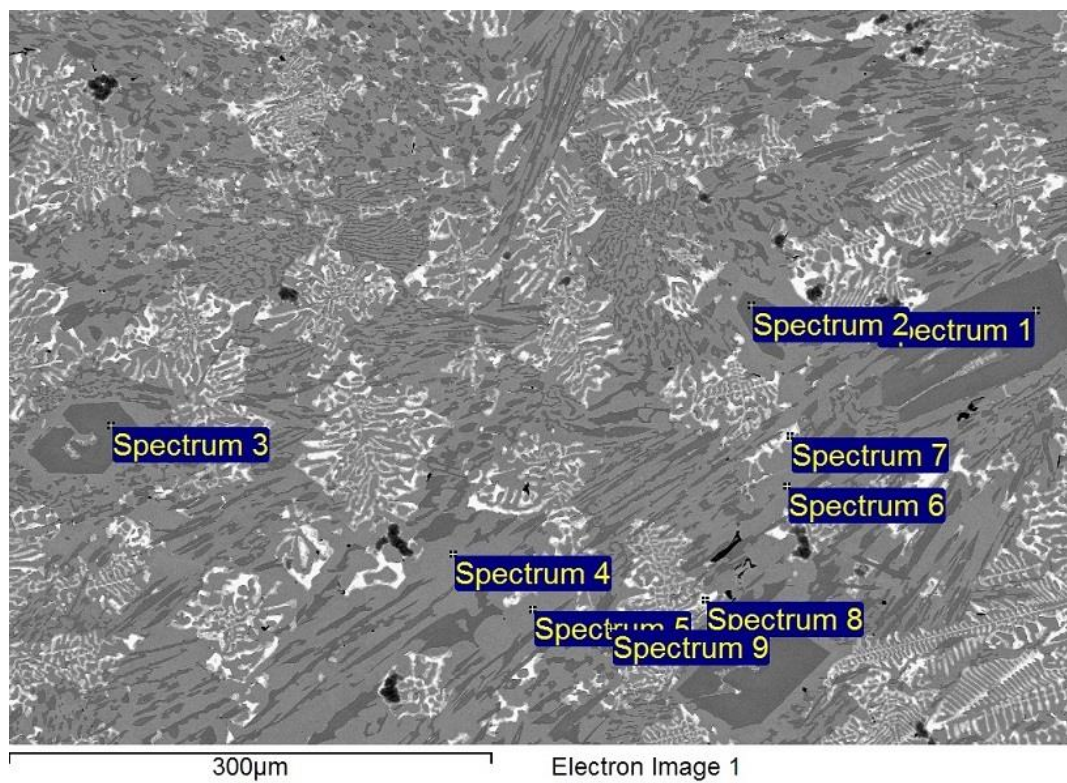


Рисунок 19. Структура сплава Mk1 с минимальным легированием (РЭМ)

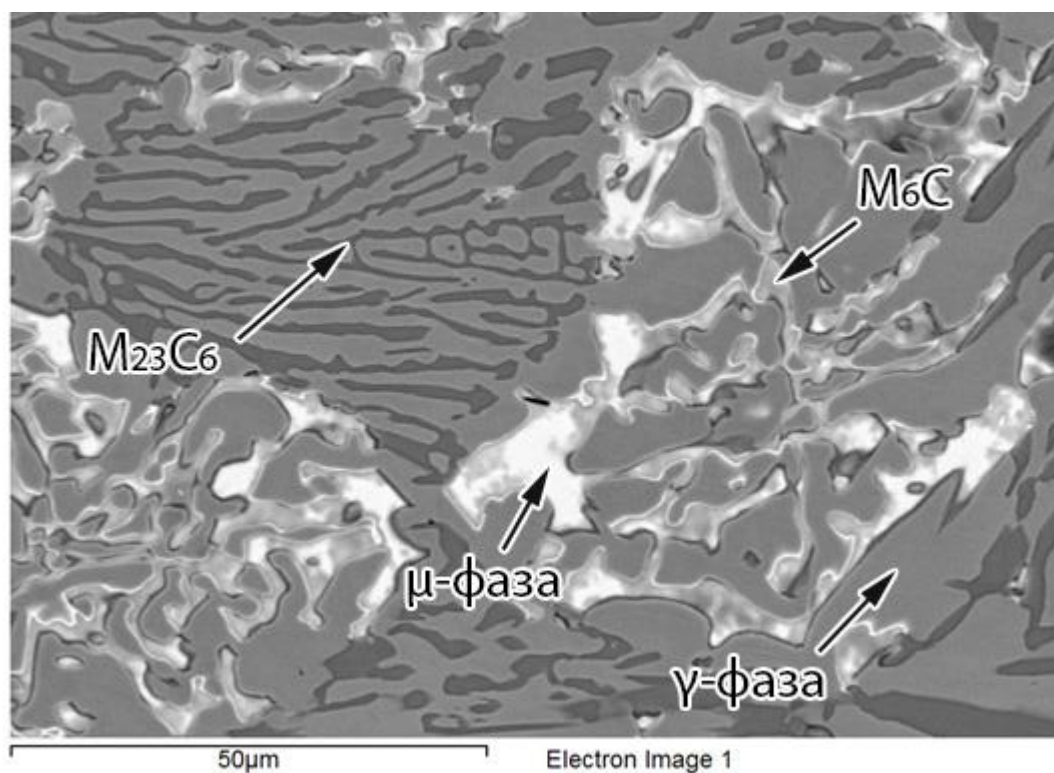


Рисунок 20. Структура сплава Mk1 с минимальным легированием (РЭМ)

Таблица 11. Результаты химического анализа фаз сплава Mk1 с минимальный легированием

Spectrum	Содержание элементов, % (по массе) / % (атомн.)					
	Cr	W	Co	Fe	Ni	Mo
1	76,74/84,34	10,32/3,21	11,4/11,06	0,92/0,94	0,23/0,23	0,38/0,23
2	76,46/83,68	9,67/2,99	12,34/11,91	0,83/0,84	0,40/0,39	0,30/0,18
3	77,71/84,74	9,54/2,94	11,66/11,22	0,84/0,85	0,25/0,24	0,00/0,00
4	21,12/25,46	11,35/3,87	59,85/63,66	2,60/2,92	3,23/3,45	0,00/0,00
5	21,64/26,24	11,55/3,96	58,05/62,10	2,59/2,92	3,50/3,76	0,26/0,17
6	21,64/26,34	12,46/4,29	58,34/62,66	2,40/2,72	2,99/3,23	0,00/0,00
7	16,11/29,39	55,01/28,38	22,38/36,03	0,62/1,06	1,33/2,16	1,29/1,28
8	17,30/31,26	54,62/27,92	22,39/35,71	0,47/0,78	1,18/1,88	0,74/0,72
9	16,93/30,42	54,10/27,50	22,71/36,01	0,71/1,18	1,48/2,36	0,93/0,91

Заметно, что микроструктура сплава при минимальном содержании легирующих элементов преимущественно состоит из чередующихся слоёв γ -твёрдого раствора и карбидов $M_{23}C_6$, также присутствует незначительное количество карбидов M_7C_3 в виде шестигранных призм. Помимо пластинчатых слоёв карбиды $M_{23}C_6$ образуют скелетообразные включения (т.н. «рыбьи кости»), окруженные μ фазой. При подобном распределении фаз хрупкая интерметаллидная μ фаза не образует крупных включений, способных растрескаться при воздействии ударно-абразивного износа. К тому же, при большем увеличении видно, что μ фаза неоднородна и находится в сплаве в виде сложного соединения с карбидом M_6C . По данным А.Г. Винницкого, при равном количестве карбидов сплав с карбидами пластинчатой и скелетообразной формы более износостоек, чем сплав с шаровидными карбидами [53]. Форма и расположение карбидов также влияют на износостойкость сплавов. Уменьшение размеров карбидов значительно увеличивает стойкость кобальтовых стеллитов при ударно-абразивном износе, так как критические условия хрупкого разрушения поверхности деталей сдвигаются в направлении более высоких напряжений и более твердых и прочных абразивов. При ударно-абразивном износе лучшую износостойкость будет иметь сплав с меньшим содержанием карбидов малого размера, чем сплав с высоким содержанием карбидов, но более крупного размера. Помимо карбидов на упрочнение влияет плотная компактная структура, которая есть у спеченного порошкового сплава. Средняя площадь сечения зерна составляет $0,000472 \text{ мм}^2$, что соответствует 8 баллу зерна и позволяет отнести данный сплав к мелкозернистым (балл зерна 7-14). Объемная доля карбидов составляет 40%.

Проведенный рентгеноструктурный фазовый качественный анализ (рисунок 21) показал преобладание в структуре сплава с максимальным легированием карбидов хрома типа M_7C_3 , а также карбидов вольфрама типа M_6C . Кобальтовая матрица представлена γ -твёрдым раствором кобальта, обладающего ГЦК структурой, присутствие кобальта с ГПУ решеткой не обнаружено.

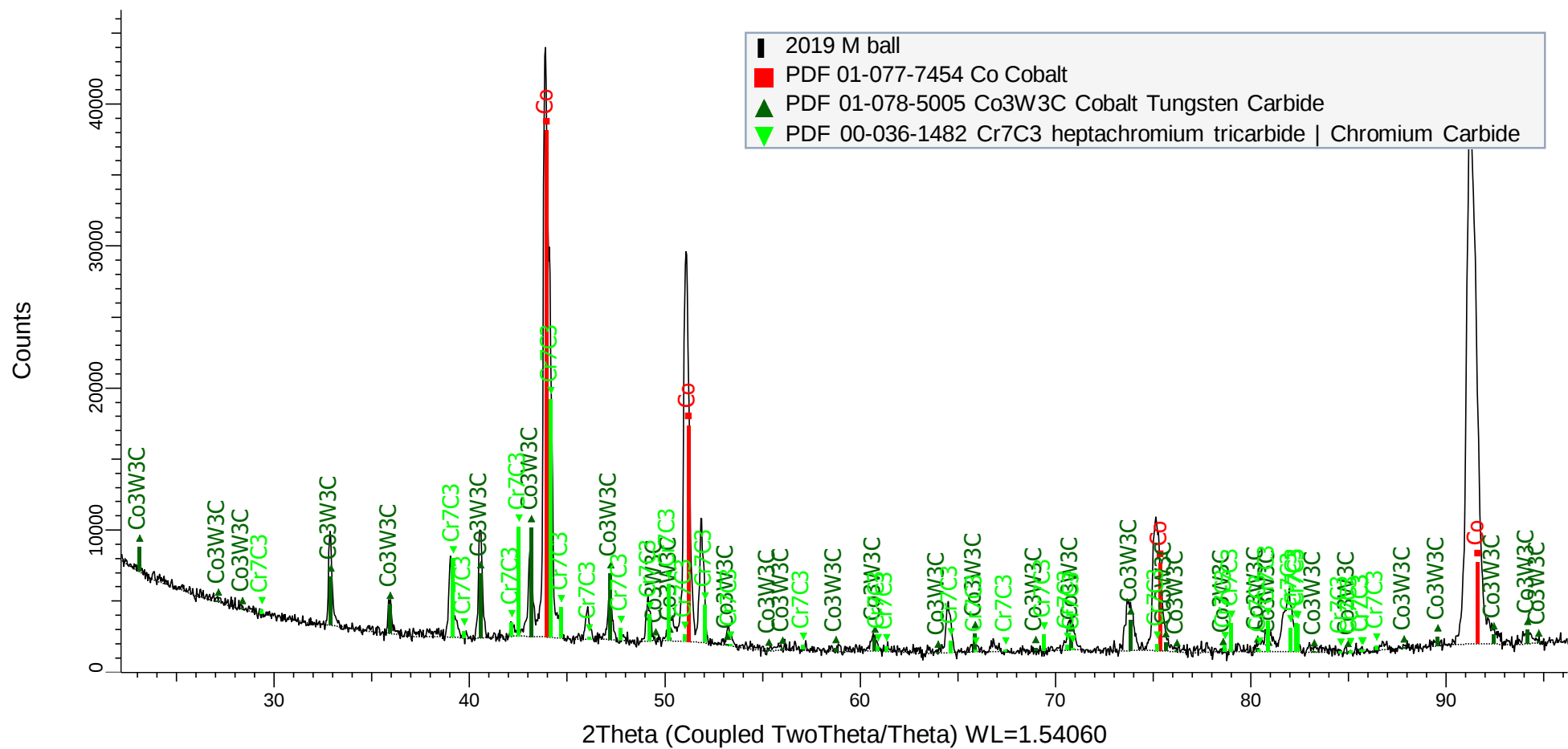


Рисунок 21. Результаты рентгеноструктурного качественного анализа сплава Mk1

На рисунках 22-23 представлена микроструктура сплава Mk1 с максимальным содержанием легирующих элементов. Несмотря на небольшую разницу в процентном содержании элементов структуры сплавов заметно отличаются. Увеличение содержания хрома привело к образованию большего числа призмобразных карбидов M_7C_3 , служащих центрами кристаллизации в начальный этап затвердевания отливки. Их наличие привело к заметному измельчению структуры, особенно в поверхностном слое отливки. Ближе к центральной части образца наблюдается небольшое увеличение размера карбидов M_7C_3 , наиболее крупные из них имеют размер 15-25 мкм. Средняя площадь сечения зерна составляет 0,000211 мм², что соответствует 9 баллу зерна. Объемная доля карбидов составляет 47%.

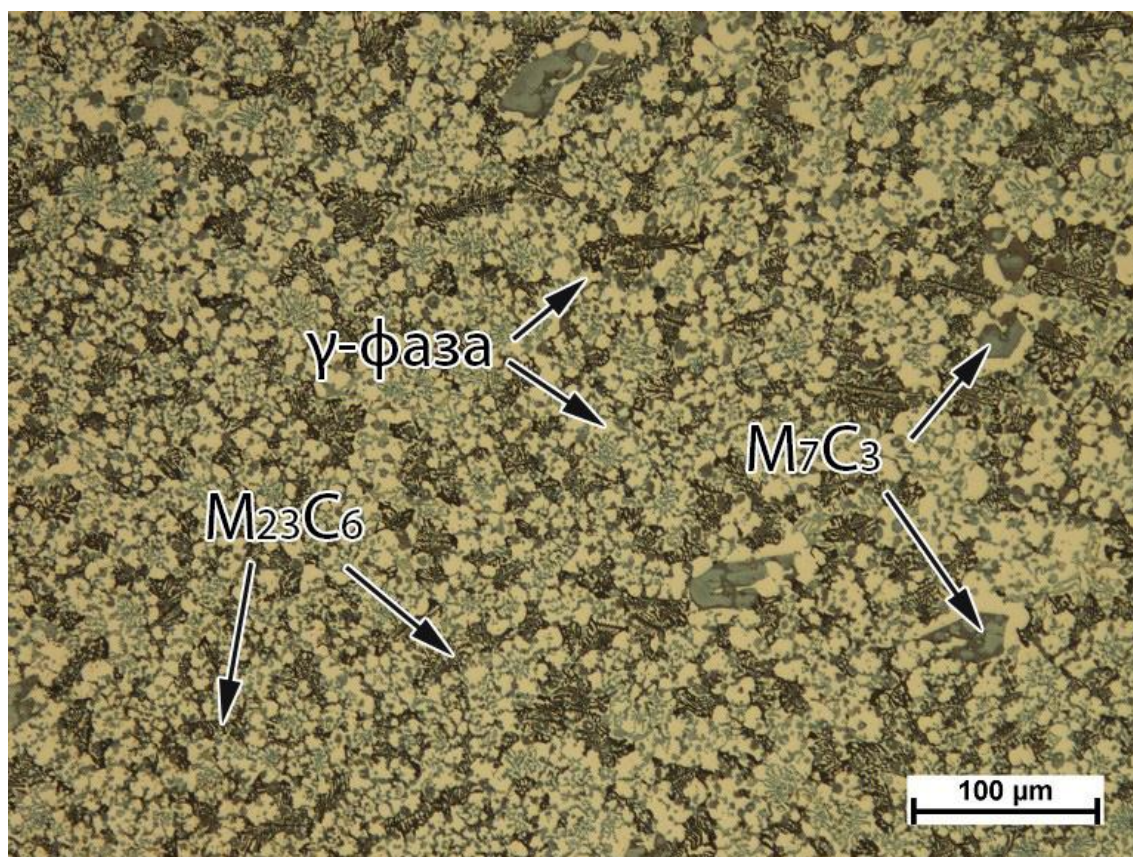


Рисунок 22. Микроструктура сплава Mk1 с максимальным содержанием легирующих элементов (поверхностный слой образца)

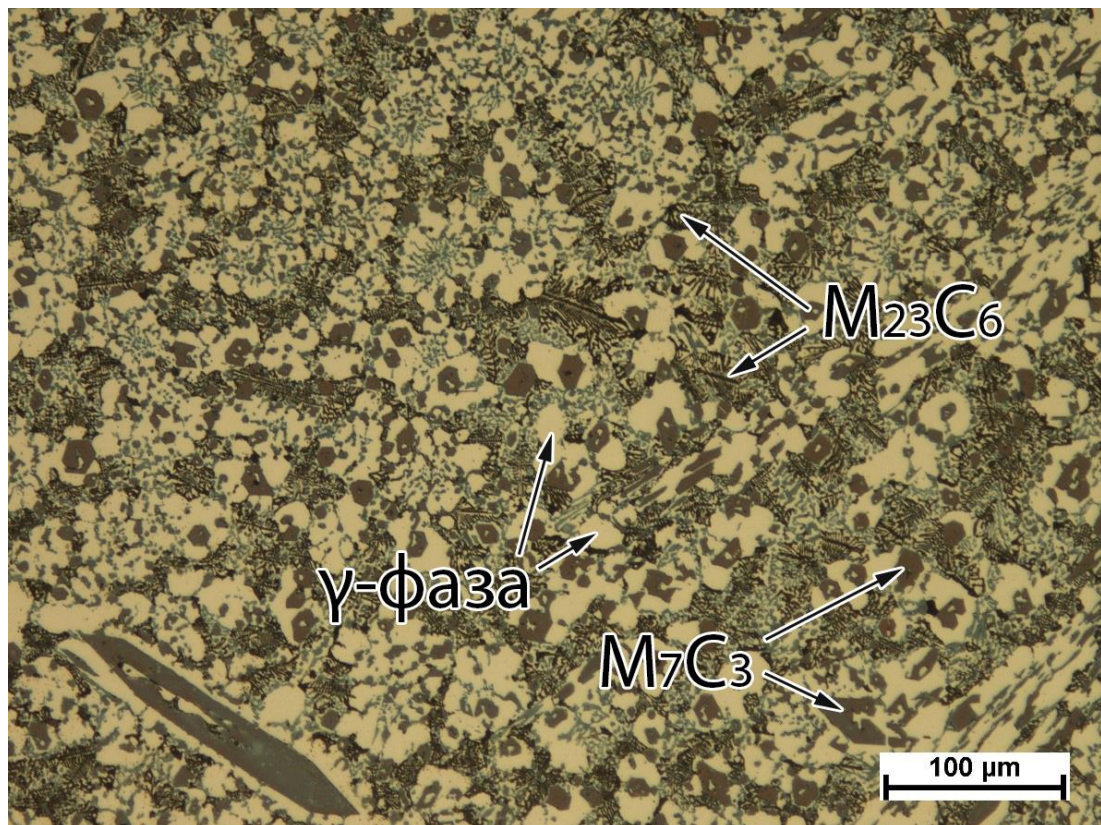


Рисунок 23. Микроструктура сплава Mk1 с максимальным содержанием легирующих элементов (центр образца)

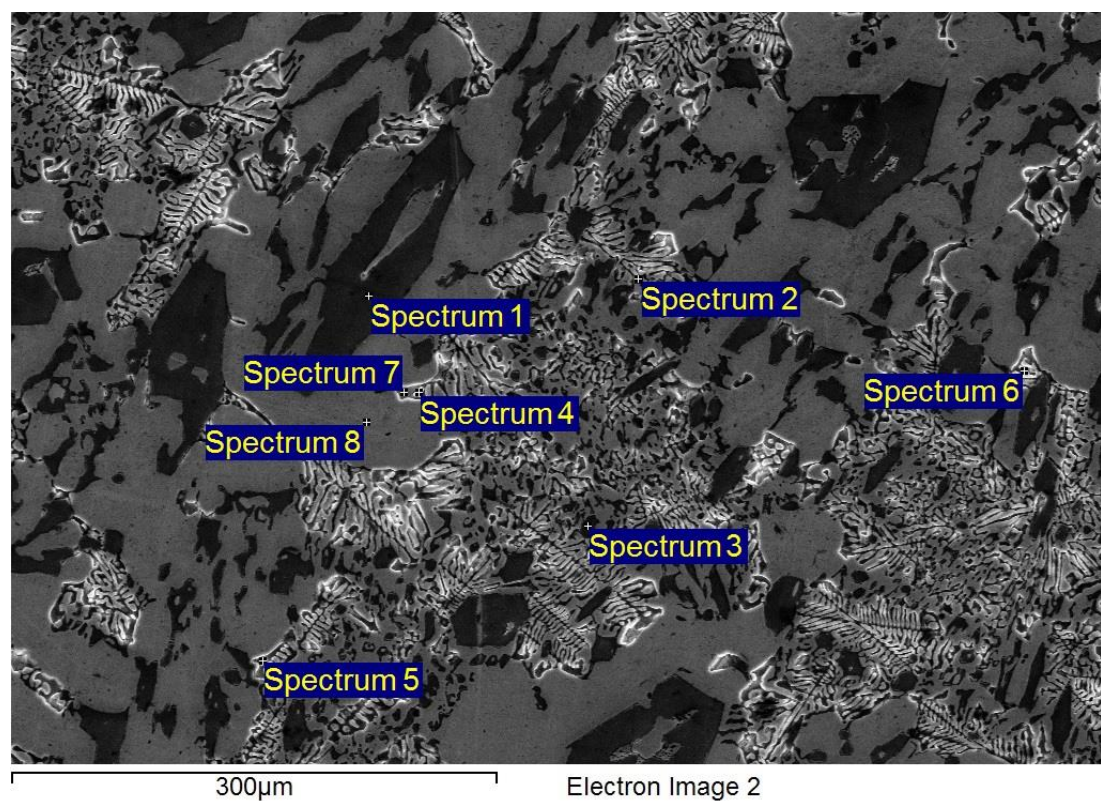


Рисунок 24. Структура сплава Mk1 с максимальным легированием (РЭМ)

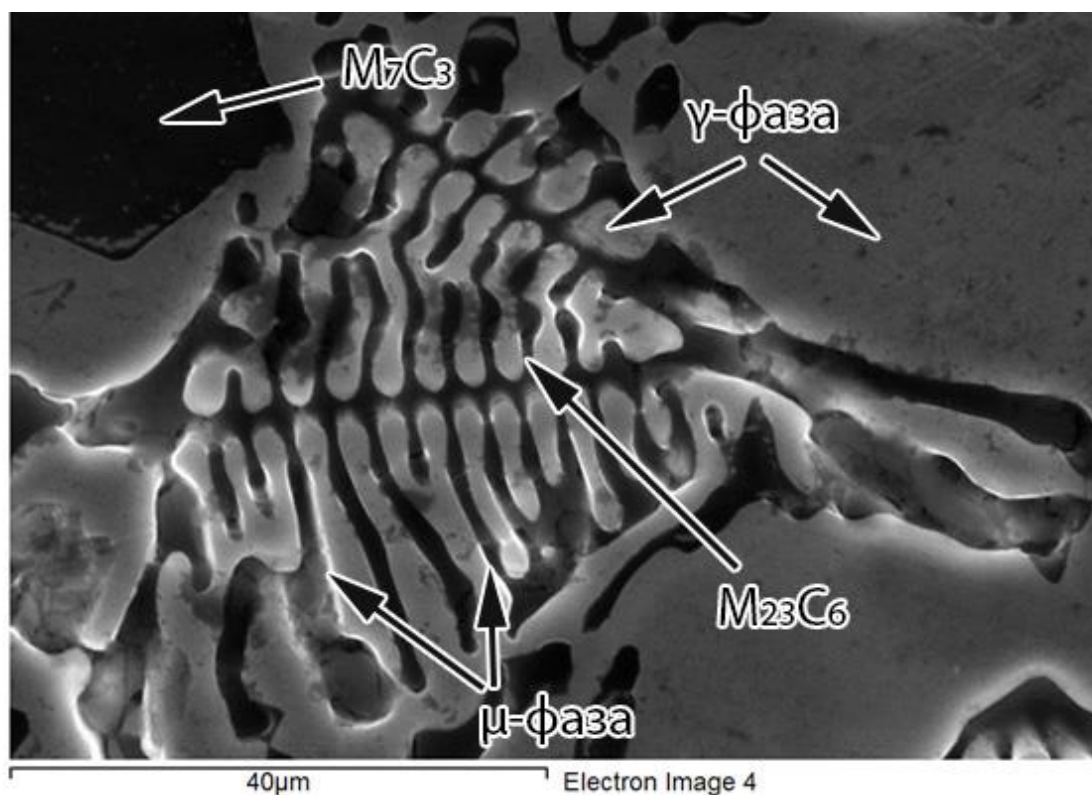


Рисунок 25. Структура сплава Mk1 с максимальным легированием (РЭМ)

Химический состав фаз сплава Mk1 с максимальным легированием компонентов представлен в таблице 12.

Таблица 12. Результаты химического анализа фаз сплава Mk1 с максимальным легированием

Spectrum	Содержание элемента, % (по массе) / % (атомн.)					
	Cr	W	Co	Fe	Ni	Mo
1	73,62/81,30	10,08/3,15	15,00/14,62	0,88/0,90	0,21/0,21	1,27/0,76
2	71,58/79,06	9,92/3,32	12,44/12,12	0,81/0,82	0,33/0,34	1,05/0,63
3	64,44/71,49	9,14/2,87	23,34/22,85	0,84/0,85	0,15/0,15	1,21/0,73
4	11,18/14,46	27,72/10,14	50,09/57,18	0,63/0,64	0,75/0,77	2,26/1,58
5	18,06/21,36	11,92/3,99	64,28/67,08	2,55/2,86	1,52/1,59	0,72/0,46
6	14,52/17,05	30,67/11,22	48,15/54,96	0,59/0,60	0,67/0,69	0,81/0,51
7	19,37/22,62	10,38/3,43	64,38/66,35	2,52/2,79	1,40/1,45	0,87/0,55
8	20,26/23,80	11,60/3,86	62,98/65,29	2,64/2,95	1,69/1,76	0,50/0,32

Заметным отличием сплава Mk1 с максимальным содержанием легирующих элементов является толщина слоя μ фазы на границах карбидов, что хорошо видно на рисунках 24-25. Увеличение общего содержания карбидов и изменение характера распределения μ фазы произошло из-за смещения соотношения основных легирующих элементов к углероду в меньшую сторону.

Для проверки соответствия сплава Mk1 с минимальным и максимальным легированием требованиям API 11AX были проведены замеры твердости образцов (таблица 13).

Таблица 13. Результаты замеров твердости образцов сплава Mk1 различного химического состава

Сплав	Химический состав					Твердость, HRC
	Co	C	Cr	W	Si	
Расчетный (Mk1)	осн.	2,3-2,6	26,0-30,0	12,0-15,0	0,7-1,0	
Mk1	осн.	2,31	28,71	12,36	0,82	50-55
Mk1	осн.	2,31	28,39	15,1	0,73	51,5-55
Mk1	осн.	2,37	29,90	14,93	0,98	55,5-58,5
Mk1	осн.	2,44	27,56	14,2	0,88	55-58
Mk1	осн.	2,47	26,82	13,31	0,94	50-53
Mk1	осн.	2,55	29,17	14,58	0,85	54,5-59,5

По результатам проведенных экспериментов можно сделать вывод, что с помощью корректировки химического состава удалось добиться значительного измельчения структуры литого сплава Stellite 20. Полученный сплав Mk1 имеет необходимую микроструктуру с большим содержанием мелких карбидов и подходящую, в зависимости от степени легирования, твердость как для седла, так и для шара клапанной пары. Таким образом, для проведения дальнейших испытаний было решено выделить из диапазона химического состава опытного сплава Mk1 два новых сплава, характеристики которых должны наилучшим

образом подойти для отливок седла и шара (Mk1s и Mk1b соответственно). Химический состав опытных сплавов представлен в таблице 14.

Таблица 14. Химический состав опытных сплавов Mk1 на основе кобальта

Сплав	Химический состав								
	C	Cr	W	Si	Ni	Mn	Mo	Fe	Co
Mk1 (Расчетный)	2,3-2,6	26,0-30,0	12,0-15,0	0,7-1,0	<1,5	0,8-1,4	< 1,5	< 3,0	осн.
Mk1s (седло)	2,3-2,45	26,0-28,0	12,0-14,0	0,7-1,0	<1,5	0,8-1,4	< 1,5	< 3,0	осн.
Mk1b (шар)	2,45-2,6	27,5-30,0	13,5-15,5	0,7-1,0	<1,5	0,8-1,4	< 1,5	< 3,0	осн.

Учитывая обнаруженное ранее положительное влияние ТВО на выравнивание размера карбидных фаз сплава Stellite 20(Л), было принято решение дополнительно оценить степень её влияния на сплав Mk1. Результаты измерений представлены на рисунке 26. Полученная политерма вязкости сплава Mk1 показала схожие со Stellite 20(Л) параметры кривых нагрева и охлаждения, а расхождение этих кривых также показало наличие гистерезиса вязкости.

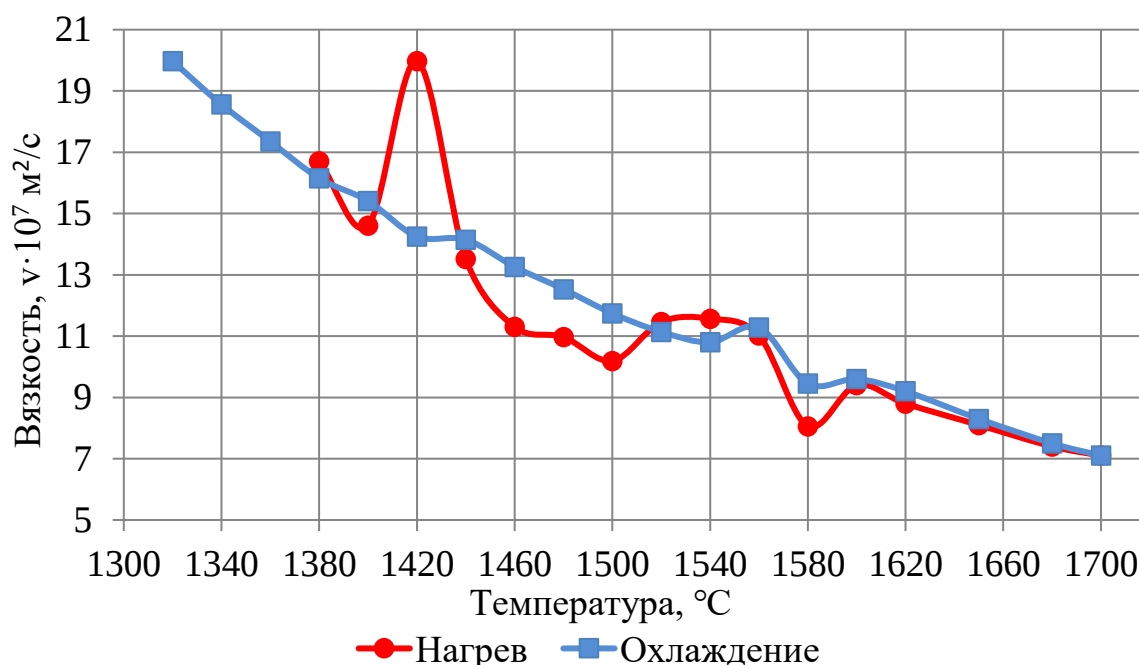


Рисунок 26. Влияние температуры на вязкость сплава Mk1

На рисунке 27 представлена микроструктура сплава Mk1 до и после проведения ТВО. Видно, как и в случае со сплавом Stellite 20(Л), что обработка

повлияла на распределение карбидных составляющих и привела к уменьшению средней площади сечения зерна с $0,000472 \text{ мм}^2$ до $0,000244 \text{ мм}^2$. Объемная доля карбидов составляет 40%. Замеры твердости после ТВО не показали каких-либо изменений относительно сплава Mk1 без ТВО.

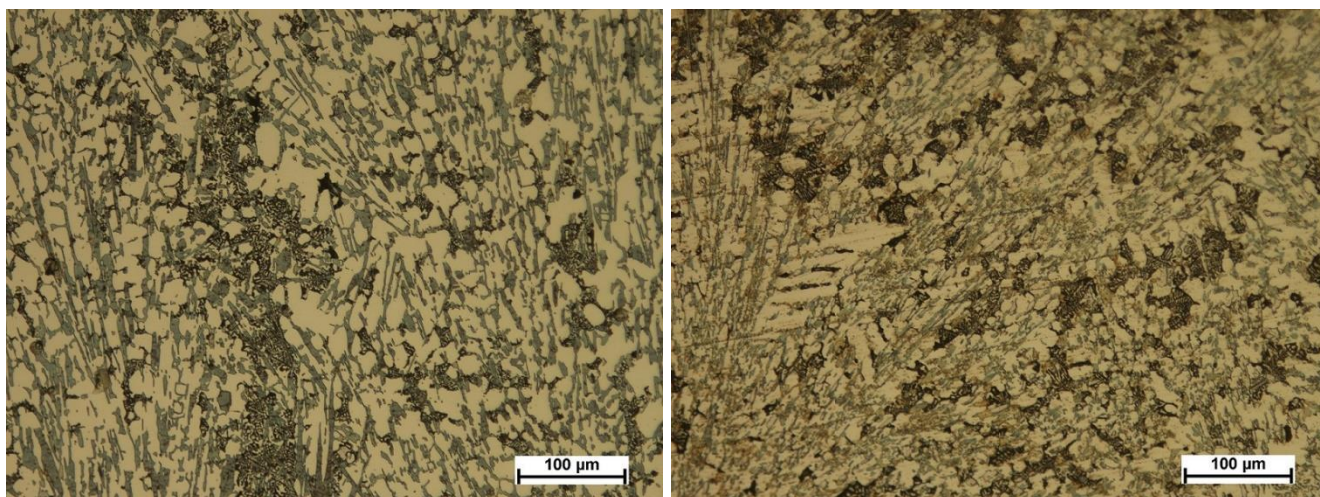


Рисунок 27. Структура опытного сплава Mk1 до (слева) и после (справа) проведения ТВО

Таким образом, можно сделать вывод о целесообразности применения термовременной обработки сплава Mk1 для измельчения его структуры. Полученные экспериментальные данные позволяют рекомендовать следующий режим выплавки сплава Mk1: расплавление шихты, перегрев сплава до температуры $1660\text{--}1700 \text{ }^{\circ}\text{C}$, выдержка при данной температуре в течение 30 минут для перевода расплава в равновесное состояние и последующее охлаждение до температуры разливки.

2.5 Влияние лазерной термообработки на микроструктуру сплава

Лазерная термообработка (ЛТО) является эффективным способом модифицирования поверхности металлов, позволяющим заметно повысить износостойкость и срок службы деталей. Высокая скорость нагрева и охлаждения поверхности обрабатываемого материала в процессе лазерной обработки позволяет измельчить его структуру и увеличить показатели твердости. В работе [54] указывается, что для обработки сплавов системы Fe-C, в зависимости от

желаемого результата, применяется 2 режима обработки: без и с оплавлением поверхности. Для кобальтовых стеллитов возможно применение только режима с оплавлением поверхности, т.к. без него структура сплава не претерпевает каких-либо существенных изменений.

Обработка поверхности производилась на лазерной установке IPG ИРЭ-Полус ЛС-5 при различной мощности лазерного луча, размер полосы контакта 2,5 мм с шагом 1,2-1,3 мм, скорость движения лазерной головки 0,05 м/с. Замеры твердости производились с помощью твердомера ТР-5006 с алмазным наконечником в качестве индентора. На рисунках 32-33 представлены микроструктуры, полученные на поперечном срезе образцов из сплава Mk1s. Видно, что проведение ЛТО привело к значительному измельчению поверхностного слоя металла на глубину 0,05 мм и 0,2 мм при мощности лазерного луча 600 и 1000 Ватт соответственно. В то же время, на обоих образцах в процессе охлаждения возникла сеть трещин. При повторном проведении лазерной обработки, но с предварительным прогревом образцов до температуры 400°C растрескивания поверхности не наблюдалось. Замеры твердости во всех случаях показали увеличение твердости после обработки поверхности на 2-3 ед. HRC. Поверхность образца после проведения ЛТО представлена на рисунке 28.

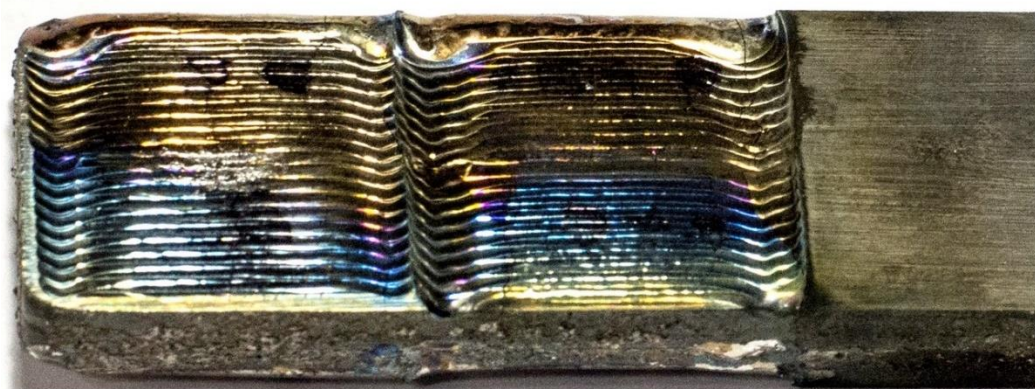


Рисунок 28. Поверхность образца после ЛТО

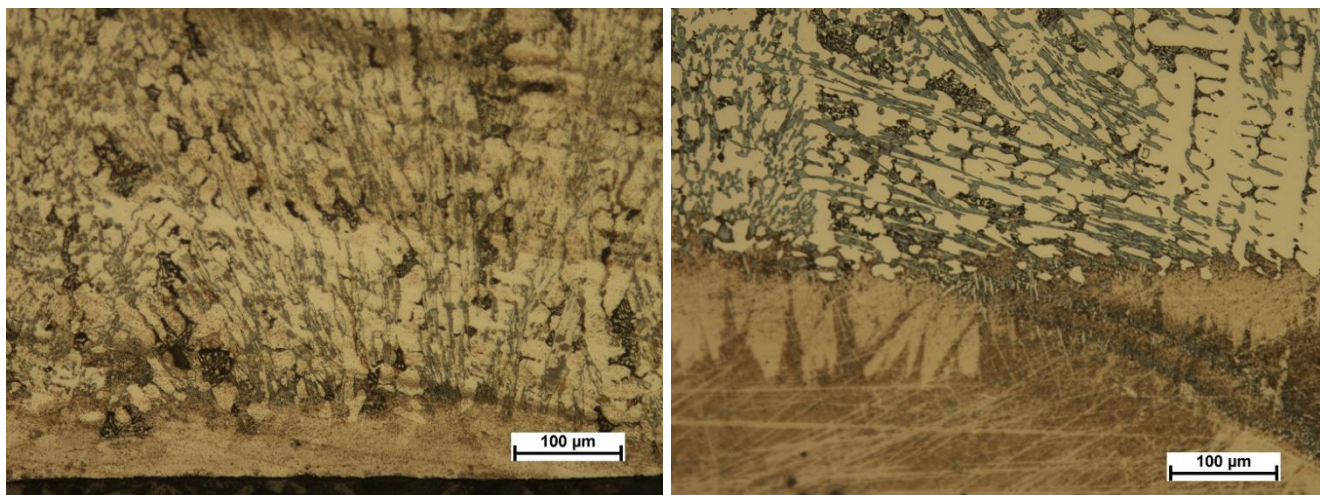


Рисунок 29. Микроструктура сплава Mk1s после ЛТО при мощности 600 Ватт (слева) и 1000 Ватт (справа)

Несмотря на значительное измельчение структуры материала и увеличение твердости обработанной поверхности, глубина измельченного слоя является недостаточной и не превышает припуск на механическую обработку заготовок. Также, для проведения ЛТО поверхности большого количества отливок необходимы создание и отработка технологии механизации процесса обработки деталей сложной формы (к каким можно отнести «Шар»).

Тем не менее данный способ является достаточно перспективным и с учетом устранения всех указанных недостатков в дальнейшем может быть применен для упрочнения элементов клапанных пар.

Выводы

1. Изучено влияние термовременной обработки на сплавы Stellite 20(Л) и Mk1. При нагреве до температуры 1700°C и последующем охлаждении в обоих случаях наблюдался гистерезис вязкости. После выдержки в течение 30 минут при температуре 1650-1700°C в обоих сплавах наблюдалось разложение крупных карбидов M_7C_3 с выделением вторичных карбидов $M_{23}C_6$ меньшего размера и их более равномерное распределение в объеме металла. Показатели твердости сплавов Stellite 20(Л) и Mk1 до и после термовременной обработки практически не изменились и составили 51-53 и 55-58 ед. HRC соответственно.

2. Проведенный структурно-фазовый анализ сплава Stellite 20(Л) показал высокое содержание хрупкой интерметаллидной μ фазы, склонной к выкрашиванию. При исследовании влияния процентного содержания элементов на фазовый состав сплава установлено, что изменение концентрации основных легирующих элементов (C, Cr и W) в пределах марки сплава Stellite 20(Л) не позволяет снизить содержание интерметаллидов в сплаве. После расширения диапазона содержания легирующих элементов за рамки химического состава сплава Stellite 20(Л) был определен химический состав литейного сплава Mk1, в рамках которого были отдельно выделены сплавы Mk1s и Mk1b с необходимым фазовым составом для отливок седел и шаров соответственно. Анализ этих сплавов показал измельчение структуры в 2-2,5 раза, по сравнению со Stellite 20(Л), а также твердость 50-55 и 55-58 ед. HRC соответственно для Mk1s и Mk1b, что удовлетворяет требованиям стандарта API 11AX.

3. ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ ЛИТЫХ ЗАГОТОВОК ИЗ КОБАЛЬТОВЫХ СТЕЛЛИТОВ

Износ деталей обычно подразделяют по причинам, его вызывающим, в соответствии с чем различают абразивное, усталостное, адгезионное и коррозионно-механическое изнашивание [55, 56]. В данной работе поставлена задача повышения износостойкости клапанных пар штанговых глубинных насосов, работающих в условиях абразивного, ударно-абразивного и коррозионного износа, когда рабочие органы машин соприкасаются непосредственно с агрессивной и абразивной средой.

Абразивный износ представляет собой изнашивание детали в результате царапающего или режущего воздействия твердых частиц – обычно минерального происхождения. Механизм этого вида изнашивания заключается в удалении с поверхности детали очень мелкой стружки или фрагментов предразрушенного материала, выдавленного по сторонам пластически деформированной царапины, или дисперсных, крупно отделяющихся кусочков [57]. Для определения степени сопротивления износу материалов в лабораторной практике применяются следующие методы испытаний: истирание о поверхность абразивного камня или шкурки, истирание в среде незакрепленных абразивных частиц, истирание металл по металлу и другие [55, 57-65].

В условиях работы клапанной пары ШГН абразивное изнашивание происходит одновременно при ударном и царапающем приложении нагрузки. В поверхностном слое материала могут появиться микротрещины (в зависимости от энергии удара), происходить выкрашивание твердых структурных составляющих, образование борозд и удаление мелких чешуек материала.

Проведены сравнительные исследования образцов из опытных сплавов и существующих и применяемых в производстве литейных (ВЗК, 3В14КБ) и порошковых (Stellite 20) кобальтовых сплавов, химический состав которых указан в таблице 15.

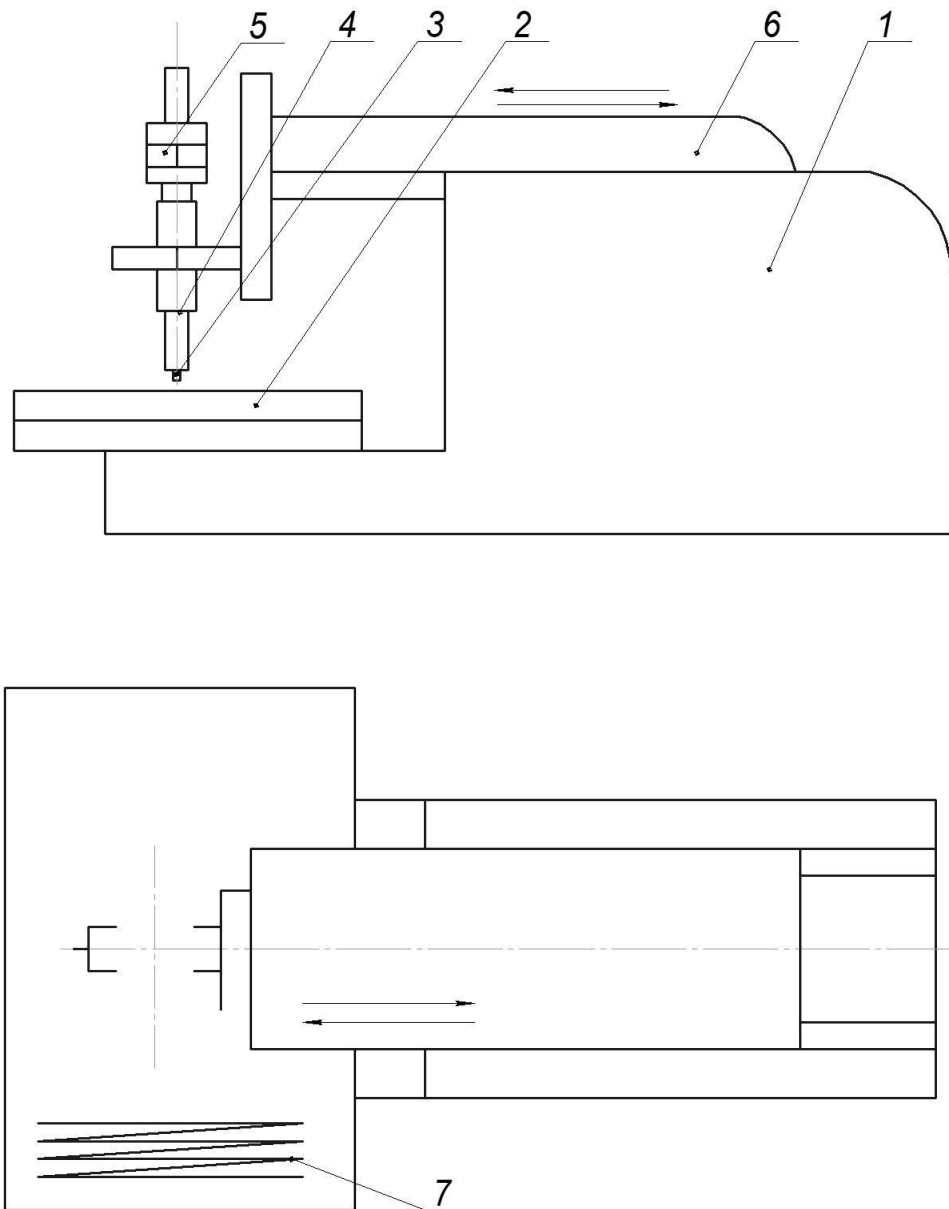
Таблица 15. Химический состав образцов для испытаний на абразивный износ

Сплав	Химический состав									Твердость, HRC
	C	Cr	W	Si	Ni	Mn	Mo	Fe	Co	
Stellite 20 (ПМ)	3,36	38,35	16,55	0,54	2,43	0,26	0,15	1,13	осн.	59-60
3В14КБ	2,94	30,05	14,97	0,89	1,41	0,27	0,25	1,95	осн.	60-61
ВЗК	1,28	30,24	4,71	2,66	1,8	-	-	1,81	осн.	43-44,5
Mk1s	2,32	27,3	12,27	0,83	1,33	1,18	1,12	0,12	осн.	53-54
Mk1b	2,37	29,97	15,04	0,95	1,38	1,04	1,07	0,12	осн.	56-57,5

3.1 Износ по закрепленному абразиву

В случае условий работы клапанной пары ШГН одним из основных механизмов разрушения материала является царапание поверхности металла твердыми абразивными частицами. Условия изнашивания материала можно воспроизвести в лабораторных условиях с помощью трения исследуемых образцов об абразивный материал. Данный метод принят в качестве одного из основных методов оценки износостойкости [58].

Испытания проводились на установке, схема которой представлена на рисунке 30. Особенностью данной установки является то, что за каждый цикл работы все точки поверхности испытуемого образца проходят равное расстояние, а также постоянно контактируют со новыми зернами абразива. Это достигается тем, что закрепленный в державке испытуемый образец, имеющий Ø10 мм и высоту 25 мм, совершает возвратно-поступательное движение, в то время как наждачная бумага ступенчато двигается перпендикулярно направлению его движения. В процессе испытания каждый образец проходил 5 циклов длиной 50 метров. В качестве абразива использовалась наждачная бумага из карбида кремния марки 54С с размером зерна 100 мкм. Перед проведением испытаний образцы шлифовались и замерялась их твердость. Об износостойкости судили по потере массы образца, результаты представлены на графике на рисунке 31.



Рисунке 30. Схема установки для изучения износа по закрепленному абразиву

1– корпус; 2 – стол; 3 – образец; 4 – механизм крепления образца;

5 – грузы; 6 – устройство возвратно-поступательного движения;

7 – траектория движения образца по наждачной бумаге.

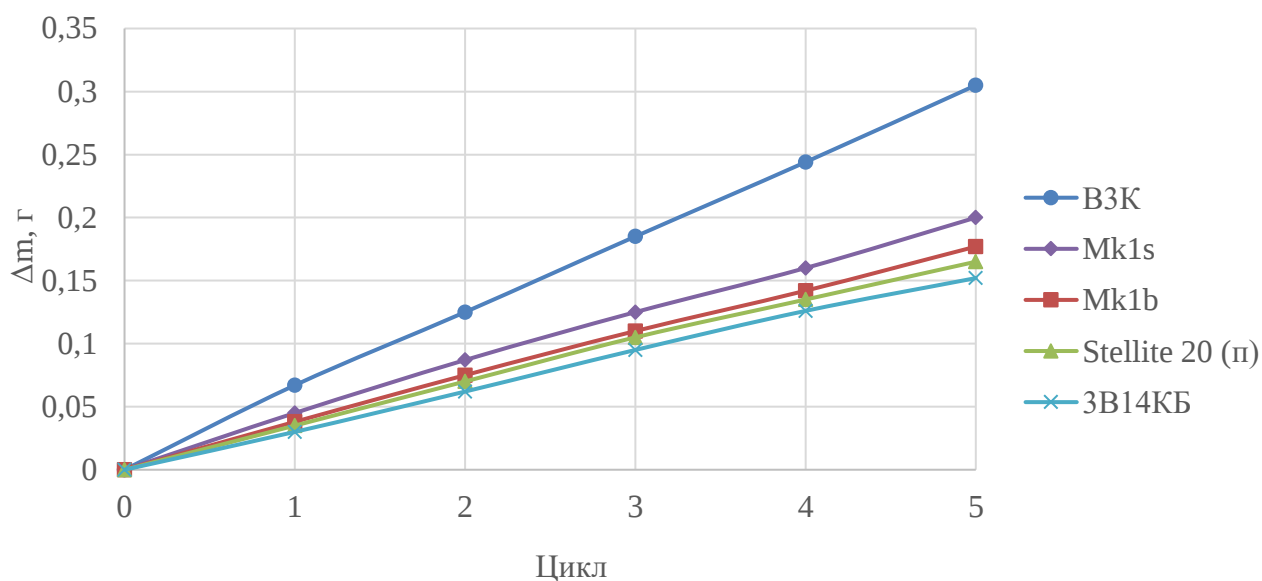


Рисунок 31. Износ образцов при изнашивании по закрепленному абразиву

Полученные результаты испытаний показывают прямую зависимость между износостойкостью при изнашивании по закрепленному абразиву и площадью, занимаемой наиболее износостойкими структурными элементами сплава. Получивший наибольший износ образец из сплава ВЗК имеет в своём составе преимущественно кобальтовую матрицу, в то время как сплав 3В14КБ обладает крупными карбидными включениями и разветвленной сетью карбидов и интерметаллидов (рисунок 32).

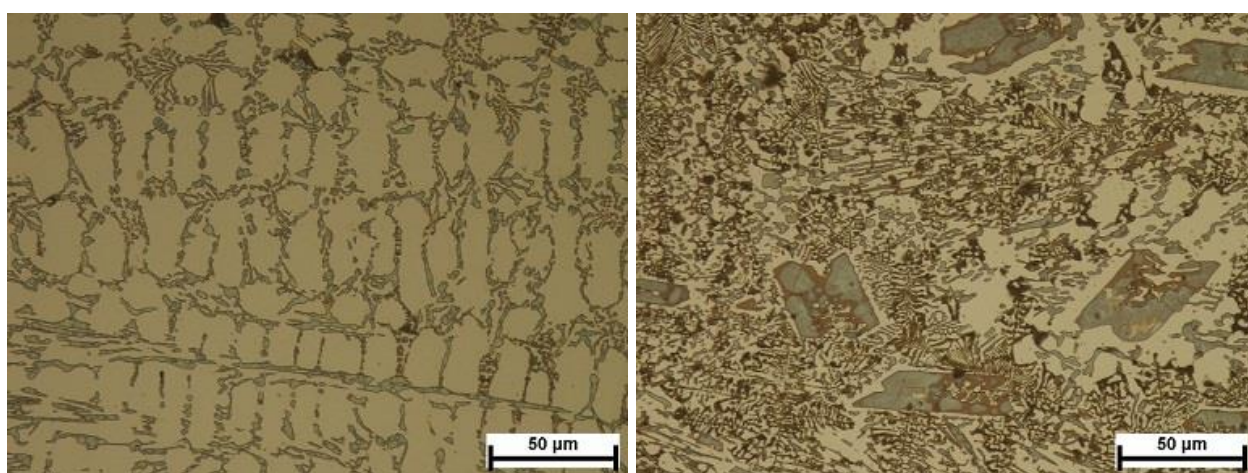


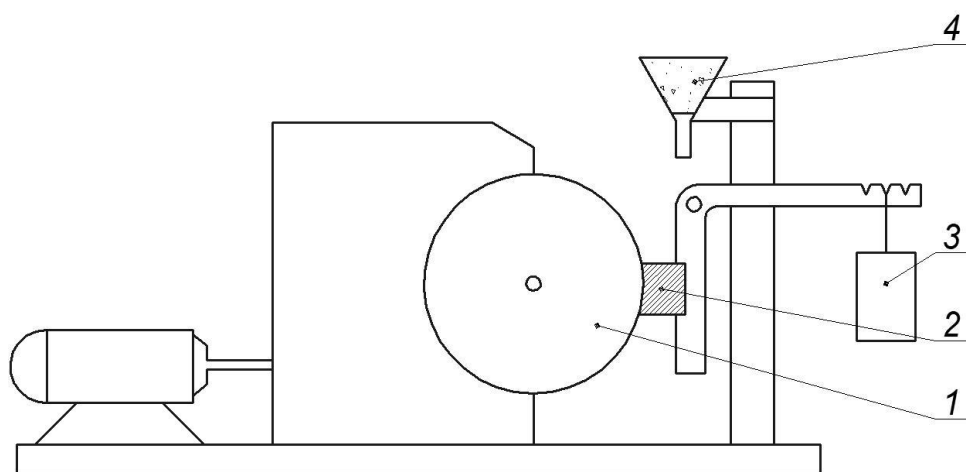
Рисунок 32. Микроструктуры сплавов ВЗК (слева) и 3В14КБ (справа)

Следует отметить незначительное отличие в степени износа между опытным сплавом Мк1b и сплавом Stellite 20(ПМ). Это связано с тем, что при

контакте абразивного материала с поверхностью образца изнашивание происходит по механизму микрорезания, при котором кобальтовая матрица, крупные и мелкие карбиды в равной степени отделяются с поверхности, таким образом меньший размер карбидов не может значительно повлиять на данный процесс.

3.2 Износ по незакрепленному абразиву

Испытания на износ образцов о незакрепленные частицы были проведены на установке типа Бринелля-Хауорта [60], принципиальная схема которой изображена на рисунке 33. Принцип действия установки состоит в том, что к вращающемуся резиновому диску (1) прижимается испытуемый образец материала (2), к которому приложена нагрузка 10 кг (3). Через калиброванное отверстие в воронке (4) на диск просыпается абразив, частички которого захватываются диском и попадают в зону контакта между диском и образцом, в результате изнашивая поверхность образца. В качестве абразивного материала использовался карбид кремния фракции 0,063 мм, общее время измерений для каждого образца составило 15 минут, замеры массы производились каждую минуту. Испытуемые образцы представляли собой пластины размером 80x20x10 мм. Внешний вид образцов после испытаний представлен на рисунке 34.



1 – резиновый диск; 2 – испытуемый образец; 3 – груз; 4 – воронка

Рисунок 33. Схема испытательной установки для изучения износа образцов по незакрепленному абразив

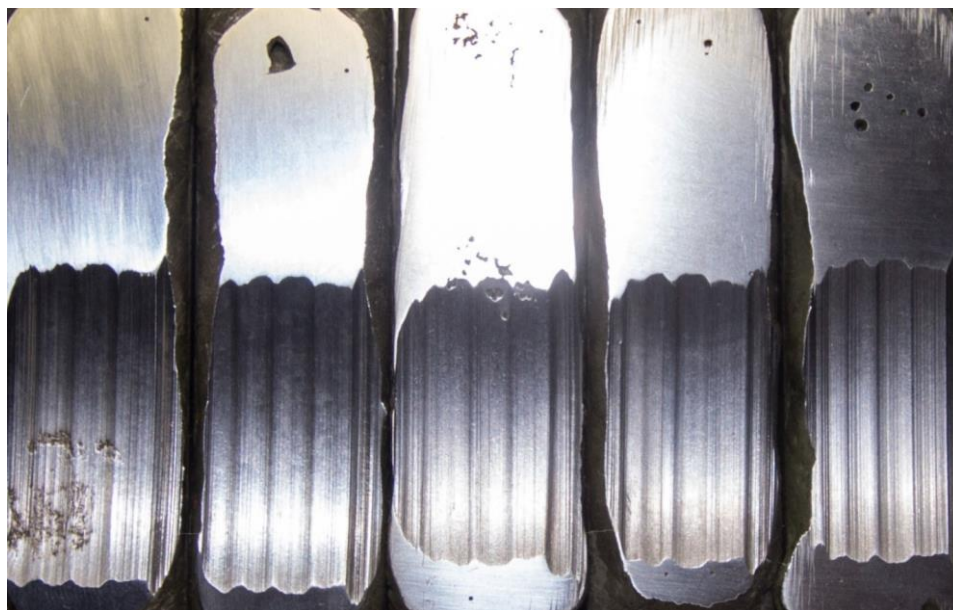


Рисунок 34. Внешний вид образцов после проведения испытаний

График износа образцов при изнашивании по незакрепленному абразиву представлен на рисунке 35.

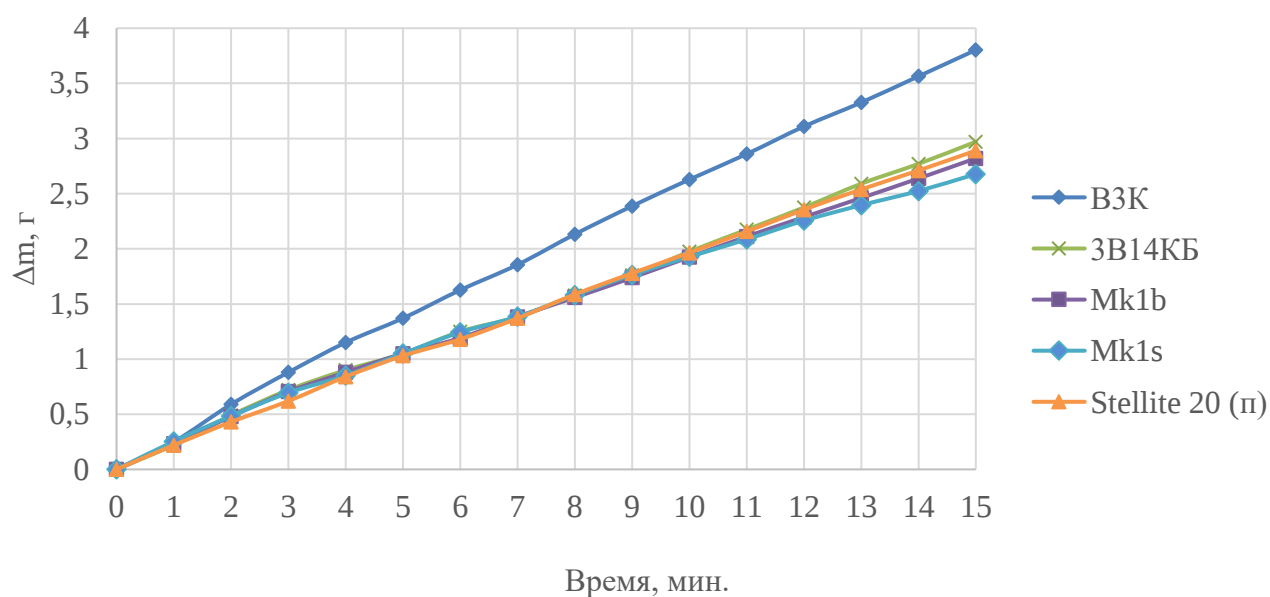


Рисунок 35. Износ образцов при изнашивании по незакрепленному абразиву

По результатам испытаний видно, что полученные данные достаточно качественно коррелируют с результатами испытаний на износ по закрепленному абразиву. Некоторая нелинейность износа на начальном этапе испытаний связана с т.н. «приработкой», а точнее неравномерностью износа относительно мягкой

кобальтовой матрицы и твердых карбидных фаз. В то же время видно, что у образца, полученного методом порошковой металлургии, данный участок на графике отсутствует, что связано с однородностью размера зерен в микроструктуре этого материала, которые изнашиваются равномерно по всей поверхности контакта.

Также необходимо обратить внимание на то, что в процессе испытаний на установке типа Бринелля-Хауорта с каждым последующим циклом на образцы оказывается различная нагрузка. Это связано с тем, что по мере износа образца увеличивается площадь контакта резинового диска с его поверхностью, что в свою очередь ведёт к уменьшению давления на единицу площади поверхности. Фактически это приводит к тому, что менее износостойкий образец, сильнее изношенный в начальный период испытаний, в определенный момент времени будет иметь то же самое изменение массы, что и более износостойкий образец, на который оказывается более высокая нагрузка. Для исключения этого эффекта необходимо после каждого цикла испытаний проводить корректировку нагрузки на образец путём изменения массы груза. На рисунке 36 представлены кривые изменения нагрузки на испытуемые образцы из сплавов ВЗК и Мк1б с течением времени. После первого цикла длиной 1 минуту разница давлений на площадь поверхности образцов составила 4%, которая при дальнейших испытаниях возросла до более чем 10%.

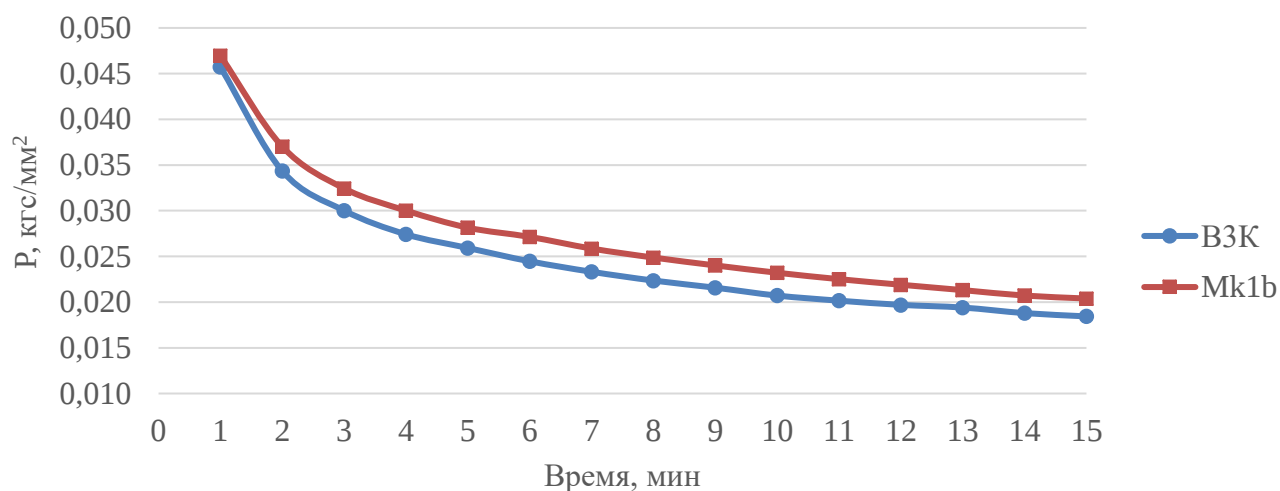


Рисунок 36. Изменение нагрузки на испытуемый образец по мере износа

По графику заметно, что первоначальная нагрузка на единицу поверхности образца уменьшилась в 2,5 раза по сравнению с конечной. Для проверки степени износа при неизменном давлении на единицу площади поверхности были проведены испытания с корректировкой нагрузки после каждого цикла испытаний для сплавов ВЗК и Мк1б. Результаты повторных испытаний представлены на рисунке 37.

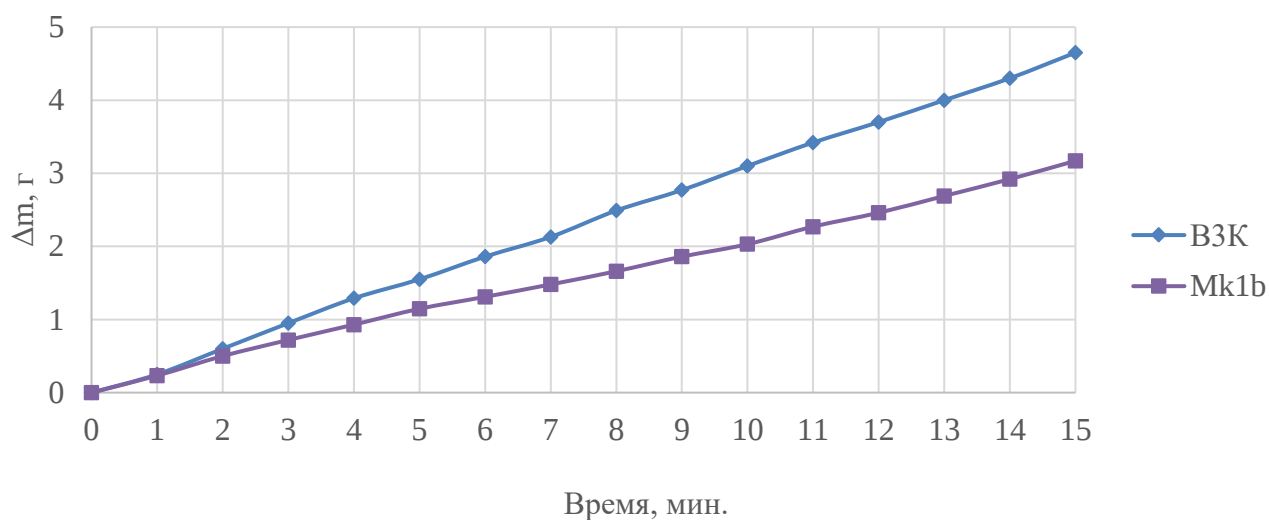


Рисунок 37. Износ образцов при изнашивании по незакрепленному абразиву при корректируемой нагрузке

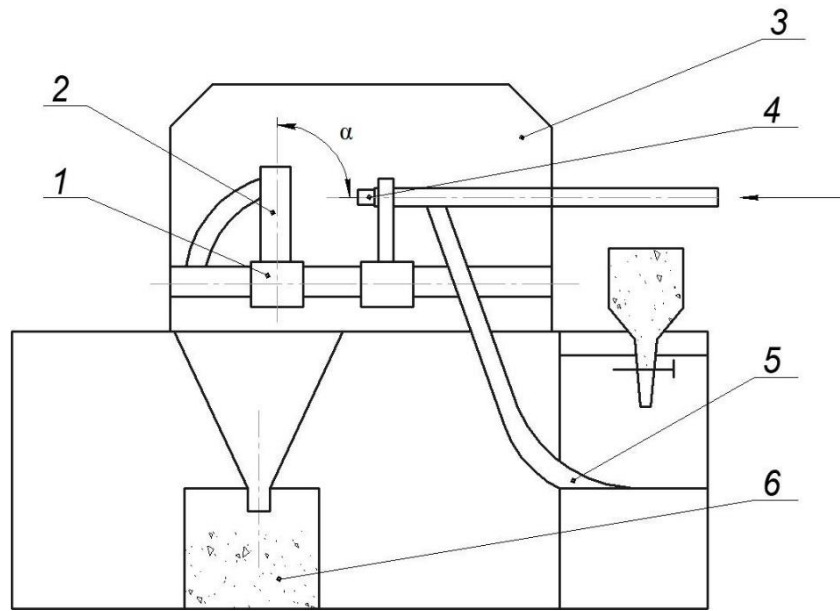
Эксперименты при фиксированной нагрузке в 10 кг показали разницу между образцами из сплавов ВЗК и Мк1б в размере 35%, при испытаниях с корректировкой нагрузки разница составила уже 46%, что говорит о достаточно большой величине накапливаемой ошибки в первом типе испытаний. Разница между показателями износа одного и того же сплава составила 22,3% и 12,5% соответственно для ВЗК и Мк1б. Таким образом, проведение испытаний на износ по незакрепленному абразиву на установке Бринелля-Хауорта при фиксированной нагрузке позволяет провести относительное сравнение различных материалов с достаточно высокой погрешностью. Для получения более точных данных необходимо проведение испытаний с корректировкой нагрузки на образец с целью соблюдения фиксированной нагрузки на единицу площади образца.

3.3 Ударно-абразивный износ

В связи с тем, что износ по закрепленному и незакрепленному абразиву позволяет оценить износостойкость только при изнашивании трением, были проведены испытания на ударно-абразивный износ. В условиях работы клапанной пары ШГН ударно-абразивный износ может быть осложнен дополнительным перемещением взаимодействующих поверхностей или частиц абразива. Имеются в виду условия, где удар сопровождается последующим кратковременным проскальзыванием [66].

Известно, что пластичные и твердые материалы обладают различной износостойкостью при одинаковых условиях. В работах [60,67] получены закономерности износа пластичных и твердых материалов при различных энергиях удара об абразив. Показано, что износ относительно пластичных материалов осуществляется главным образом путем среза микрообъемов и монотонно увеличивается с возрастанием энергии удара. Износ твердых образцов происходит в основном хрупким выкрашиванием. При достижении определенной величины энергии удара наблюдается резкое увеличение числа микротрещин на поверхности, которые приводят к повышению интенсивности изнашивания материала за счет выкрашивания. При достаточно высокой энергии удара более твердый материал может изнашиваться быстрее, чем пластичный, имеющей меньшую твердость [68, 69].

Для изучения ударно-абразивного износа использовалась установка, принцип действия которой основан на пневматическом разгоне абразивных частиц. Принципиальная схема установки представлена на рисунке 38.



1 – механизм крепления образца; 2 – изнашиваемый образец; 3 – корпус;
4 – сопло; 5 – питающая труба; 6 – емкость для отработанного абразива
Рисунок 38. Схема установки для изучения ударно-абразивного износа

Перед проведением испытаний образец, имеющий размеры 80x20x10 мм, взвешивался на аналитических весах, после чего закреплялся в установке под различными углами α (15° , 30° , 45° , 60° , 90°). Подача абразива производилась с помощью сжатого воздуха через форсунку, установленную напротив образца на расстоянии 200 мм. Скорость потока абразивных частиц составляла 70-80 м/с, в качестве абразива использовался карбид кремния с размером частиц 0,2-0,315 мм. Выбор расстояния до образца и скорости потока производился согласно [59], для исключения т.н. эффекта «экранирования», при котором отражающиеся от поверхности образца частицы абразива оказывают влияние на скорость летящих за ними частиц, тем самым снижая достоверность результатов измерения. Износостойкость так же, как и в предыдущих случаях, оценивали по потере массы образца. Время испытаний при каждом угле атаки составляло 24 часа. График износа образцов при ударно-абразивном изнашивании представлен на рисунке 39.

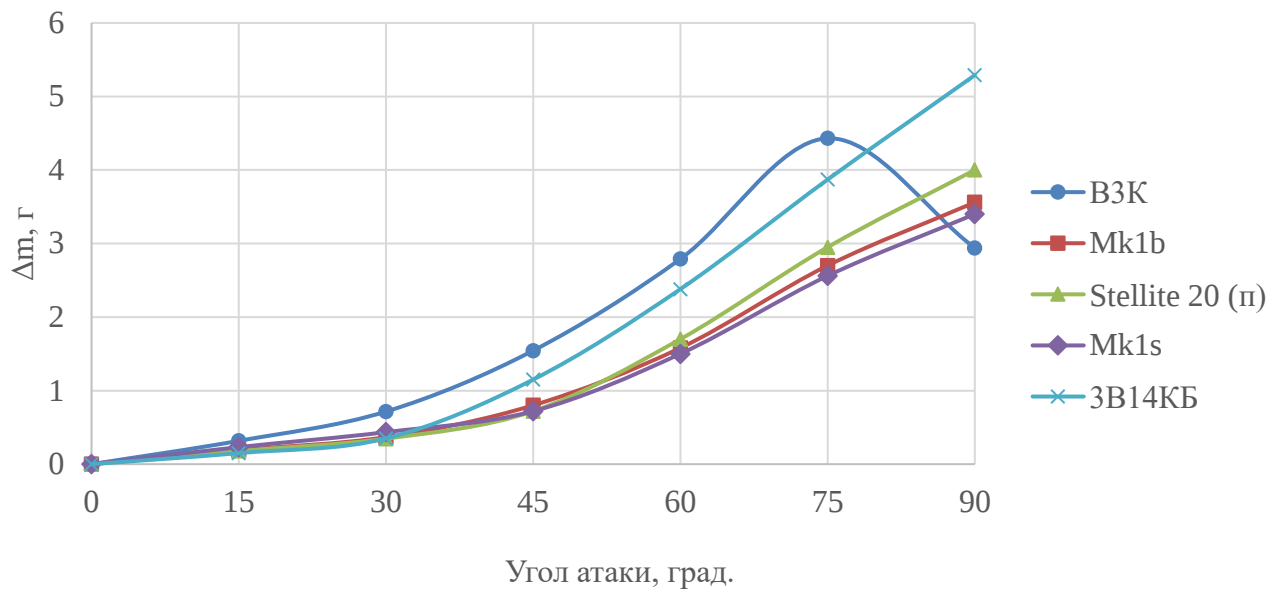


Рисунок 39. Износ образцов при ударно-абразивном изнашивании

По полученным результатам видно, что износ образцов при малых углах атаки ($\alpha=15-30^\circ$) не имеет заметной разницы. Это связано с тем, что механизм износа при таких углах похож на износ трением по незакрепленному абразиву. По мере увеличения угла атаки механизм разрушения поверхностного слоя изменяется с микрорезания на удар, что влияет на скорость изнашивания [70, 71]. При углах атаки α близких к 90° энергия удара расходуется на деформацию и разрушение как исследуемого образца, так и абразивных частиц. При этом у всех образцов, кроме относительно пластичного сплава ВЗК, наблюдается значительное увеличение степени износа. Это происходит из-за образования микротрещин и разрушения их наиболее твердых структурных составляющих, таких как карбиды и интерметаллиды, в то время как у сплава ВЗК значительная часть энергии удара затрачивается на деформацию пластичной матрицы. Опытные сплавы Mk1b и Mk1s показали сопоставимый друг с другом уровень износостойкости при различных углах атаки абразива. Небольшое отличие объявляется наличием в сплаве Mk1s, большего количества пластичной γ -фазы. В то же время оба сплава показали меньшую степень износа при углах атаки $75-90^\circ$ по сравнению с порошковым Stellite 20.

3.4 Износ металл по металлу

Отдельно от остальных видов износа выделяют износ при трении металлических пар [72]. Работы по изучению износа металл-металл проводились на испытательной машине СМЦ-2, которая предназначена для испытания материалов на износ и определения их антифрикционных свойств при трении скольжения и трении качения при нормальных температурах с парами образцов диск-диск, диск-колодка и втулка-вал (рисунок 40). [73]. Принцип работы машины состоит в том, что образцы совершают движение относительно друг друга при заданной нагрузке, при этом они изнашиваются.

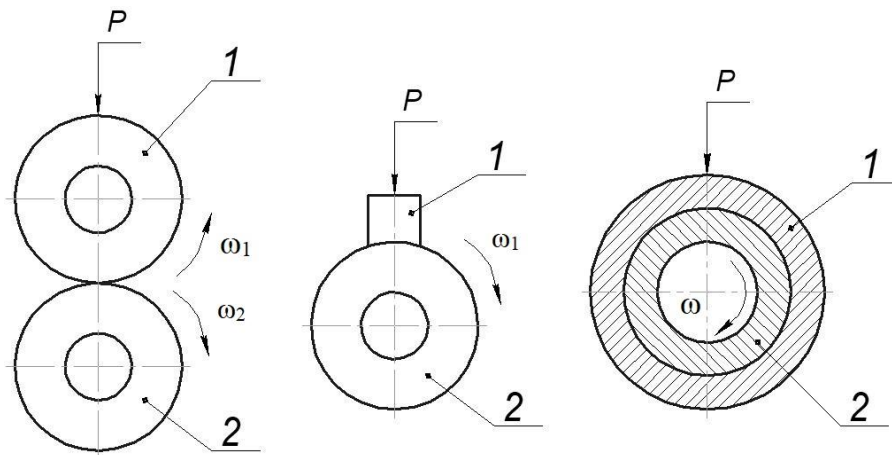


Рисунок 40. Модельные трибосистемы, реализуемые на машине СМЦ-2:

1- образец, 2 – контртело (а – диск-диск; б – диск-колодка; в – вал-втулка)

Износ при трении металл-металл проводился для оценки износа суммарного износа пары шар-седло в процессе работы насоса. Поскольку твердость всех исследуемых материалов (кроме Mk1s) соответствует шару клапанной пары, в качестве контртела использовались цилиндрические образцы из сплава Stellite 3 с твердостью 51 HRC, соответствующей седлу. Опыты проводились при температуре 20°C. Как и в предыдущих случаях, оценку износостойкости производили по изменению массы образцов. Результаты испытаний износа образцов и суммарного износа пары втулка-вал представлены на рисунках 41-42 соответственно.

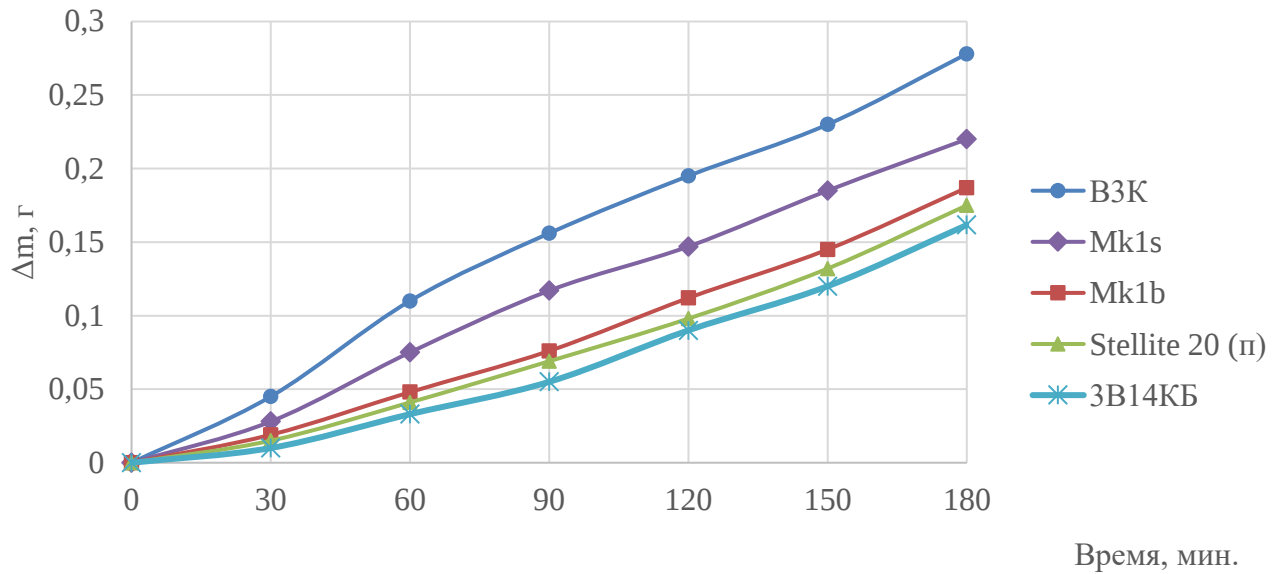


Рисунок 41. Износ образцов при трении металл-металл

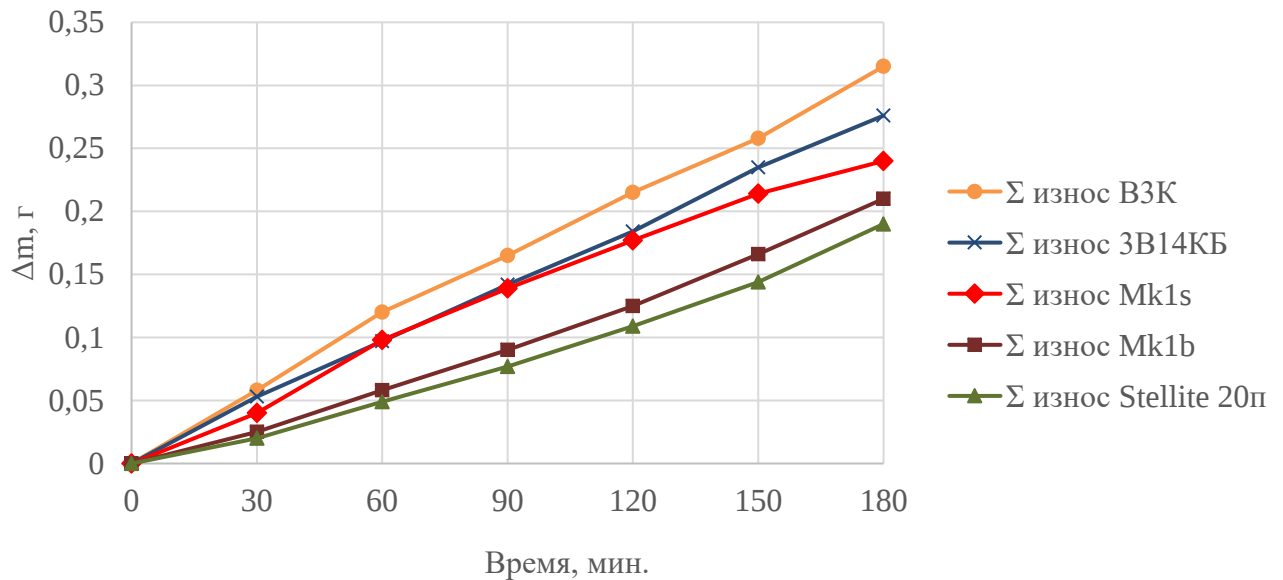


Рисунок 42. Суммарный износ пары втулка-вал при трении металл-металл

Видно, что при трении металла по металлу без абразива образец из сплава ВЗК имеет самый большой износ, а наибольшей износостойкостью обладает сплав 3В14КБ, имеющий самую высокую твердость из всех исследованных образцов сплавов. Однако суммарный износ пары трения втулка-вал у 3В14КБ самый высокий, что связано с наличием в структуре этого сплава крупных карбидов хрома, изнашивающих менее твердое контртело. Наименьший суммарный износ показал образец сплава Stellite 20, полученный из порошка, который обладает очень мелкими округлыми зернами, в меньшей степени

изнашивающими контртелом. Опытный сплав Mk1b показал высокую степень износостойкости, близкую к порошковому образцу, т.к. также обладает достаточно мелкими карбидами, которые, в отличие от крупных карбидов в сплаве 3B14КБ, не оказывают сильного царапающего воздействия на материал контртела.

Износ металла по металлу может реализоваться при трении двух металлов без абразивной прослойки (сухое трение), так и с абразивной прослойкой между ними. В последнем случае на поверхности контакта происходит микрорезание с возникновением отделяющейся стружки и нанесение царапины с образованием пластически отесненных навалов, состоящих из «предразрушенного» материала с большим количеством трещин, надрывов, с малой твердостью и прочностью. Вновь наносимые царапины по имеющимся навалам вызывают их разрушение с отделением частиц металла, обуславливающим весовой и объемный износ [58, 60]. Износостойкость при данном виде износа определяется твердостью и структурой металла, а также правильным выбором соотношения твердости трущихся поверхностей [74]. В качестве абразива был использован порошок карбида кремния фракции 0,2-0,315 мм. Результаты испытаний представлены на рисунке 43.

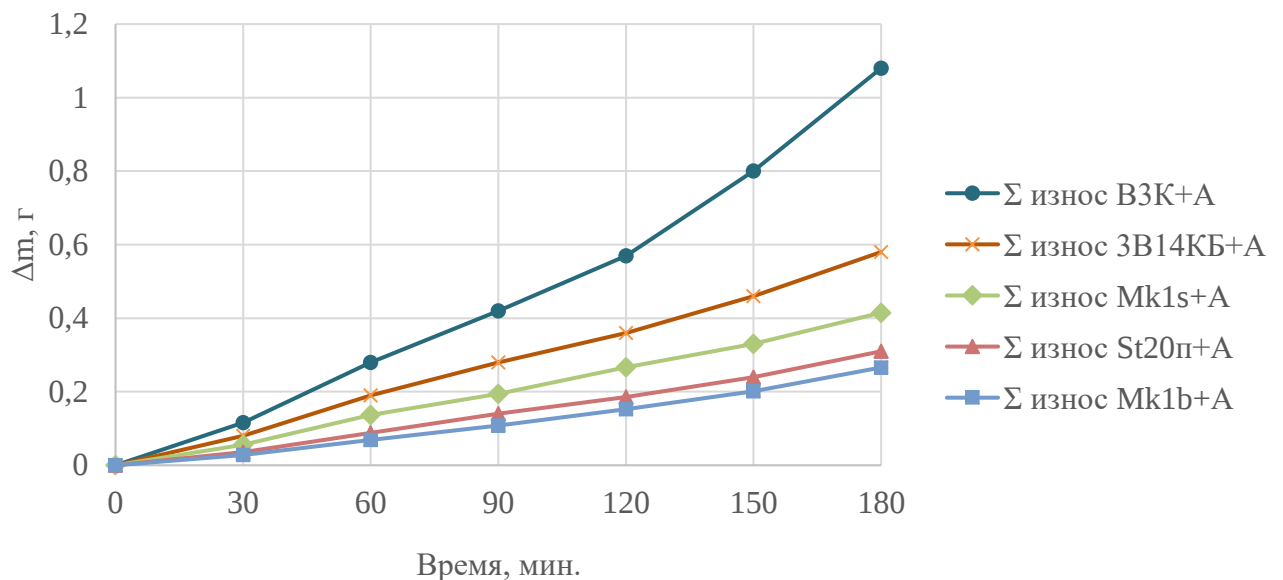


Рисунок 43. Суммарный износ пары втулка-вал при трении металл-металл с абразивной прослойкой

Меньшая степень износа образца из опытного сплава Mk1b объясняется тем, что в образце, полученном методом ПМ на поверхности имеются микропоры в которые внедряются частицы абразива, что приводит к появлению царапин на поверхности контртела, за счет чего увеличивается его износ. При износе без абразива такого эффекта не наблюдается.

3.5 Коррозионная стойкость

Одним из основных преимуществ стеллитовых клапанных пар перед клапанами из карбида вольфрама является устойчивость к сероводородной коррозии. Сероводород H_2S является агрессивным газом, провоцирующим кислотную коррозию, которую называют сероводородной коррозией. Сероводородная коррозия – одна из наиболее серьезных причин коррозионного разрушения при эксплуатации нефтегазового оборудования. Содержание H_2S в обводненной нефти в некоторых скважинах достигает 500 мг/л [75]. Отличительной особенностью сероводородной коррозии является питтингообразование. В то же время имеет место кавитационная коррозия – разрушение металла, обусловленное ударным воздействием коррозионной среды. В потоке жидкости образуются газовые пузыри, которые, схлопываясь, оказывают гидравлические удары на поверхности металла, что вызывает ряд питтингов, иногда в виде сети небольших относительно глубоких трещин [76].

Коррозионная активность нефти и продуктов её переработки определяется содержанием в ней соединений серы – сероводорода и меркаптанов. Эти соединения вызывают коррозию кобальта, никеля, свинца, олова и других металлов за счет образования на поверхности сульфидов и меркаптидов металла. При этом выделяется водород в атомарном состоянии, который адсорбируется на поверхности и диффундирует в металл в область сложнапряженного состояния у острия трещины по механизму восходящей диффузии с образованием там твердого раствора внедрения, гидридных фаз и пор с высоким давлением молекулярного водорода. Трещина развивается по наводороженной области благодаря хрупкому разрушению или ускоренному растворению металла.

Определение коррозионной стойкости производилось весовым методом. Перед испытаниями образцы размером 20x20x2 мм зачищались наждачной бумагой, обезжиривались органическим растворителем и взвешивались на аналитических весах с точностью $\pm 0,0002$ г, а затем на подвесках опускались в колбы с раствором. Наводороживающей средой являлся 0,1 н. раствор H_2SO_4 с добавлением 1,5 г/л стимулятора наводороживания – тиомочевины, что имитирует водные растворы, насыщенные H_2S [77]. После выдержки в течение 24 часов образцы извлекались, промывались дистиллированной водой и просушивались фильтровальной бумагой, после чего взвешивались и вновь помещались в раствор. Результаты коррозионной стойкости образцов представлены в таблице 16.

Таблица 16. Коррозионная стойкость стеллитов в растворе серной кислоты

Время опыта, ч	Изменение массы Δm , мг		
	Mk1	Stellite 20 (ПМ)	Карбид вольфрама (ПМ)
24	0,2	0,3	2,3
48	0,5	0,6	3,8
72	0,9	1,1	5,2
96	1,6	1,9	6,3

Образец из карбида вольфрама был исследован для получения сравнительных данных со стеллитовыми образцами, полученными различными методами. По результатам исследования видно, что порошковый образец из сплава Stellite 20 обладает немного меньшей коррозионной стойкостью, по сравнению с литым. Вероятнее всего это связано с тем, что имеющиеся на его поверхности и в объеме микропоры увеличивают площадь взаимодействия с агрессивной кислотной средой, что в свою очередь ведёт к ускоренному разрушению образца.

Выводы

1. Установлено, что при износе по закрепленному абразиву износостойкость кобальтовых стеллитов главным образом зависит от твердости структурных составляющих сплава и занимаемой ими суммарной площади, но не зависит от их размера и формы. При износе по незакрепленному абразиву напротив размер и форма карбидов имеют большое влияние, поскольку от их распределения главным образом зависит степень неравномерности износа мягкой кобальтовой матрицы.

2. Установлено, что при газоабразивном изнашивании при малых углах атаки ($\alpha < 30^\circ$) исследуемые сплавы не обладают заметной разницей в износостойкости, т.к. механизм износа схож с износом по незакрепленному абразиву. По мере увеличения угла атаки абразива износ наиболее твердых сплавов возрастает по причине изменения механизма изнашивания с микрорезания на удар, что приводит к выкрашиванию хрупких твердых фаз – крупных карбидов и интерметаллидов. Износ относительно пластичного сплава ВЗК с увеличением угла атаки значительно уменьшился, т.к. энергия ударного воздействия абразива расходуется главным образом на деформацию пластичной кобальтовой матрицы. Сплавы Mk1b и Mk1s показали сопоставимый друг с другом уровень износостойкости при различных углах атаки абразива. По сравнению с порошковым Stellite 20 оба опытных сплава показали меньшую степень износа при углах атаки $75-90^\circ$.

3. Установлено, что при трении металл по металлу исследуемых сплавов в паре с контртелом из сплава Stellite 3 наибольшей износостойкостью обладает сплав 3B14КБ с максимальным, по сравнению с остальными сплавами, содержанием легирующих элементов, которые приводят к образованию крупных карбидов и скоплений интерметаллидов. При этом сплав Mk1b, обладающий меньшим содержанием углерода, хрома и вольфрама показал наименьший суммарный износ пары трения среди исследуемых литейных сплавов, что связано

с преобладанием в его структуре округлых карбидов меньшего размера, не оказывающих царапающего воздействия на материал контртела.

4. Установлено, что коррозионная стойкость литого сплава Mk1 в среде сероводорода превосходит порошковый сплав Stellite 20 на 10%, а сплав ВК8 в 4 раза. Лучшие показатели стойкости сплава Mk1 связаны с отсутствием микропористости на поверхности литой заготовки, что обеспечивает меньшую площадь взаимодействия с агрессивной средой, по сравнению заготовками, полученными методом ПМ.

4. РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИИ ПОЛУЧЕНИЯ ОТЛИВОК КЛАПАННЫХ ПАР ИЗ КОБАЛЬТОВЫХ СТЕЛЛИТОВ

Для выбора оптимального способа изготовления литых клапанных пар была проведена оценка технологических параметров будущих отливок – с точки зрения массы, конфигурации, необходимого качества поверхности и технологических свойств сплава. Массы отливок «Шар» и «Седло» находятся в диапазоне от 0,04 кг до 2,5 кг, максимальный габаритный размер 80 мм. Отливка «Шар» представляет собой классический тепловой узел, который, при недостаточном питании в процессе кристаллизации, приведет к образованию в нём усадочной пористости или раковины. Для отливок «Седло» наиболее характерным дефектом является неслитина (спай), возникающий в результате низкой скорости заливки, преждевременного охлаждения металла в процессе заливки, а также неслияния встречных потоков металла вследствие запираания газа в форме. С точки зрения необходимого качества поверхности необходимо получение как можно более точных размеров с целью снижения продолжительности механической обработки и потерь материала при её проведении. Кобальтовые стеллиты обладают склонностью к плёнообразованию из-за наличия в их составе хрома.

Литьё в ПГС и ХТС не позволяют получить необходимую точность геометрических размеров, что в дальнейшем приведет к перерасходу дорогостоящего сырья и увеличению времени механической обработки, в связи с чем эти способы были исключены из рассмотрения.

Литье по газифицируемым моделям отвечает заданным требованиям точности, однако при заливке, в процессе выжигания расплавом пенополистироловой модели, происходит значительное нерегулируемое науглероживание сплава. Также, при превышении оптимальной скорости заливки и плохой газопроницаемости формовочной смеси возможно образование газовой пористости в отливках [78]. Исходя из указанных недостатков было принято решение отказаться от дальнейшего рассмотрения указанного метода в качестве способа получения заготовок клапанных пар. В свою очередь, литье по

выплавляемым моделям данными недостатками не обладает и, таким образом, наиболее целесообразно изготавливать элементы клапанных пар из кобальтовых стеллитов этим способом.

Для изготовления литейных форм была применена технология литья по выплавляемым моделям. Для изготовления восковых моделей использовался модельный состав ПС 50/50 и специально спроектированные пресс-формы. После сборки моделей в модельные блоки на них послойно наносились 6-7 слоёв суспензии и огнеупорного наполнителя. После нанесения каждого слоя модельный блок просушивался в установке вакуумно-аммиачной сушки. После достижения необходимого числа слоёв модельный блок направлялся на вытопку (удаление модельного состава), далее полая огнеупорная оболочка прокаливалась при температуре 900°C в течение 2 часов непосредственно перед заливкой её расплавом.

4.1 Выбор материалов литейной формы

Одной из важнейших составляющих получения качественных литых заготовок является правильный выбор материалов литейной формы, таких как огнеупорный наполнитель и связующее. В качестве огнеупорного наполнителя применяется широкий спектр материалов – корунд, электрокорунд (оба Al_2O_3), маршалит (пылевидный кварц), плавленый кварц (SiO_2), циркон (ZrSiO_4), магнезит, оливин, силлиманит, хромит и другие [79]. Среди связующих наибольшее распространение получили гидролизированный раствор этилсиликата (ЭТС), жидкое стекло, оксинитрат А1, азотнокислый кальций и др.

Свойства керамических форм зависят, прежде всего, от применяемого огнеупорного материала (в суспензии) и в меньшей мере от типа жидкого связующего. Основными параметрами, на которые обращалось внимание при подборе материала, были:

1. Инертность материалов формы к заливаемому металлу для предупреждения возникновения химического пригара.

2. Прочность и стойкость при высокой температуре для предупреждения образования наростов и засоров.

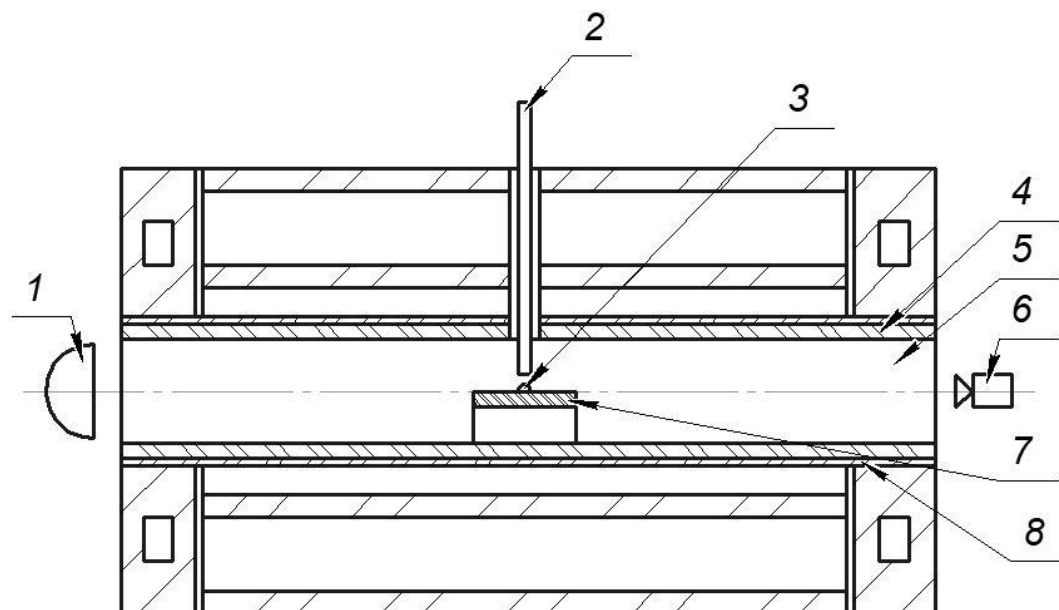
Наиболее подходящие под заданные условия огнеупорные материалы и их технологические параметры указаны в таблице 17.

Таблица 17. Материалы основы оболочки [79]

Материал и химическая формула	Физико-химические свойства			
	Тип оксида	$t_{пл}, ^\circ\text{C}$	$\rho, \text{кг/м}^3$	Коэффициент линейного расширения, $1/^\circ\text{C}$
Кварц кристаллический SiO_2	Кислотный	1713	2650	$13,7 \cdot 10^{-6}$
Кварц плавленный (аморфный) непрозрачное кварцевое стекло (НКС) SiO_2	Кислотный	1713	2200	$0,5 \cdot 10^{-6}$
Электрокорунд белый α Al_2O_3	Амфотерный	2050	3900	$8,6 \cdot 10^{-6}$
Магнезит MgO	Основной	2400	3870	$13,5 \cdot 10^{-6}$
Циркон $\text{ZrO}_2 \cdot \text{SiO}_2$	Слабокислый	1800	4570	$5,1 \cdot 10^{-6}$

Для определения степени взаимодействия сплава Мк1 с различными материалами был выбран метод сидячей капли. Схема установки на базе печи Таммана представлена на рисунке 44. На находящийся в рабочей камере печи (5) плоский образец из испытуемого огнеупорного материала (7) помещался кусочек металла (3), который в дальнейшем подвергался расплавлению. Горячий спай термопары (2) устанавливался на одном уровне с верхним торцом капли металла. Для исключения влияния восстановительной атмосферы углерода внутрь графитового нагревателя (8) была помещена алундовая трубка (4). С помощью источника света (1) и фотокамеры (6), расположенных на одном уровне с испытуемым образцом материала, выполнялась фотосъемка. По полученным

снимкам были определены краевые углы смачивания для каждого выбранного огнеупора, результаты измерений представлены в таблице 18.



1 – источник света, 2 – термопара, 3 – расплавленный металл, 4 – алуноводная трубка, 5 – камера печи, 6 – фотокамера, 7 – подложка из огнеупорного материала, 8 – графитовый нагреватель

Рисунок 44. Схема установки для изучения угла смачивания

Таблица 18. Результаты измерения краевого угла смачивания материала

Краевой угол смачивания				
Кварц кристаллический SiO_2	Кварц плавный (аморфный) НКС SiO_2	Электрокорунд белый $\alpha\text{Al}_2\text{O}_3$	Магнезит MgO	Циркон $\text{ZrO}_2 \cdot \text{SiO}_2$
123	137	151	142	147

Из полученных результатов видно, что поверхность образцов из всех испытуемых материалов не смачивается жидким металлом, тем самым исключается вероятность возникновения химического пригара при заливке.

Помимо инертности огнеупорного материала к заливаемому металлу важными характеристиками являются термостойкость и КТР. Кварц кристаллический при температуре 573°C претерпевает быстротекающее превращение с увеличением линейных размеров при нагреве на 1,4%, что

является одной из причин образования трещин в оболочках и засоров в отливках. Плавленый кварц, в отличие от кристаллического, представляет собой затвердевшую переохлажденную жидкость с неупорядоченным строением. Он обладает высокой термостойкостью и низким коэффициентом термического расширения. Электрокорунд, как видно из результатов эксперимента, химически стоек и не взаимодействует с заливаемым металлом, а также обладает удовлетворительной термостойкостью из-за плавного расширения при нагреве [79]. Магнезит обладает хорошей термостойкостью и инертностью к заливаемому металлу, но в то же время имеет высокий КТР [80]. Циркон удовлетворяет всем предъявляемым требованиям, однако обладает гораздо более высокой стоимостью по сравнению с другими огнеупорными материалами, т.к. является побочным продуктом обогащения титан-магнietовой руды и его производство во многом зависит от спроса на титансодержащие концентраты [79, 81].

Таким образом, принимая во внимание всю полученную информацию, в качестве огнеупорного материала оболочки был выбран кварц плавленый (аморфный). Поскольку для получения химически стойкой оболочки рекомендуется применять в качестве основы и связующего один и тот же огнеупорный окисел, было принято решение использовать в качестве связующего этилсиликат ЭТС-40.

4.2 Определение основных теплофизических характеристик сплава Mk1

Для определения правильности расчетов было проведено моделирование процесса затвердевания формы в программном пакете LVMFlow. Достоверность результатов моделирования обеспечивается только при точном определении основных теплофизических характеристик сплава Mk1, отсутствующих в справочной литературе. Для моделирования процессов затвердевания необходимо знать плотность, коэффициент теплопроводности и теплоемкость сплава Mk1. Для расчета процесса течения сплава были дополнительно определены вязкость (раздел 2.3) и жидкотекучесть.

4.2.1 Определение плотности

Для корректного моделирования процесса затвердевания необходимо знать плотность материала в твердом и жидком состояниях. Плотность сплава Mk1 в твердом состоянии была определена методом гидростатического взвешивания образца. Результаты измерений представлены в таблице 19.

Таблица 19. Результаты измерения плотности сплава Mk1

№ п/п	Значение плотности, г/см ³
1	8,62
2	8,60
3	8,49
4	8,55
5	8,58

Таким образом, средняя плотность литого сплава Mk1 при комнатной температуре составила 8,56 г/см³.

Плотность жидкого металла при охлаждении и в процессе кристаллизации предопределяет важнейшее литейное свойство - объемную усадку, которая проявляется в отливках в виде усадочных раковин и усадочной пористости [82]. В целях оптимизации процесса построения графика изменения плотности в зависимости от температуры был использован метод CALPHAD. Суть метода заключается в построении равновесной фазовой диаграммы состояния, при этом плотность материала при различных температурах определяется по плотности присутствующих фазовых составляющих. График зависимости плотности сплава Mk1 от температуры представлен на рисунке 45.

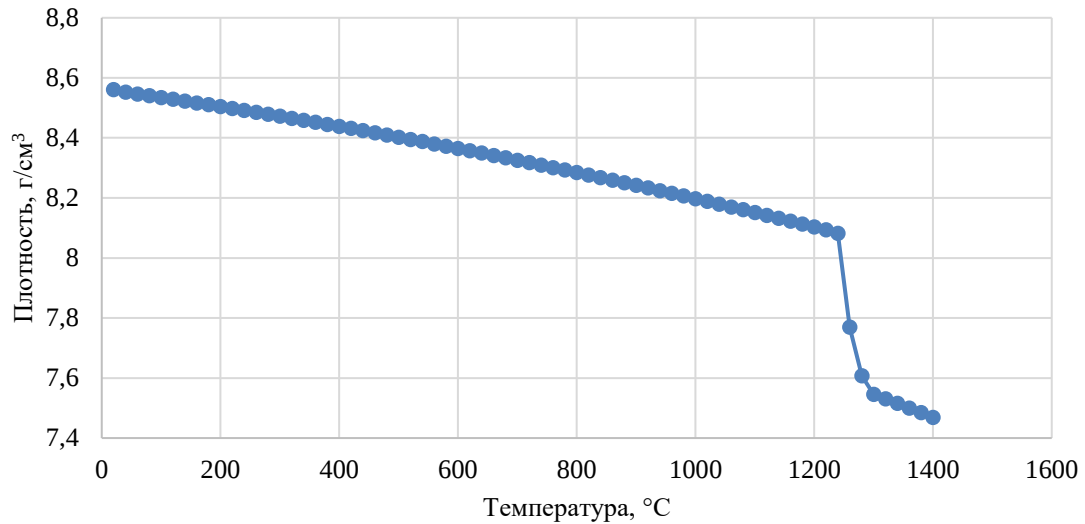


Рисунок 45. Зависимость плотности сплава Mk1 от температуры

Из представленного графика видно, что расчетная плотность сплава при комнатной температуре и полученная экспериментальным путём совпадают, что говорит о высокой точности метода CALPHAD и достоверности полученных результатов.

4.2.2 Определение значения теплопроводности

Для определения теплопроводности исследуемого сплава был применен метод стационарного теплового потока, заключающийся в определении перепада температур на относительно длинном участке исследуемого тела в условиях известного установившегося теплового потока [83, 84]. При отсутствии радиальных потерь тепла теплопроводность определяется по формуле:

$$\lambda = -\frac{Q \cdot \Delta x}{\Delta T \cdot F} \quad (7)$$

где ΔT – разность температур между изотермическими поверхностями на расстоянии Δx , F – площадь, Q – количество теплоты.

Тигель с исследуемым сплавом расположили таким образом, чтобы через него проходил тот же тепловой поток, что и через стандартный образец с известными теплофизическими свойствами. По перепаду температур в стандартном образце можно определить тепловой поток, а затем сравнить

перепады температур в эталоне и изучаемом сплаве. Достоинством данного метода является отсутствие необходимости определения теплового потока калориметрированием, поскольку он последовательно проходит через оба образца, а также отсутствие необходимости устранения побочных тепловых потоков от нагревателя и учета теплообмена калориметра с окружающей средой [84]. Схема экспериментальной установки представлена на рисунке 46.

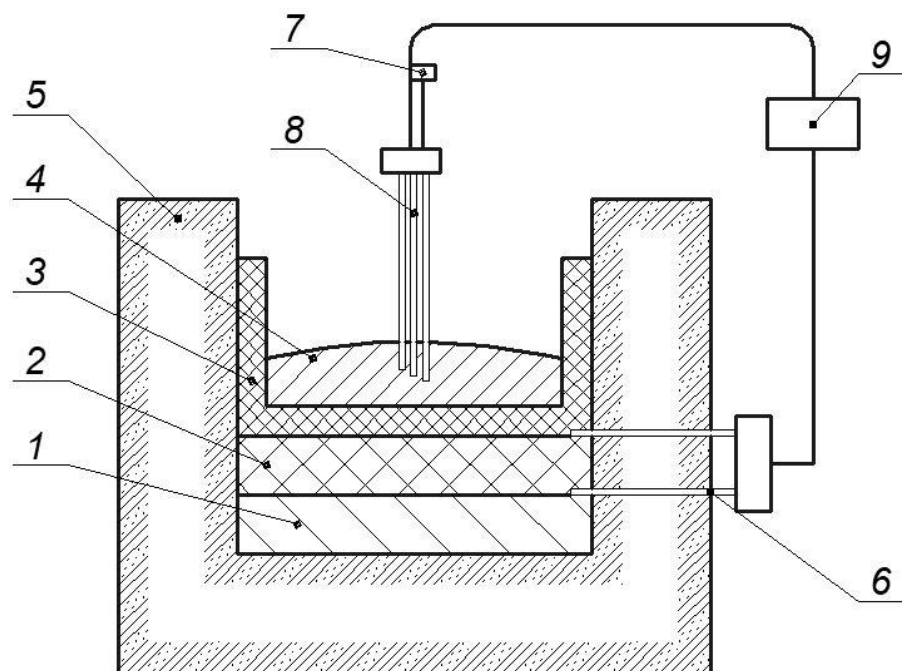


Рисунок 46. Схема экспериментальной установки определения теплопроводности

Установка представляет собой плоский нагреватель из MoSi_2 (1), на который последовательно установлены стандартный образец из графита (2) и алундовый (Al_2O_3) тигель (3) с образцом исследуемого сплава (4). Нагревательный элемент марки МД-33 обеспечивает возможность нагрева до температуры $1800\text{ }^\circ\text{C}$. Для устранения потерь с боковой поверхности нагревателя использовался слой изоляционного материала в виде свободно засыпанного порошка корунда (5) фракции $0,05\text{ мм}$. Для фиксации температур на границе нагреватель-эталон и эталон-тигель между ними были установлены термопары (6). После включения нагревателя и расплавления исследуемого сплава при помощи устройства (7) в расплав до дна тигля опускались термопары (8), а затем

поднимались и устанавливались на заранее определенном расстоянии от дна тигля. Расстояние между спаями термопар также жестко установлено заранее. При помощи потенциометра ПП-63 (9) (класс точности 0,05) при достижении необходимой температуры производились замеры. После 20 минут выдержки замеры повторялись до достижения стационарного теплового потока, о чем свидетельствует постоянная разность температур в расплаве и эталоне.

Расчет λ производился по формуле:

$$\lambda = \lambda_{\text{э}} \cdot \frac{\delta_{\text{м}} \cdot \Delta T_{\text{э}}}{\delta_{\text{э}} (1 + \Delta k) \Delta T_{\text{м}}}, \quad (8)$$

где $\Delta T_{\text{м}}$ - разность температур в сплаве; $\Delta T_{\text{э}}$ - разность температур в эталоне; $\delta_{\text{э}}, \delta_{\text{м}}$ - расстояние между спаями термопар в эталоне и сплаве; $\Delta k = \frac{\kappa_{\text{э}} \cdot \Delta T_{\text{э}}}{2}$ - учитывает влияние температуры на λ эталона; k - коэффициент в уравнении $\lambda_{\text{э}} = \lambda_0 [1 + \kappa_{\text{э}} (T_0 - T)]$.

Потери тепла с боковой поверхности образца и эталона учитывали по формуле:

$$\lambda = \lambda^* \cdot (1 + \psi), \quad (9)$$

Где λ^* - полученное значение теплопроводности исследуемого материала; ψ - поправка на боковой теплообмен, которая приближенно вычисляется из выражения $\psi = \frac{(R_2 - R_1) \lambda_0}{R_1 \cdot \lambda^*}$; R_1, R_2 - радиус исследуемого образца и изолятора соответственно; λ_0 - теплопроводность изоляционного материала.

Погрешность определения коэффициента теплопроводности рассчитывали по формуле:

$$\frac{\Delta \lambda}{\lambda} = \sqrt{\sum_{i=1}^n \left(\frac{d \ln \lambda}{dx_i} \right) (\Delta x_i)}, \quad (10)$$

Среднее квадратичное отклонение определили из соотношения:

$$\sigma(\lambda) = \sqrt{\sum_{i=1}^n \sigma^2(x) \left(\frac{d \ln \lambda}{dx_i}\right)^2}, \quad (11)$$

Для доверительной вероятности 0,95 можно допустить, что $2\sigma_{\max} = \Delta_{\max}$, где $\Delta_{\max}$ – приборная погрешность. В таком случае $\sigma(\lambda) = 1,1$.

Величина доверительного интервала

$$\Delta\lambda = U_{1-\alpha} \cdot \frac{\sigma}{\sqrt{n}} = \frac{1,1}{\sqrt{5}} \cdot 1,96 = 0,96 \text{ Вт/м} \cdot \text{К} \quad (12)$$

где $U_{1-\alpha}$ – квантиль нормального распределения, соответствующий уровню значимости $\alpha=0,025$ для доверительной вероятности 0,95; n – количество опытов.

Результаты исследования теплопроводности опытного сплава Мк1 при различных температурах представлены в таблице 20.

Таблица 20. Теплопроводность сплава Мк1

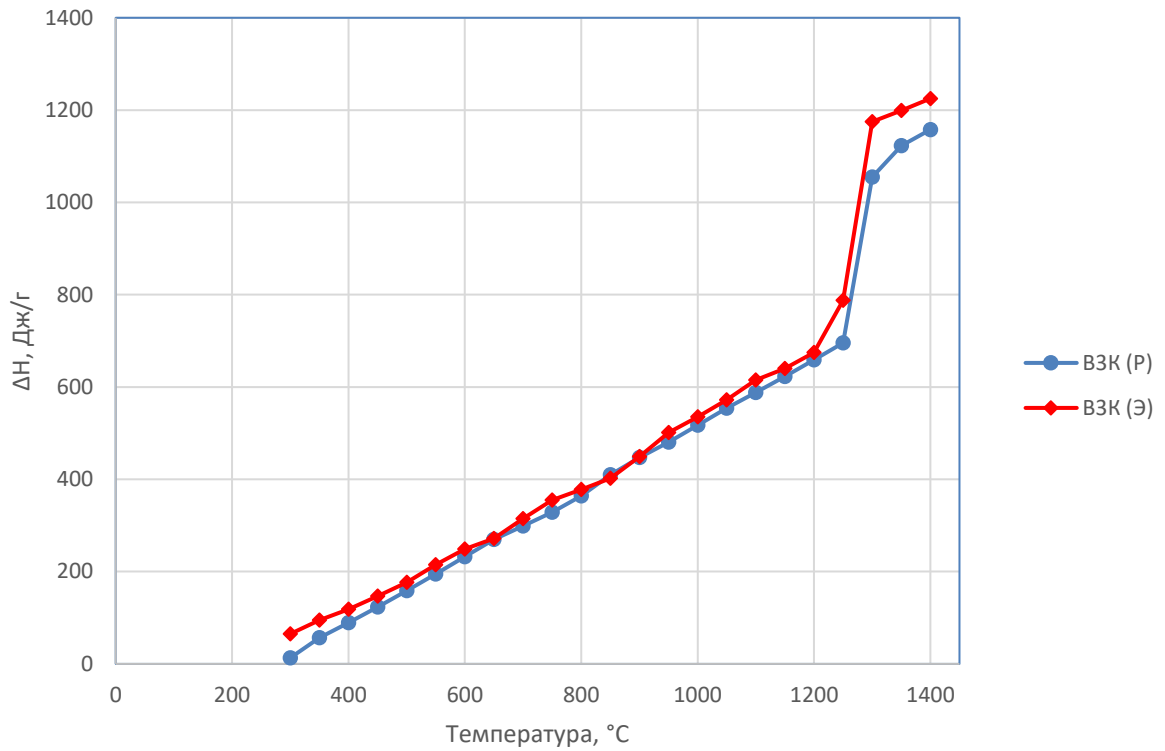
Температура, °С / К	Теплопроводность, Вт/м*К
20 / 293	15,09
100 / 373	16,53
200 / 473	18,41
400 / 673	22,09
850 / 1123	29,91
1100 / 1373	34,79
1280 / 1553	36,86
1450 / 1723	38,05

Статистическая обработка полученных результатов показала, что ошибка измерения не превышает 4,38%.

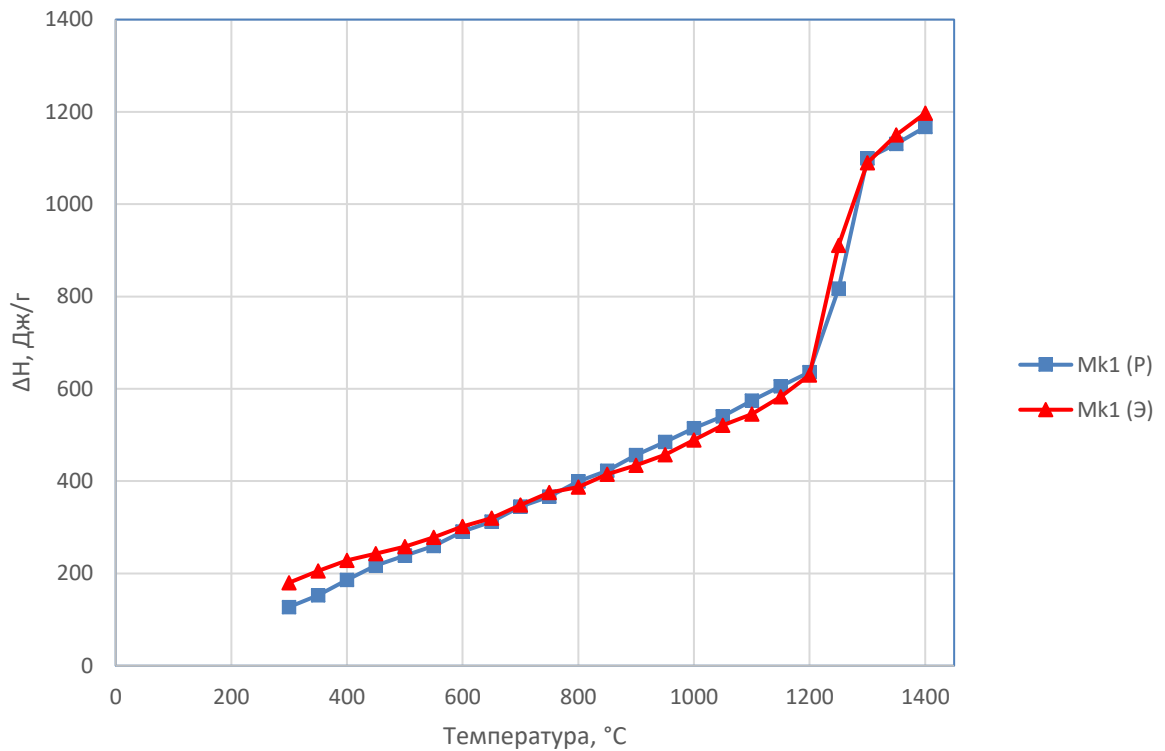
4.2.3 Определение значения теплоемкости

Поскольку приращение энтальпии материала с ростом температуры является первообразной функцией по отношению к удельной теплоемкости C , величину последней можно найти из угла наклона кривой на графике зависимости $\Delta H(T)$. Для расчета значений энтальпии сплавов ВЗК и Мк1 в диапазоне температур от 0 до 1400°C с шагом 50°C был применен метод CALPHAD.

В целях проверки полученных расчетных значений энтальпии было проведено экспериментальное исследование теплофизических свойств сплавов, которое выполнялось методом дроп-калориметрии с помощью многодетекторного высокотемпературного калориметра SETARAM MHTC. Работа проводилась в исследовательской лаборатории ИМЕТ УрО РАН (г. Екатеринбург). Применение данного метода позволяет создать для исследуемого образца равновесные изотермические условия, а также проводить независимую тепловую калибровку для каждого индивидуального образца. Все измерения производились в атмосфере аргона. Для тепловой калибровки прибора использовались стандартные образцы синтетического лейкосапфира УНИИМ. Образцы сплавов ВЗК и Мк1 имели вид цилиндра диаметром 4 мм и высотой 1,5-2 мм (2 образца из каждого сплава). Для определения средней величины инкремента энтальпии ΔH при каждом значении температуры T в диапазоне 300-1400°C с шагом 50°C проводили четыре измерения: по два для каждого из образцов. В результате была получена зависимость $\Delta H(T)$, изображенная на рисунке 47. Каждая точка является средним арифметическим результатов двух параллельных измерений, расхождение между которыми укладывается в установленный для дроп-калориметра норматив, составляющий 3%.



а)



б)

Рисунок 47. Сравнение расчетных и экспериментальных данных температурной зависимости инкремента энтальпии ΔH для сплавов ВЗК (а) и Мк1 (б)

Как видно из графиков а и б на рисунке 47, расчетные и экспериментальные значения энтальпии для сплава ВЗК практически совпадают, а для сплава Мк1 наблюдается лишь незначительное расхождение при температурах ниже 650°C. Полученные данные позволяют сделать вывод, что проведение расчетов по методике CALPHAD позволяет с достаточно высокой точностью рассчитывать теплофизические свойства сплавов. Экспериментальные точки на рисунке были обработаны методом наименьших квадратов и выражены следующей параболической зависимостью.

Для прямой 200-1200°C:

$$\Delta H = 0.000183 \cdot T^2 + 0.197 \cdot T + 114.075, \text{ Дж/г}, \quad (13)$$

Для 1200-1400°C:

$$\Delta H = -0.0168 \cdot T^2 + 46,352 \cdot T - 30834.057, \text{ Дж/г}, \quad (14)$$

Приращение энтальпии материала с ростом температуры является первообразной по отношению к удельной теплоемкости C и её величину можно найти из угла наклона кривой на рис. 51б с помощью дифференцирования функции $\Delta H(T)$ в интервале от комнатной температуры до 1400°C. По точкам на графике зависимости для сплава Мк1 видно, что при температуре ниже 1200°C точки находятся на кривой, а при более высокой температуре значительно от неё отклоняются, в связи с чем необходимо получение двух линейных зависимостей: для температур ниже 1150°C и температур выше 1150°C до 1400°C. Таким образом, линейная температурная зависимость удельной теплоемкости для температур до 1150°C имеет следующее выражение:

$$C_{p1} = 0.0004 \cdot T + 0.197, \text{ Дж/(г} \cdot \text{К)}, \quad (15)$$

А в диапазоне температур от 1150°C до 1400°C

$$C_{p2} = 46,352 - 0,0336 \cdot T, \text{ Дж/(г} \cdot \text{К)}, \quad (16)$$

4.2.4 Определение жидкотекучести

Для определения показателя жидкотекучести сплавов Mk1s и Mk1b был применен метод вакуумного всасывания, предложенный Ю.А.Нехендзи [85]. Данный метод обладает более высокой точностью, по сравнению со стандартной общепринятой спиральной пробой [86]. Для обеспечения рабочего вакуума использовался форвакуумный насос с ротаметром, позволяющий изменять и поддерживать необходимый для эксперимента уровень разрежения. Для повышения точности и повторяемости измерений был использован штатив с горизонтальной штангой, на которой вертикально закреплялась кварцевая трубка диаметром 2 мм. Величина подъема металла в кварцевой трубке зависит от глубины её погружения в расплав. Глубина погружения для всех измерений составила 10 мм. Перед проведением испытаний на все трубки была нанесена линия-отметка глубины погружения.

Значение величины разрежения должно быть таким, чтобы расплав не мог подняться на высоту больше длины кварцевой трубки. Расчет значения величины разрежения ΔP для подъема расплава на высоту 0,5 м осуществлялся по формуле:

$$\Delta P = \rho \cdot g \cdot h + \Delta P_{\text{кап}}, \quad (17)$$

где ρ – плотность исследуемого расплава, кг/м³; g – ускорение свободного падения, м/с²; h – высота столба жидкости, м.; $\Delta P_{\text{кап}}$ – капиллярное противодавление.

Расчет капиллярного противодавления $\Delta P_{\text{кап}}$, действующего на расплав в трубке, был произведен по формуле

$$\Delta P_{\text{кап}} = \frac{2\sigma \cdot \cos\theta}{r}, \quad (18)$$

где σ – поверхностное натяжение расплава, мН/м; θ – краевой угол смачивания, r – радиус кварцевой трубки, м

Таким образом расчетная величина разрежения ΔP составила 0,38 атм.

Величина краевого угла смачивания плавленого аморфного кварца сплавом Mk1 была ранее получена экспериментальным путём. Значение поверхностного натяжения было определено с помощью метода расчета фазовых диаграмм CALPHAD, график представлен на рисунке 48.

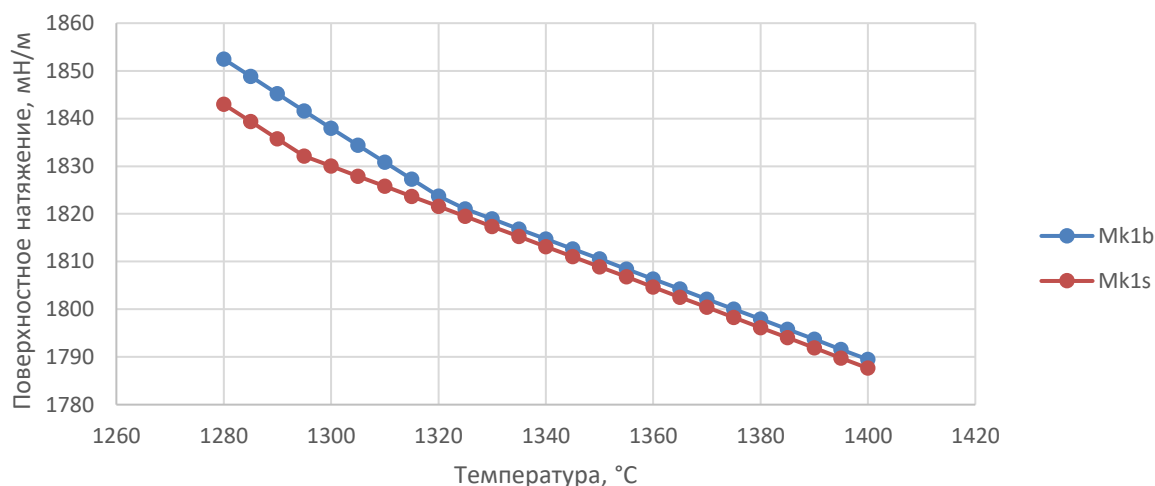


Рисунок 48. Поверхностное натяжение сплавов Mk1b и Mk1s

Для уточнения параметров жидкотекучести сплава Mk1 были исследованы сплавы Mk1s и Mk1b, с минимальным и максимальным содержанием легирующих элементов соответственно. Кроме этого, были определены значения жидкотекучести сплавов ВЗК, 3В14КБ, а также Stellite 20(Л). Температура расплава в процессе измерений составляла $1400 \pm 20^\circ\text{C}$. Результаты измерений представлены в таблице 21.

Таблица 21. Величина жидкотекучести исследуемых сплавов

№ п/п	Сплав	Величина жидкотекучести, мм					Средняя величина жидкотекучести, мм	Среднее квадратичное отклонение, мм
1	Mk1s	230	229	241	235	237	234,4	4,45
2	Mk1b	226	237	236	231	231	232,2	3,96
3	Stellite 20(Л)	220	217	224	218	213	218,4	3,61
4	ВЗК	191	187	193	198	199	193,6	4,45
5	3В14КБ	229	231	223	226	235	228,8	4,11

Более высокие показатели жидкотекучести сплавов Mk1s и Mk1b объясняются присутствием в сплавах 3B14КБ и Stellite 20Л тугоплавких интерметаллидных включений, препятствующих течению расплава и негативно влияющих на их жидкотекучесть. Низкая жидкотекучесть сплава ВЗК, относительно других исследуемых сплавов, объясняется гораздо более низким содержанием углерода.

Определение основных теплофизических характеристик опытного кобальтового сплава Mk1 позволило увеличить точность моделирования процесса заливки и затвердевания металла.

4.3 Разработка конфигурации литейной формы

Первоначальный вариант конфигурации литниково-питающей системы представлен на рисунке 49. По способу подвода металла и питания отливок ЛПС относится к IV типу [79,87]. Питающим элементом служит коллектор, имеющий вид обратного стояка круглого сечения, заполняемый снизу. Применение ЛПС данного типа позволяет обеспечить плавность заполнения формы расплавом, что важно при литье плёнообразующих сплавов, к которым относятся кобальтовые стеллиты.

Расчет площади сечения питателя производился по методике, предложенной М.Л. Хенкиным [88], при которой стояк или коллектор рассматриваются как прибыль, а питатель – как соединительная шейка между прибылью и отливкой. Приведенная толщина питателя рассчитывается по уравнению:

$$R_{\text{пит}} = k \sqrt{R_y m_o}^3 \sqrt{\frac{l_{\text{пит}}}{R_{\text{ст}}}}, \quad (19)$$

где: $R_{\text{пит}} = \frac{F_{\text{пит}}}{P_{\text{пит}}}$ – приведенная толщина сечения питателя; $F_{\text{пит}}$ – площадь питателя; $P_{\text{пит}}$ – периметр питателя; $k=11$ – коэффициент пропорциональности; $R_y = \frac{F}{P}$ – приведенная толщина узла питания отливки (отношение площади массива

отливки к периметру массива отливки) определяется по данным [79]; m_o – масса отливки в кг; $l_{\text{пит}}$ – длина питателя, мм; $R_{\text{ст}}$ – приведенная толщина сечения стояка.

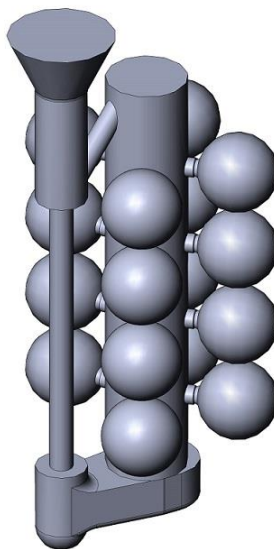


Рисунок 49. ЛПС отливки «Шар V11-225», вариант №1

В работе [89] отмечено, что уравнение подходит только для расчета питателей отливок, расположенных на нижнем ярусе литейной формы. Использование той же толщины питателя для остальных ярусов приведет к недостаточному питанию отливок на верхних ярусах и, как следствие, к их недоливу. Это связано с тем, что на отливки на нижнем ярусе действует максимальный гидростатический напор H_{max} . Исходя из принципа одновременного заполнения, толщина питателей на других ярусах была пересчитана пропорционально с помощью коэффициента $\sqrt{\frac{H_{\text{max}}}{H_i}}$. Расстояние между рядом расположенными отливками определяется толщиной огнеупорной оболочки и составляет 5-7 мм.

Результаты моделирования показали, что в отливках возникает усадочная раковина, вне зависимости от места их расположения на модельном блоке, что полностью подтвердили результаты заливки опытной партии (рисунок 50).

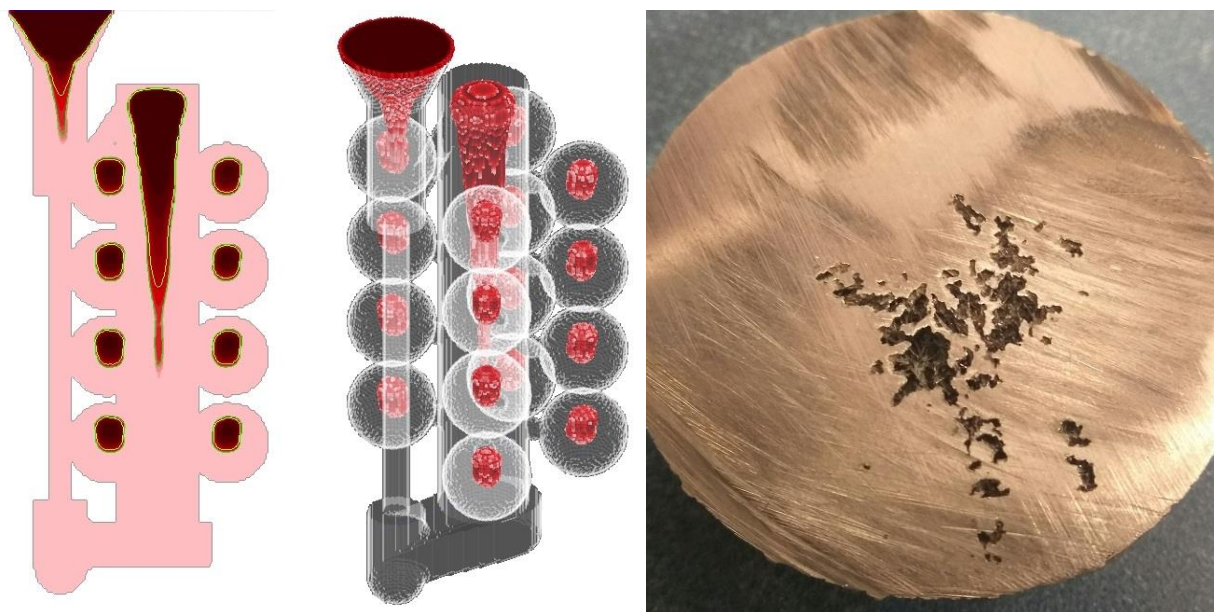


Рисунок 50. Результаты моделирования варианта №1 ЛПС (слева) и
усадочная пористость в теле отливки (справа)

Наличие подобной усадочной раковины в объеме отливки не допускается, т.к. важным условием для работы шара клапанной пары является соблюдение постоянного центра тяжести. Смещение центра тяжести приведет к неравномерному износу шара и ускоренному выходу узла из строя. Наличие усадочной раковины объясняется тем, что при таком расположении отливок на стояке круглого сечения наблюдался их сильный перегрев по причине близкого расположения между собой, т.к. каждый отдельный шар представляет собой массивный тепловой узел. Моделирование различных вариантов расположения отливок показало, что уменьшение влияния отливок друг на друга наблюдается при увеличении расстояния между отливками не менее, чем на $1/4$ диаметра шара. Для увеличения расстояния по горизонтальной оси был разработан стояк треугольного сечения, из-за чего пришлось уменьшить количество размещаемых на стояке отливок. Конфигурация доработанной литниково-питающей системы и результаты моделирования представлены на рисунке 51.

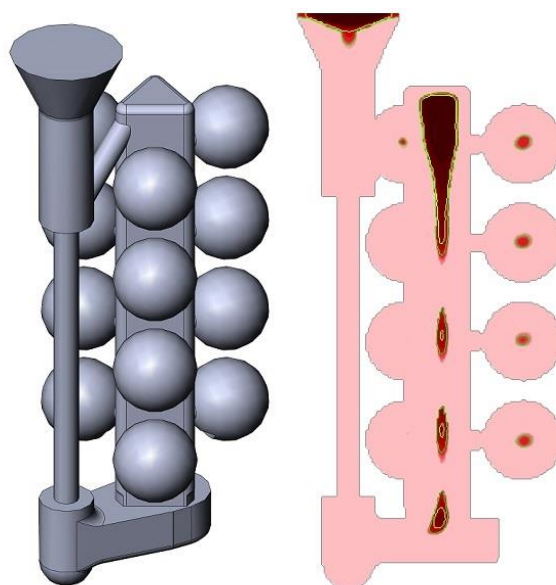


Рисунок 51. Вариант №2 ЛПС отливки «Шар V11-225»

Наличие небольшой усадочной пористости, локализованной в центре отливки, не оказывает влияния на центр тяжести детали и, как следствие, на её дальнейшие эксплуатационные характеристики.

Выплавка сплава Mk1 производилась в индукционной печи емкостью 30 кг, контроль температуры производился пирометром марки СЕМ ДТ-8868Н с пределом измерений до 1850°C . После расплавления шихты сплав перегревался до температуры $1660 \pm 20^{\circ}\text{C}$ и выдерживался при данной температуре в течение 30 минут для перевода расплава в равновесное состояние. Перед заливкой литейные формы прокаливались при температуре 900°C в течение 2-х часов, а затем охлаждались на воздухе до комнатной температуры, после чего устанавливались в короб и засыпались огнеупорным наполнителем. Заливка производилась с помощью поворотного ковша чайникового типа, температура заливаемого металла составляла $1400 \pm 20^{\circ}\text{C}$. После заливки формы охлаждались на воздухе без применения дополнительного обдува до комнатной температуры.

После получения опытной партии на нескольких шарах были обнаружены частицы оксидной плёнки, выходящие на поверхность отливки. Известно, что эффективным средством для борьбы с замешиванием оксидных плен является использование пенокерамических фильтров, которые дополнительно, при

модифицировании их поверхности, способны также снизить содержание в расплаве неметаллических включений, таких как оксиды, нитриды и сульфиды [90]. Для установки был выбран фильтр из диоксида циркония пористостью 10 PPI (пор на дюйм), толщиной 20 мм и диаметром 45 мм, что в 2,5 раза больше диаметра стояка. Эффективная очистка расплава фильтром обеспечивается только при соотношении диаметра фильтра к диаметру стояка 2–4,5 [91]. Местом расположения фильтра была выбрана нижняя часть коллектора, поскольку такое расположение позволяет отказаться от дополнительной установки прямоканального керамического фильтра, обычно используемого для предотвращения размывания пенокерамического фильтра падающей струей металла.

Также, на поверхности отливок «Шар» было предусмотрено выполнение тонкой сетки насечек толщиной 0,5-1,0 мм. В случае попадания оксидной пленки в форму (при размывании фильтра) она механически разрушается с помощью насечек на мелкие части, которые не оказывают влияния на качество получаемых отливок. Итоговый вариант конфигурации литейной формы представлен на рисунке 52.

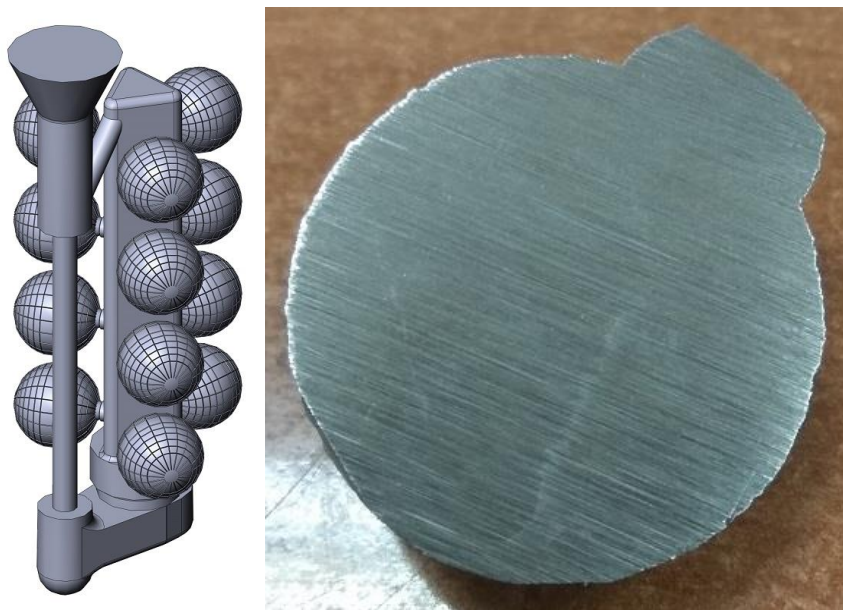


Рисунок 52. Вариант №3 ЛПС отливки «Шар V11-225» (слева) и сплошная структура отливки (справа)

Полученные с применением данной литниковой системы отливки показали отсутствие дефектов, присущих первым опытным партиям. При дальнейшей механической обработке скрытые внутренние дефекты заготовок в зоне припуска также не были выявлены.

Используя полученные данные, была разработана технология получения отливок сёдел клапанных пар (рисунок 53). Литниково-питающая система для этих отливок также включает в себя применение обратного стояка-коллектора треугольного сечения, питателей различной толщины в зависимости от высоты расположения на стояке, насечек на поверхности отливок и фильтра для борьбы с плёнами. Сверху формы выполнен вентиляционный канал-выпор, обламываемый перед заливкой, а отливки на стояке располагаются под углом. Такие условия заливки способствуют направленному (снизу вверх) и не затрудненному удалению газов из формы.

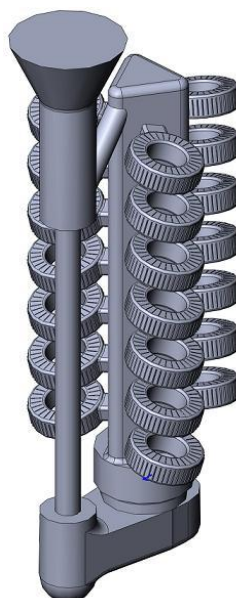


Рисунок 53. ЛПС отливки «Седло V11-225»

Отдельно следует рассмотреть вопрос изготовления шаров диаметром более 63 мм, в частности V11-400, чей диаметр составляет 80 мм. Применение для таких шаров описанной ранее литниковой системы неэффективно, т.к. боковой коллектор-прибыль не обеспечивает достаточного питания отливки в процессе усадки. В связи с этим была использована литниковая система VI типа, в которой

питающим элементом является верхняя прибыль. Эта прибыль представляет собой массивный резервуар металла над главным тепловым узлом отливки, получаемой в одноместной форме. Сосредоточение наиболее горячего расплава в верхней части прибыли приводит к созданию в форме благоприятного для питания отливки градиента температур. Литниково-питающая система этой отливки изображена на рисунке 54.



Рисунок 54. ЛПС отливки «Шар V11-400»

Для исключения попадания плены в полость формы был опробован способ заливки, работающий по принципу стопорного ковша. Для этого перед заливкой в месте соединения прибыли с полостью формы была установлена пробка с зацепом. В процессе заливки, после заполнения прибыли расплавом, пробка извлекается, и металл перетекает из прибыли в полость формы. Высота металла в прибыли обеспечивает необходимый гидростатический напор. Объем прибыли включает в себя объем металла отливки и металла, необходимого для её питания и компенсации усадки в процессе охлаждения. Данный способ позволяет исключить замешивание плены в расплав и предотвратить избыточное окисление металла в процессе заливки, а также обеспечивает получение качественных плотных заготовок.

На рисунке 55 представлены литейные формы для получения отливок шаров различных типоразмеров и сёдел, изготовленные из плавленого кварца. Отчетливо видно место размещения фильтра, а также наличие на стояке-коллекторе выпора, отделяемого перед заливкой оболочек металлом.



Рисунок 55. Литейные формы для получения отливок «Шар» и «Седло»

На рисунке 56 представлен блок отливок «Шар V11-225», полученных по разработанной технологии.



Рисунок 56. Блок отливок «Шар V11-225» из кобальтового стеллита Mk1

Модельный ряд готовых клапанных пар различных типоразмеров представлен на рисунке 57.



Рисунок 57. Готовые изделия «Шар» и «Седло» различных типоразмеров

4.4 Испытания деталей на герметичность

Как было сказано ранее, герметичность клапанной пары является главным критерием её успешной работы. Для проверки изделий, полученных методом литья, были проведены соответствующие испытания. В соответствии со стандартом API 11AX клапанная пара должна обеспечивать герметичность при вакуумном давлении $0,65 \text{ кгс/см}^2$ ($\sim 0,063 \text{ МПа}$) в течение 10 секунд. Принципиальная схема экспериментального стенда представлена на рисунке 58.

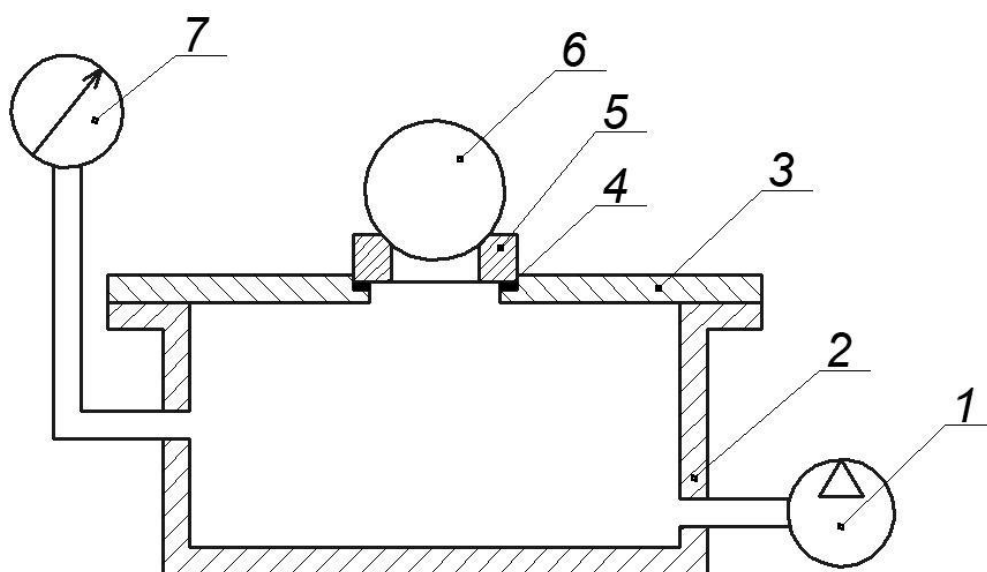


Рисунок 58. Схема испытательной установки на герметичность клапанной пары

Клапанную пару, состоящую соответственно из седла и шара (5,6), устанавливали на посадочную поверхность с резиновым уплотнителем (4) в крышке (3), закрепленную при помощи болтов на вакуумной камере (2), из которой при помощи вакуум-насоса (1) откачивался воздух до значения вакуума $0,65 \text{ кгс/см}^2$. Снятие показаний производили при помощи манометра (7). Испытания проводились для трех различных клапанных пар из опытного сплава Мк1. По результатам, представленным на рисунке 59 видно, что все 3 пары образцов обеспечили необходимую герметичность в течение заданного времени.

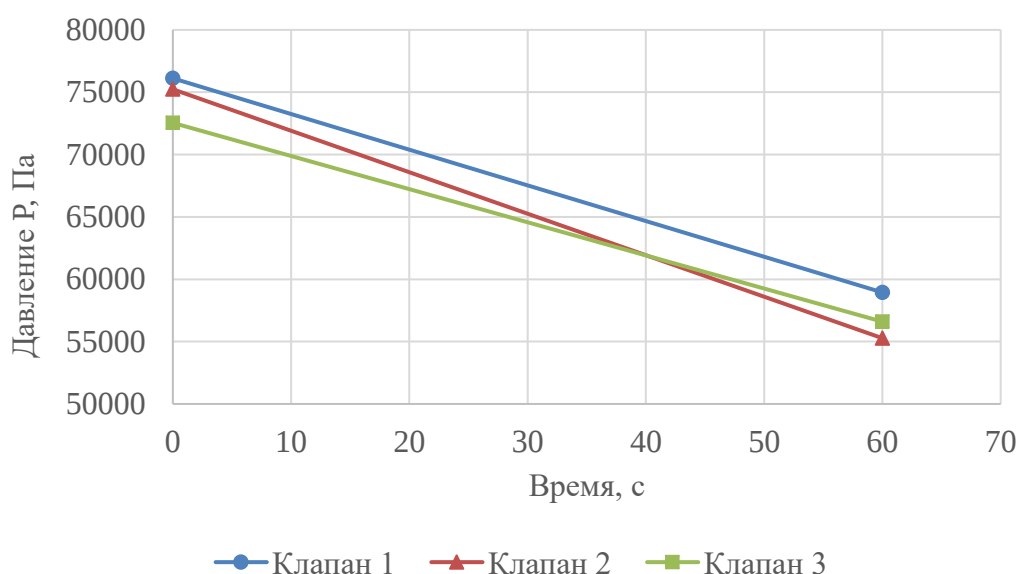


Рисунок 59. Зависимость изменения давления опытных клапанных пар с течением времени до испытаний на износ

Следует отметить, что в некоторых случаях герметичность клапанной пары после начала работы может превышать первоначальное значение за счет дополнительного притирания рабочих поверхностей [1]. Для проверки способности клапанных пар из сплава Мк1 обеспечивать герметичность узла в процессе износа были проведены испытания, моделирующие износ при работе насоса. Испытание на модельной жидкости проводилось в соответствии с параметрами, эквивалентными 380 суткам работы плунжера штангового насоса (по износу рабочих поверхностей, который пропорционален концентрации механических примесей и квадрату частоты ходов). Время испытаний составило

2 часа, частота ходов плунжера 50 1/мин, концентрация механических примесей 25 г/л (в 19 раз больше, чем допускается в соответствии с ГОСТ Р 51896-2002) [1].
Схема испытательного стенда представлена на рисунке 60.

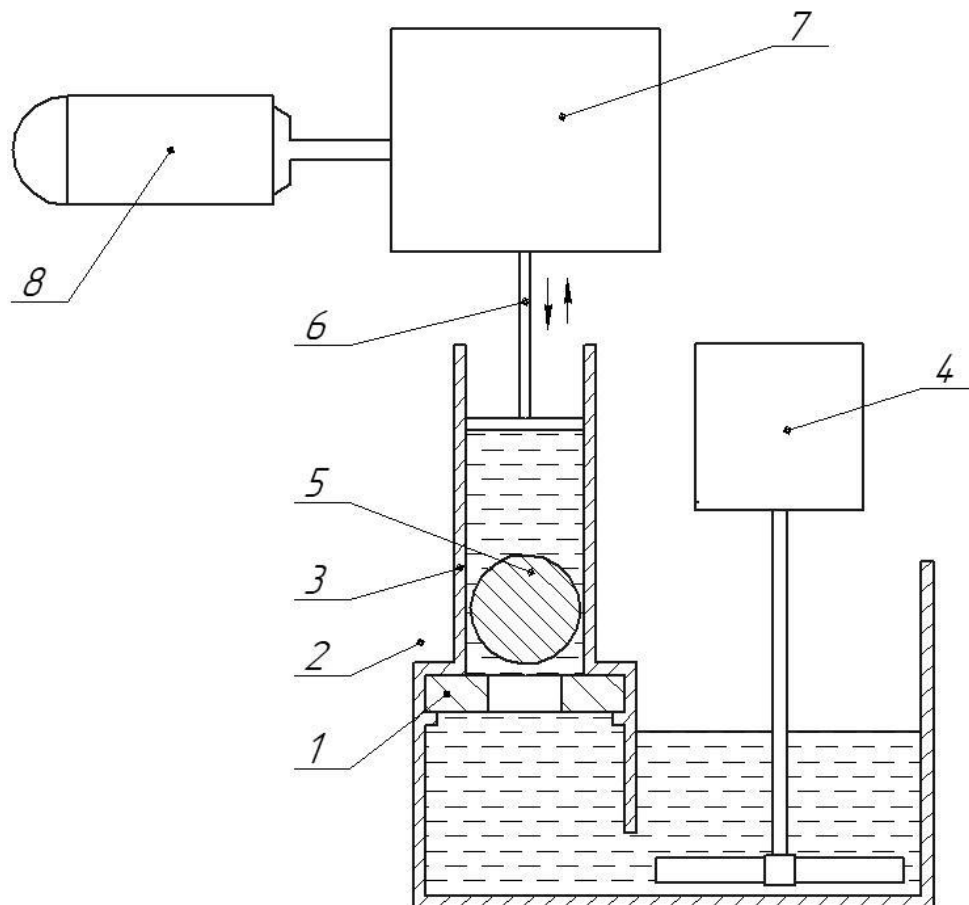


Рисунок 60. Схема испытательной установки, моделирующей износ клапанной пары при реальной работе

Седло (1) устанавливается в посадочное место в стакане (2), который предварительно заполняется модельной жидкостью (3). Частицы механических примесей поддерживаются во взвешенном состоянии с помощью мешалки (4). После установки шара (5) на седло стакан закрывается поршнем (6), соединенным через передачу (7) с электродвигателем (8).

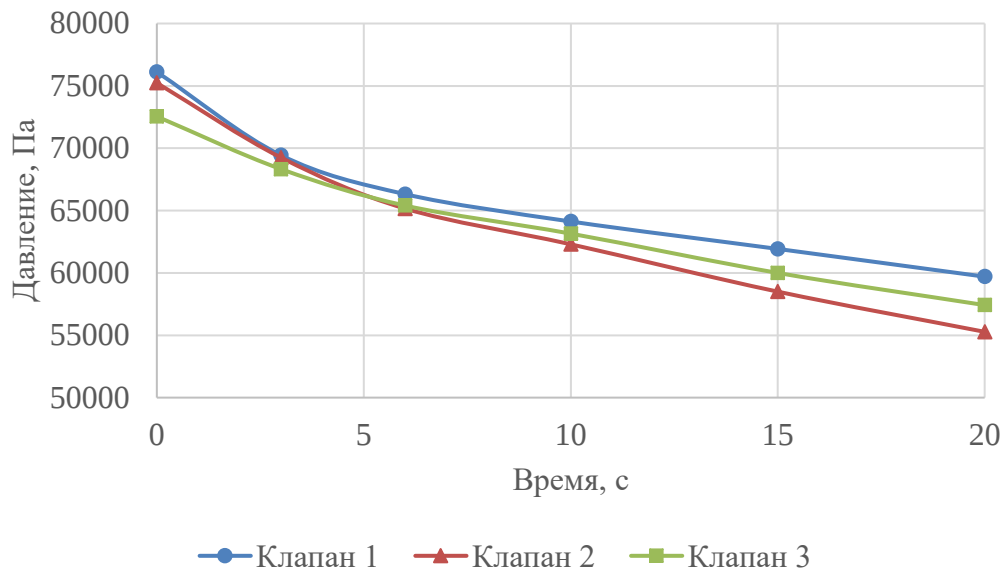


Рисунок 62. Зависимость изменения давления опытных клапанных пар после испытаний на износ

Проведенные на опытной партии замеры, результаты которых представлены на рисунке 62, показали способность литых изделий из сплава Мк1 обеспечить герметичность узла при указанном значении вакуумного давления в течение заданного времени, несмотря на полученный в результате работы износ.

Выводы

1. Определены значения основных теплофизических характеристик сплава Мк1, необходимые для осуществления компьютерного моделирования процессов заливки и затвердевания. Получены значения плотности в диапазоне температур 20-1400°C, теплопроводности в диапазоне температур 20-1450°C, а также уравнения линейной температурной зависимости теплоемкости при температуре до 1150°C и в диапазоне 1150-1400°C.

2. Разработана технология получения литых шаров и седел клапанных пар штанговых глубинных насосов методом литья по выплавляемым моделям, обеспечивающая получение качественных заготовок, удовлетворяющих всем предъявляемым к ним требованиям. Определены методы борьбы с усадочной пористостью и оксидными плёнами. Проверена достоверность результатов моделирования.

3. Проведенные испытания герметичности литых клапанных пар показали их соответствие стандарту API 11AX, все образцы обеспечили заданное значение вакуумного давления в течение 10 секунд до и после проведения испытаний на износ на модельной жидкости.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В ходе диссертационной работы получены следующие основные научные и практические результаты:

1. Исследована возможность применения для получения литых заготовок сплава Stellite 20, используемого в порошковой металлургии. Проведенный микроструктурный и фазовый анализ литого Stellite 20 показал наличие крупнозернистой структуры и высокого содержания хрупкой интерметаллидной μ фазы, склонной к выкрашиванию (около 20%).

2. Исследовано влияние технологических параметров, в частности скорости охлаждения, на микроструктуру кобальтовых стеллитов. Установлено, что различные способы увеличения скорости охлаждения поверхностного слоя металла через поверхность литейной формы не оказывают заметного влияния на микроструктуру литого сплава Stellite 20 по причине высокого теплового сопротивления формы. Глубина измельченного слоя составила не более 0,1-0,15 мм, что значительно меньше припуска на механическую обработку.

3. Установлено, что изменение концентрации основных легирующих элементов (главным образом C, Cr и W) в пределах марки сплава Stellite 20 не позволяет получить необходимый фазовый состав с содержанием μ фазы в пределах 10-12%. После расширения диапазона легирования за рамки химического состава сплава Stellite 20 был определен состав опытного литейного сплава Mk1. В рамках сплава Mk1 были отдельно выделены сплавы Mk1s и Mk1b для отливок «Седло» и «Шар» соответственно. Анализ этих сплавов показал наличие значительно более мелкой структуры, по сравнению со сплавом Stellite 20(Л), а также твердость 50-55 и 55-58 ед. HRC соответственно для Mk1s и Mk1b, что удовлетворяет требованиям API 11AX.

4. Изучено влияние термовременной обработки на сплавы Stellite 20(Л) и сплав Mk1. При нагреве до температуры 1700°C и последующем охлаждении в обоих случаях наблюдался гистерезис вязкости. После выдержки в течение 30 минут при температуре 1650-1700°C в обоих сплавах наблюдалось разложение

крупных карбидов M_7C_3 с выделением вторичных карбидов $M_{23}C_6$ меньшего размера и их более равномерное распределение в объеме металла. Показатели твердости сплавов Stellite 20(Л) и Mk1 до и после термовременной обработки практически не изменились и составили 51-53 и 55-58 ед. HRC соответственно.

5. Показано, что при испытании на износ по закрепленному абразиву износостойкость кобальтовых стеллитов главным образом зависит от твердости структурных составляющих сплава и занимаемой ими суммарной площади, но не зависит от их размера и формы. При износе по незакрепленному абразиву напротив размер и форма карбидов имеют большое влияние, поскольку от их распределения главным образом зависит степень неравномерности износа мягкой кобальтовой матрицы.

6. Установлено, что при газоабразивном изнашивании при малых углах атаки ($\alpha < 30^\circ$) исследуемые сплавы не обладают заметной разницей в степени износостойкости, т.к. механизм износа схож с износом по незакрепленному абразиву. По мере увеличения угла атаки абразива износ наиболее твердых сплавов, возрастает по причине изменения механизма изнашивания с микрорезания на удар, что приводит к выкрашиванию хрупких твердых фаз – крупных карбидов и интерметаллидов. Износ относительно пластичного сплава ВЗК с увеличением угла атаки значительно уменьшился, т.к. энергия ударного воздействия абразива расходуется главным образом на деформацию пластичной кобальтовой матрицы. Сплавы Mk1b и Mk1s показали сопоставимый друг с другом уровень износостойкости при различных углах атаки абразива. По сравнению с порошковым Stellite 20 оба опытных сплава показали меньшую степень износа при углах атаки $75-90^\circ$.

7. Определены значения основных теплофизических характеристик сплава Mk1, необходимые для осуществления компьютерного моделирования процессов заливки и затвердевания. Получены значения плотности в диапазоне температур $20-1400^\circ\text{C}$, теплопроводности в диапазоне температур $20-1450^\circ\text{C}$, а также уравнения линейной температурной зависимости теплоемкости при температуре до 1150°C и в диапазоне $1150-1400^\circ\text{C}$.

8. Разработана технология получения литых шаров и седел клапанных пар штанговых глубинных насосов методом литья по выплавляемым моделям, обеспечивающая получение качественных заготовок, удовлетворяющих всем предъявляемым к ним требованиям. Определены методы борьбы с усадочной пористостью и оксидными плёнами. Проведено моделирование процессов заливки и затвердевания отливок «Шар» и «Седло» по разработанной технологии, достоверность результатов моделирования подтверждена заливкой опытных партий отливок.

9. Проведенные испытания герметичности литых клапанных пар показали их соответствие стандарту API 11AX, все образцы обеспечили заданное значение вакуумного давления $0,65 \text{ кгс/см}^2$ в течение 10 секунд до и после проведения испытаний на износ на модельной жидкости.

Перспективы дальнейшей разработки темы исследования

В рамках дальнейшей работы планируется провести исследования по возможности использования разработанных сплавов для иных узлов и агрегатов, работающих в условиях агрессивного абразивного и коррозионного износа, например для деталей запорной трубопроводной арматуры высокого давления.

Полученные в диссертационной работе результаты влияния лазерной термообработки на структуру поверхностного слоя металла показали перспективность данного направления для поверхностного упрочнения деталей.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Долов, Т. Р. Исследование работы клапанных узлов скважинных штанговых насосных установок: дис. ... канд. техн. наук : 05.02.13 / Долов Темир Русланович. – М., 2017. – 154 с.
2. ГОСТ Р 51896-2002 Насосы скважинные штанговые. Общие технические требования. – М. : Изд-во стандартов, 2002. – 44 с.
3. Якимов С.Б. Комплексное исследование качества клапанных пар штанговых насосов / С.Б. Якимов, С.М. Подкорытов // Оборудование и технологии для нефтегазового комплекса». – 2012. – № 3. – С. 6–16.
4. Техническая библиотека. Месторождения. [Электронный ресурс] // Деловой журнал Neftegaz.ru. – URL: <https://neftgaz.ru/tech-library/mestorozhdeniya>
5. Takacs, G. Sucker-rod pumping handbook / G. Takacs // Gulf Professional Publishing. – 2015. – 598 p.
6. Информационный портал Промплейс.ру [Электронный ресурс]. – URL: <https://promplace.ru/klapannaya-para--92595.htm>
7. Штанговые глубинные насосы по API каталог 2017 [Электронный ресурс]. – URL: https://docs.wixstatic.com/ugd/65715e_eb1b7ec4819f499d86d9280c111c776d.pdf
8. ГОСТ Р 51858-2002 Нефть. Общие технический условия. – М. : Изд-во стандартов, 2002. – 8 с.
9. 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. : Металлургия, 1995. – 384 с.
10. 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>
11. Halstead, A. Structure and Hardness of Co-Mo-Cr-Si Wear Resistant Alloys / A. Halstead, R. D. Rawlings // Metal Science. – Vol. 18. – 1984. – P. 491-500.

12. Wu, James B. C. Wear- and Corrosion-Resistant Alloys in the Gas and Oil Industry / James B. C. Wu, Matthew X. Yao // Valve Magazine. – 2006. – Volume 18. – № 3. – P. 22-27.
13. Туманов, В. И. Свойства сплавов системы карбид вольфрама – карбид титана – карбид тантала – карбид ниобия – кобальт / В. И. Туманов. – М. : Металлургия, 1973. – 184 с.
14. Herchenroeder, R. B. Haynes Alloy No. 188 Aging Characteristics / R. B. Herchenroeder // International Symposium on Structural Stability in Superalloys. – 1968. – P. 110–112.
15. Осокин, Е. Н. Процессы порошковой металлургии. Версия 1.0 [Электронный ресурс] : курс лекций / Е. Н. Осокин, О. А. Артемьева. – Электрон. дан. (5 Мб). – Красноярск : ИПК СФУ, 2008. – 1 электрон. опт. диск (1 DVD).
16. Чапала, Ю. И. Порошковая металлургия: технология, исходные материалы, конечная продукция и её применение [Электронный ресурс] / Ю. И. Чапала, Н.Е. Горелик // Метотехника, 2017. – URL: https://www.metotech.ru/articles/art_poroshki_4.pdf
17. Siddle, D. How is tungsten carbide formed [Электронный ресурс] / D. Siddle // Kennametal inc. – 2015. – URL: <http://chronicle.kennametal.com/how-is-tungsten-carbide-formed/>
18. Powder Metallurgy: Process, Advantages, Disadvantages, Applications [Электронный ресурс] // ClubTechnical Mechanical Engineering Blog. – URL: <https://clubtechnical.com/powder-metallurgy>
19. Guo, R. Microstructure and mechanical properties of powder metallurgy high temperature titanium alloy with high Si content / R. Gou, B. Liu, R. Xu, Y. Cao, J. Qiu, F. Cheng, Z. Yan, Y. Liu // Materials Science & Engineering A. – 2020. – Volume 777.
20. Powder Metallurgy: Necessity and Applications [Электронный ресурс]. – URL: <https://www.engineeringenotes.com/metallurgy/powder-metallurgy/powder-metallurgy-necessity-and-applications-types-metallurgy/21480>

21. Достоинства и недостатки порошковой металлургии [Электронный ресурс] // Информационно-аналитический ресурс «и-Маш». – URL: <http://www.i-mash.ru/materials/technology/93517-dostoinstva-i-nedostatki-poroshkovojj-metallurgii.html>
22. Долов, Т. Р. Основы выбора клапанных узлов скважинных штанговых насосных установок / Т. Р. Долов, В. Н. Ивановский, С. В. Меркушев, А. В. Жуланов, Д. Н. Красноборов // Территория «НЕФТЕГАЗ». – 2018. – № 6. – С. 66–70.
23. Информационный ресурс MatWeb Material Property Data [Электронный ресурс]. – URL: <http://www.matweb.com/Search/MaterialGroupSearch.aspx?GroupID=187>
24. Davis, J. R. ASM Specialty Handbook: Tool Materials / J. R. Davis. – Ohio Materials Park : ASM International, 1995. – 501 p.
25. Салтыков, С.А. Стехеометрическая металлография / С.А. Салтыков. – М.: Металлургия, 1976. – 273 с.
26. Колмыков, Д. В. О прочности металлических материалов с частицами твердой фазы в структуре / Д. В. Колмыков, В. И. Колмыков, Н. А. Костин // Auditorium. Электронный научный журнал Курского государственного университета. – 2018. – №4.
27. Тимченко, А. С. Разработка технологии литья элементов клапанных пар из кобальтовых стеллитов / А. С. Тимченко // Инновации в материаловедении и металлургии : материалы IV Международной интерактивной научно-практической конференции. – Екатеринбург, 2015.
28. Каблов, Е.Н. Литые лопатки газотурбинных двигателей: сплавы, технология, покрытия / Е. Н. Каблов, М. : МИСиС, 2001. – 632 с.
29. Шаров, М.В. Теоретические основы литейного производства: конспект лекций / М.В. Шаров. – 2-е изд., с изм. и доп. – М. : ВИАМ, 2016. – 480 с.
30. Бродова, И.Г. Исходные расплавы как основа формирования структуры и свойств алюминиевых сплавов / И. Г. Бродова, П. С. Попель, Н. М. Барбин, Н. А. Ватолин. – Екатеринбург : УрО РАН, 2005. – 369 с.

- 31.Термовременная обработка жидкой стали // Черная металлургия России и стран СНГ в 21 веке. – М. : Металлургия, 1994. – Том 3.
- 32.Швидковский, Е. Г. Некоторые вопросы вязкости расплавленных металлов / Е. Г. Швидковский. – М. : ГИТТЛ, 1955. – 208 с.
- 33.Гудов, А. Г. Исследование особенностей структурных состояний расплавов железа в целью повышения эксплуатационных свойств твердого металла: дис. ... канд. техн. наук : 05.16.02 / Гудов Александр Геннадьевич. – Екатеринбург, 2005. – 177 с.
- 34.Елюхина, И. В. К оценке влияния вторичных течений на колебания крутильного вискозиметра / И. В. Елюхина, Г. П. Вяткин // ДАН. – 2006. – Т. 410. – № 1. – С. 36-37.
- 35.Бельтюков, А. Л. Автоматизированная установка для определения кинематической вязкости металлических расплавов / А. Л. Бельтюков, В. И. Ладьянов // Приборы и техника эксперимента. – 2008. – № 2. – С. 155-161.
- 36.Saunders, N. The Application of CALPHAD Calculations to Ni-Based Superalloys / N. Saunders, M. Fahrman, C. J. Small // In «Superalloys 2000» eds. K.A. Green, T.M. Pollock and R.D. Kissinger. – TMS. - Warrendale. – 2000. – p. 803.
- 37.Сайт CALPHAD [Электронный ресурс]. – URL: <https://calphad.org>
- 38.The CALPHAD Methodology [Электронный ресурс] // Thermo-Calc Software. – URL: <https://www.thermocalc.com/products-services/databases/the-calphad-methodology/>
- 39.Тихомирова, Т.В. Исследование методом CALPHAD влияния отношения вольфрама к кремнию на фазовый состав и характеристические температуры кобальтового сплава / Т.В. Тихомирова, С. В. Гайдук // Вестник двигателестроения. – 2014. – №2. – С. 206-210.
- 40.Гайдук, С.В. Применение CALPHAD-метода к расчету фазового состава литейного свариваемого жаропрочного коррозионностойкого никелевого сплава с танталом / С. В. Гайдук, В. В. Кононов // Вестник двигателестроения. – 2015. – №1. – С. 131-138.

- 41.Гайдук, С. В. Расчет фазового состава литейного жаропрочного коррозионностойкого никелевого сплава методом CALPHAD / С. В. Гайдук, В. В. Кононов, В. В. Куренкова // Современная электрометаллургия. – 2015. – №3 (120). – С. 35-40.
- 42.Hopkins, S. W. Low-Cycle Thermal Mechanical Fatigue Testing. Thermal Fatigue of Materials and Components / S. W. Hopkins, D. A. Spera and D. F. Mowbray (eds.). – Philadelphia, PA: American Society for Testing and Materials STP 612, 1976. – 157 p.
- 43.Кузнецов, В. П. Материаловедение: монокристаллические жаропрочные никелевые сплавы: учебное пособие/ В. П. Кузнецов, В. П. Лесников, Н. А. Попов. – Москва: ЮРАЙТ, 2017. – 161 с.
- 44.Карбиды в инструментальных сталях [Электронный ресурс]. – URL: <http://steel-guide.ru/klassifikaciya/specialnye-stali/karbidy-v-instrumentalnyx-stalyax.html>
- 45.Каблов, Е.Н. Никелевые жаропрочные сплавы для литья лопаток с направленной и монокристаллической структурой (часть II) / Е. Н. Каблов, И. Л. Светлов, Н. В. Петрушин // Материаловедение. – 1997. – №5. – С. 14-17.
- 46.Фарафонов, Д. П. Исследование экспериментальных композиций износостойких сплавов на основе кобальта для ремонта и упрочнения рабочих лопаток турбин высокого давления методом лазерной наплавки / Д. П. Фарафонов, М. Л. Деговец, А. М. Рогалев // Труды ВИАМ: электрон. науч. технич. журн. – 2017. – №8 (56). – С. 45-54.
- 47.Мысик, Р. К. Литейные сплавы на основе тяжелых цветных металлов: учебное пособие / Р. К. Мысик, А. В. Сулицин, С. В. Брусницын. – Екатеринбург : Изд-во Урал. ун-та, 2016. — 140 с.
- 48.Freche, J. C. A new series of cobalt refractory metal alloys for advanced space power systems / J. C. Freche, R. L. Ashbrook, S. J. Klima // Cobalt. – 1963. – № 20. – P. 114-116.
- 49.Grant, N.G. Trans. ASM. – 1948. – Vol .40. – 585 p.
- 50.Wilson, T. Materials and Methods / T. Wilson. – 1946. – Vol. 24. – № 4. – 885 p.

- 51.Дзинзигури, Э. Л. Влияние способа получения на свойства нанопорошков кобальта / Э. Л. Дзинзигури, Г. П. Карпачева [и др.] // Известия Томского политехнического университета. – 2014. – Т. 324. – № 3. – С. 7-15.
- 52.Liu, R. Effect of molybdenum content on the wear/erosion and corrosion performance of low-carbon Stellite alloy / R. Liu, J. Yao, Q. Zhang, M. X. Yao, R. Collier // Materials and Design. – 2015. – № 78. – P. 95-106.
- 53.Гарбер, М. Е. Износостойкие белые чугуны: свойства, структура, технология, эксплуатация/ М. Е. Гарбер. – М. : Машиностроение, 2010. – 280 с.
- 54.Панченко, В. Я. Лазерные технологии обработки материалов: современные проблемы фундаментальных исследований и прикладных разработок : монография / В. Я. Панченко [и др.]; под ред. В. Я. Панченко. – М. : Физматлит, 2009. – 663 с.
- 55.Хрущев, М. М. Классификация условий и видов изнашивания деталей машин / М. М. Хрущев // Трение и износ в машинах. – М. : Издательство АН СССР, 1951. – С. 6-12.
- 56.Топеха, П. К. Основные виды износа металлов / П. К. Топеха. – М. : Машгиз, 1952. – 110 с.
- 57.Хрущев, М. М. Абразивное изнашивание / М. М. Хрущев, М. А. Бабичев. – М. : Наука, 1970. – 252 с.
- 58.Хрущев, М. М. Исследования изнашивания металлов / М. М. Хрущев, М.А. Бабичев. – М. : Издательство АН СССР, 1960. – 352 с.
- 59.Клейс, И. Р. Износостойкость элементов измельчителей ударного действия / И. Р. Клейс, Х.Х. Ууэмыйс. – М. : Машиностроение, 1986. – 160 с.
- 60.Тененбаум, М. М. Износостойкость конструкционных материалов и деталей машин / М. М. Тененбаум. – М. : Машиностроение, 1966. – 332 с.
- 61.Хрущев, М.М. Исследования изнашивания сталей при трении об абразивную поверхность / М. М. Хрущев, М. А. Бабичев // Трение и износ в машинах. – М. : Издательство АН СССР. – 1954. – С. 51-57.

- 62.Хрущев, М. М. О стандартизации одного из методов испытания на абразивное изнашивание / М. М. Хрущев // Методы испытания на изнашивание. – М. : Издательство АН СССР. – 1962. – С. 47-51.
- 63.Крагельский, И. В. Основы расчетов на трение и износ / И. В. Крагельский, М. Н. Добычин, В. С. Комбалов. – М. : Машиностроение, 1977. – 526 с.
- 64.Виноградов, В. И. Изнашивание при ударе / В. И. Виноградов, Г. М. Сорокин, А. Ю. Албагачиев. – М. : Машиностроение, 1982. – 192 с.
- 65.Тененбаум, М. М. Лабораторная оценка износостойкости сталей при трении о песчаную шкурку / М.М. Тененбаум // Вестник машиностроения, 1956. – №8. – С. 31-33.
- 66.Виноградов, В. Н. Долговечность буровых долот / В. Н. Виноградов [и др.]. – М. : Недра, 1977. – 256 с.
- 67.Виноградов, В. Н. Некоторые вопросы механизма разрушения сталей в условиях газоабразивного изнашивания / В. Н. Виноградов, С. Н. Плейова, Л. С. Лившиц [и др.]. – Трение и износ, 1980. – Т. 1. – № 4. – С. 656-661.
- 68.Картышов, А. В. Износостойкость деталей земснарядов / А. В. Картышов, Н. С. Пенкин, Л. И. Погодаев. – М. : Машиностроение, 1972. – 159 с.
- 69.Клейс, И. Р. Основы выбора материалов для работы в условиях газоабразивного изнашивания / И. Р. Клейс. – Трение и износ, 1980. – Т. 1. – № 2, С. 263-271.
- 70.Кашеев, В. Н. Разрушение поверхности металлов в зависимости от угла атаки абразивной частицы / В. Н. Кашеев. – ЖТФ, 1955. – Т. 25. – № 13. – С. 1046-1052.
- 71.Кашеев, В. Н. Изнашивание в потоке движущихся абразивных частиц / В. Н. Кашеев, В. М. Глазков. – В кн.: Методы испытания на изнашивание. – М. : Изд-во академии наук СССР, 1962. – С. 47-53.
- 72.Хрущев, М. М. Определение износа деталей машин методом искусственных баз / М. М. Хрущев, Е. С. Беркович. – М. : Изд-во академии наук СССР, 1959. – 218 с.

- 73.Машина испытательная модели СМЦ-2. Техническое описание и инструкция по эксплуатации. – 1973. – 70 с.
- 74.Елизаветин, М. А. Повышение надежности машин / М. А. Елизаветин. – Изд. 2-е переработ. и доп. – М. : Машиностроение, 1973. – 430 с.
- 75.Синютина, С. Е. Современное состояние и проблемы сероводородной коррозии металлов в растворах электролитов / С. Е. Синютина, В. И. Вигдорович // Вестник ТГУ. – Т. 7. – вып. 3. – 2002. – С. 319-328
- 76.Жарский, М. И. Коррозия и защита металлических конструкций и оборудования: учеб. пособие / М. И. Жарский. – Минск: Выш. шк., 2012. – 303 с.
- 77.Сокол, И. Я. Структура и коррозия металлов и сплавов / И. Я. Сокол, Е. А. Ульянин, Э. Г. Фельдгандлер [и др.]. – М. : Metallurgy, 1989. – 400 с.
- 78.Шуляк, В. С. Литье по газифицируемым моделям / В. С. Шуляк. – Спб. : Профессионал, 2007. – 408 с.
- 79.Шкленник, Я. И. Литье по выплавляемым моделям / Я. И. Шкленник, В. А. Озеров. – М. : Машиностроение, 1971. – 436 с.
- 80.Кашеев, И. Д. Свойства и применение огнеупоров: Справочное издание / И. Д. Кашеев. – М. : Теплотехник, 2004. – 352 с.
- 81.Загайнов, С. В. Циркон: состояние и перспективы развития российского рынка / С. В. Загайнов, О. Е. Рейнбах. – Социально-экономические явления и процессы. – 2016. – Т. 11. – №12. – С. 44-49.
- 82.Курдюмов, А. В. Производство отливок из сплавов цветных металлов: Учебник для вузов / А. В. Курдюмов, М. В. Пикунов, В. М. Чурсин, Е. Л. Бибииков. – М. : Metallurgy, 1986. – 416 с.
- 83.Осипова, В. А. Экспериментальное исследование процессов теплообмена / В. А. Осипова. – М. : Энергия, 1979. – 317 с.
- 84.Кинджери, В. Д. Измерения при высоких температурах / В. Д. Кинджери. – М. : Metallurgy, 1963. – 465 с.

85. Нехендзи, Ю. А. Новый способ определения жидкотекучести сплавов вакуумным всасыванием / Ю. А. Нехендзи, Н. Г. Гиршович, Е. И. Егоров // Заводская лаборатория, 1955. – № 1.
86. Титов, А. Ю. Повышение качества художественных отливок, изготавливаемых в формы из холоднотвердеющих смесей, за счет устранения пригара и увеличения жидкотекучести медных сплавов: дис. ... канд. техн. наук : 05.16.04 / Титов Андрей Юрьевич. – М., 2016. – 123 с.
87. Брускин, Д. М. Изготовление выплавляемых моделей для точного литья : учебное пособие для индивидуальной и бригадной подготовки рабочих на производстве / Д. М. Брускин. – М. : Высшая школа, 1965. – 232 с.
88. Хенкин, М. Л. Некоторые вопросы улучшения механических свойств и питания литья по выплавляемым моделям из среднеуглеродистой стали / М. Л. Хенкин. – М.: МАМИ, 1955. – 173 с.
89. Пономарёв, А. А. Методика расчета литниково-питающих систем при литье по выплавляемым моделям / А. А. Пономарёв, А. П. Трухов, М. Ю. Ершов. – МГТУ «МАМИ». – С. 64-69.
90. Смирнов, В. В. Металлургия литейных жаропрочных сплавов: технология и оборудование / В. В. Смирнов, Д. Е. Каблов, В. Е. Ригин; под общ. ред. Е. Н. Каблова. – М. : ВИАМ, 2016. – 368 с.
91. Российская Ассоциация Литейщиков [Электронный ресурс]. – URL: <http://www.ruscastings.ru/work/168/441/1943/6800>

Приложение А**Акт о практическом применении результатов научной работы****Общество с ограниченной ответственностью «АНТЕЙ»**

ИНН 5036146404, КПП 502901001

141014, Московская обл, Мытищинский р-н, Мытищи г, Веры Волошиной ул, дом № 19/16, оф.337

Тел: (499) 674-03-75, e-mail: info@antey-izhevsk.ru , сайт: <http://antey-izhevsk.ru>**АКТ****о практическом применении**

Настоящий акт составлен в 2019 году о том, что на предприятии ООО «Антей» внедрены в производство клапанные пары из кобальтового стеллита изготовленные ООО «ЛПИ УБМ» следующих типоразмеров: V11-125, V11-150, V11-225, V11-250, V11-325, V11-400. В результате внедрения на предприятии получен экономический эффект в размере 616 950,00 рублей.

Генеральный директор
ООО «Антей»



М.В. Борисенко

Приложение Б

Акт испытаний клапанных пар

**РУСЭЛКОМ**
русская электротехническая компанияУТВЕРЖДАЮ
Директор
ООО «РУСЭЛКОМ»

А.Ю. Саблин

«__» _____ 20__ г.

**АКТ №5**
испытаний клапанных пар

Настоящий Акт составлен в том, что на ООО «РУСЭЛКОМ» проведены испытания клапанных пар из стеллита, изготовленные на ООО «Литейное производство УБМ» по технологии УрФУ. После проведения механической обработки клапанные пары испытывались на твердость и герметичность. Результаты испытаний показали, что литые клапанные пары полностью соответствуют API SPEC 11 X, а герметичность на 17% превосходит аналогичные изделия, изготовленные методом порошковой металлургии. Эти результаты позволяют использовать литые клапанные пары из стеллита в погружном оборудовании для нефтедобычи.

От ООО «РУСЭЛКОМ»
Начальник
механического производства

Пушкарев Д.В.

От УрФУ:
Заведующий лабораторией
кафедры «Литейного производства»

Усольцев Е.А.

Приложение В**Акт о внедрении результатов диссертационной работы****ООО «Литейное производство УБМ»**

Р/счет 40702810200000007695
в КБ "КОЛЬЦО УРАЛА"
г. Екатеринбург
к/с 30101810500000000768
БИК 046577768
ИНН6646010406 / КПП661901001

623070, пгт. Верхние Серги,
Свердловской обл.,
ул. Володарского, 10.
тел.: (343) 375-48-41
тел./ф.: (343) 384-84-74
e-mail: lp@lpubm.ru

УТВЕРЖДАЮ

Генеральный директор



Фурман И.Е.

«09» сентября 2020 г.

АКТ**О внедрении результатов диссертационной работы**

Настоящим актом подтверждаем, что предложенная в диссертационной работе «Разработка технологии получения износостойких изделий из литых твердых сплавов на основе кобальта» технология изготовления отливок «Шар» и «Седло» клапанных пар из кобальтовых сплавов Mk1b и Mk1s внедрена в производственный процесс предприятия. Экономический эффект в результате внедрения данной технологии с 2018 г. составил 12,5 млн. руб.

Начальник цеха №13

ООО «Литейное производство УБМ»

A handwritten signature in blue ink, belonging to E.M. Kolyasnikov.

Колясников Е.М.