

ФЕДЕРАЛЬНОЕ ГОСУДАРСТВЕННОЕ АВТОНОМНОЕ
ОБРАЗОВАТЕЛЬНОЕ УЧРЕЖДЕНИЕ ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ
«СИБИРСКИЙ ФЕДЕРАЛЬНЫЙ УНИВЕРСИТЕТ»

На правах рукописи



Арапов Станислав Леонтьевич

ИССЛЕДОВАНИЕ И РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИИ ЛИТЬЯ
ВЫСОКОМАРГАНЦЕВЫХ АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕЙ
ДЛЯ ПОВЫШЕНИЯ ЭКСПЛУАТАЦИОННЫХ ПАРАМЕТРОВ
ОТЛИВОК

Специальность 2.6.3 – Литейное производство
(технические науки)

ДИССЕРТАЦИЯ

на соискание ученой степени
кандидата технических наук

Научный руководитель:
д-р техн. наук, проф.
Беляев Сергей Владимирович

Красноярск – 2023

ОГЛАВЛЕНИЕ

ВВЕДЕНИЕ.....	4
ГЛАВА 1 СОВРЕМЕННОЕ СОСТОЯНИЕ ВОПРОСА.....	10
1.1 Технология и основное оборудование для литейного производства отливок из ВМАС.....	10
1.2 Влияние химического состава ВМАС на качество отливок.....	18
1.3 Влияние параметров литья ВМАС на качество отливок.....	28
1.4 Применение компьютерного моделирования фасонного литья из ВМАС.....	31
1.5 Выводы по главе и постановка цели и задачи исследования.....	35
ГЛАВА 2 МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЯ.....	37
2.1 Методика определения химического состава отливок из ВМАС.....	37
2.2 Методика проведения металлографических исследований отливок из ВМАС.....	41
2.3 Методика исследования механических свойств отливок из ВМАС.....	42
2.4 Методика контроля качества отливок конусных броней из ВМАС.....	47
2.5 Выводы по главе	50
ГЛАВА 3 ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕХНОЛОГИИ ПРОИЗВОДСТВА ОТЛИВОК ИЗ ВМАС.....	51
3.1 Компьютерное моделирование на основе функции Дерринжера – Суича для выбора рационального химического состава ВМАС.....	52
3.2 Компьютерное моделирование процесса литья конусных броней из ВМАС.....	75
3.3 Выводы по главе.....	93
ГЛАВА 4 НОВЫЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ И ТЕХНИЧЕСКИЕ РЕШЕНИЯ	

ПРИ ПРОИЗВОДСТВЕ ОТЛИВОК ИЗ ВМАС.....	94
4.1 Влияние температурных режимов литья на формирование литой структуры ВМАС.....	94
4.2 Совершенствование технологии производства конусных броней из ВМАС.....	106
4.3 Выводы по главе.....	119
ОСНОВНЫЕ ВЫВОДЫ.....	120
СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ.....	122
СПИСОК СОКРАЩЕНИЙ И УСЛОВНЫХ ОБОЗНАЧЕНИЙ.....	135
ПРИЛОЖЕНИЕ А.....	136
ПРИЛОЖЕНИЕ Б.....	137
ПРИЛОЖЕНИЕ В.....	140

ВВЕДЕНИЕ

Актуальность работы. Условия эксплуатации глиноземного и горнодобывающего оборудования алюминиевого производства носит крайне агрессивный характер. На этапе подготовки сырья, при дроблении и размоле, факторами, лимитирующими срок эксплуатации обогатительного оборудования, являются абразивный и ударно-абразивный износ. Всю нагрузку, необходимую для измельчения материала принимают на себя рабочие элементы, такие как брони, молотки, а также бронефутеровки различных видов и назначений, от срока службы которых изделий зависит эффективная работа оборудования.

Задача повышения срока службы литых комплектующих, решается в первую очередь за счет совершенствования конструкции обогатительного оборудования, обеспечивающим снижение и распределение рабочих нагрузок и т. п. Другим способом является применение новых и более прогрессивных литейных материалов при изготовлении данных деталей, что позволяет не только увеличить эксплуатационные показатели на всем протяжении работы обогатительного оборудования, но и повысить запас его надежности и снизить количество внеплановых остановок.

Настоящая работа выполнялась в соответствии с государственным заданием на науку ФГАОУ ВО «Сибирский федеральный университет», номер проекта FSRZ-2020-0013 в рамках Федеральной программы «Развитие промышленности и повышение ее конкурентоспособности», утвержденной Постановлением Правительства РФ от 15.04.2014 № 328 (ред. от 02.06.2022) и Государственной программы Российской Федерации «Развитие науки и технологий» утвержденной Постановлением Правительства РФ от 29 марта 2019 г. № 377 «Об утверждении государственной программы Российской Федерации «Научно-технологическое развитие Российской Федерации».

Степень разработки темы: Исследования таких отечественных ученых, как Вдовин К.Н., Давыдов Н.Г., Колокольцев В.М., Лихолобов Е.Ю., Мирзаев

Д.А., Феоктистов Н.А., Филиппов М.А. Чайкин В.А., Шрамко М.С. и др. разработали научно-технические основы плавки и литья высокомарганцевых аустенитных сталей (ВМАС), внесли существенный вклад в развитие технологии получения отливок повышенного качества, что послужило методологической и научной базой настоящего исследования. Вместе с тем поставленная в работе задача повышения эксплуатационных параметров отливок для изготовления обогатительного оборудования остается по-прежнему актуальной и требует проведения дополнительных исследований в данном направлении.

Объектом исследования является высокомарганцевая аустенитная сталь, ее химический состав, литейные материалы, оснастка и оборудование, технологический процесс получения отливки «броня конусная».

Цели и задачи работы. Целью работы являлось разработка комплекса технических и технологических решений, обеспечивающих повышение механических и эксплуатационных свойств отливок из ВМАС, полученных методом фасонного литья.

Для достижения поставленной цели решались следующие задачи:

1. Провести исследования численными методами и с последующим верифицированием полученных результатов в промышленных условиях:
 - влияние химического состава ВМАС системы Fe-C-Mn-Si-Cr-Mo-Ni на формирование структуры и эксплуатационные свойства отливки;
 - формирование зерна аустенита в зависимости от технологических параметров литья;
 - образование усадочных дефектов в термических узлах, расположенных в монтажных петлях отливки «броня конусная» для различных вариантов расположения элементов литниково-питающей системы.
2. Определить рациональный химический состав ВМАС, обеспечивающий с наибольшей надёжностью достижение максимальных значений механических и эксплуатационных свойств отливки «броня конусная».

3. Разработать и внедрить технологию изготовления отливки «броня конусная», обладающей повышенными механическими и эксплуатационными свойствами.

В работе достигнуты результаты, отличающиеся **научной новизной**:

1) Расширена база данных по влиянию концентраций легирующих элементов системы Fe-C-Mn-Si-Cr-Mo-Ni на механические и эксплуатационные свойства ВМАС, что позволило на основе применения статистической обработки получить новый химический состав ВМАС со стабильно высокими свойствами: ударная вязкость КСУ - не менее 2,8 Дж/м², твердость – не менее 229 НВ.

2) В исследуемой области установлена зависимость размера зерна от температуры заливки ВМАС, что позволяет производить косвенную оценку механических свойств разработанного сплава в зависимости от изменения технологических параметров.

3) Проведена количественная оценка влияния типа и расположения литниковой системы на объем усадочных раковин отливки «броня конусная», а полученные результаты, подтвержденные промышленными экспериментами, позволили получить годное литье без литейных дефектов и с повышенным сроком эксплуатации.

Теоретическая и практическая значимость работы заключается в следующем:

1. Реализованы численные расчеты:

а) формирования размеров аустенитного зерна ВМАС системы Fe-C-Mn-Si-Cr-Mo-Ni с учетом влияния химического состава ВМАС и технологических параметров литья;

б) определения формы и размеров усадочных дефектов в объеме отливки «броня конусная» в зависимости от различных вариантов расположения элементов литниково-питающей системы.

2. Научно обоснован и подтвержден в промышленных условиях новый состав ВМАС системы Fe-C-Mn-Si-Cr-Mo-Ni, который с наибольшей

надёжностью обеспечивает достижение максимальных значений механических и эксплуатационных свойств отливки «броня конусная».

3. Разработан и внедрен новый технологический регламент для изготовления отливки «броня конусная», обеспечивающий повышение работоспособности металлургического оборудования в 1,5 раза, что подтверждается соответствующим актом внедрения.

4. Результаты исследований внедрены в учебный процесс Сибирского федерального университета и используются при обучении магистров по направлению 22.04.02 «Металлургия» и магистерской программе 22.04.02.07 «Теория и технология литейного производства цветных металлов и сплавов» и аспирантов по специальности 2.6.3 – Литейное производство (технические науки).

Реализация результатов работы:

Результаты работы прошли промышленные испытания и внедрены в литейном производстве ООО «Инжиниринг Строительство Обслуживание» филиала АО «РУСАЛ Ачинск».

Методы исследования. Работы выполнены с применением современных методов исследования микроструктуры, механических свойств, химического состава; статистического анализа данных с использованием программы Statistica; численного метода решения и компьютерного моделирования с использованием программных комплексов ProCAST.

На защиту выносятся следующие положения:

- результаты определения рационального химического состава ВМАС системы Fe-C-Mn-Si-Cr-Mo-Ni;
- результаты численных расчетов размеров зерна аустенитной микроструктуры для исследуемых составов ВМАС с учетом технологических параметров литья;
- форма и размеры усадочных дефектов в объеме отливки «броня конусная», определенные с помощью программного комплекса ProCAST для различных вариантов расположения элементов литниково-питающей системы;

- новая технология изготовления отливки «броня конусная», обладающей повышенными механическими и эксплуатационными свойствами.

Личный вклад автора заключается в научной постановке задачи исследования, планировании и проведении экспериментов, в разработке методик исследования и обработке экспериментальных данных, в анализе полученных результатов и в формировании выводов, заключений, написании научных статей. Организация и проведение опытно-промышленных испытаний в производственных условиях АО «РУСАЛ Ачинск».

Настоящая работа является продолжением научно-исследовательских работ, выполняемых на кафедре «Литейное производство» Института цветных металлов СФУ в рамках научно-исследовательских работ с ОК «РУСАЛ». Включенные в диссертацию и выносимые на защиту результаты настоящей работы представляют собой часть общих результатов научно-исследовательских работ по рассматриваемой проблеме, которые были выполнены автором с соавторами за годы совместной работы и были получены непосредственно автором или при его ведущем участии.

Степень достоверности научных положений и полученных результатов обоснована:

- применением современных методов исследования высокомарганцевой стали, компьютерного моделирования и статистической обработки данных;
- сравнением и подтверждением расчетных данных с результатами физических экспериментов и образцов, а также сопоставлением результатов исследований с результатами других исследователей в этой области;
- практической реализацией и подтверждением эффективности полученных результатов, при разработке технических и технологических решений, в условиях действующего производства;

Текст диссертации и автореферата проверен на отсутствие плагиата с помощью программы «Антиплагиат. ВУЗ».

Основные результаты диссертационной работы были доложены и обсуждены на XI Международной научно-практической конференции

«Прогрессивные литейные технологии», «НИТУ «МИСиС», г. Москва, Международной конференции «Современные научные подходы в фундаментальных и прикладных исследованиях», НИИ «Нацразвитие», г. Санкт-Петербург, LVIII Международной научно-практической конференции «Вопросы технических и физико-математических наук в свете современных исследований», г. Новосибирск, а также на научно-методических семинарах кафедры «Литейное производство» Сибирского федерального университета и ООО «РУСАЛ ИТЦ» в 2018-2023 гг.

Публикации. Результаты диссертационной работы отражены в 9 печатных работах, в том числе в 4 статьях в журналах перечня ВАК РФ, в 1 статье в издании из базы Scopus.

Соответствие диссертации паспорту специальности. Диссертационная работа по своим целям, задачам, содержанию, методам исследования и научной новизне, соответствует следующим пунктам паспорта специальности 2.6.3. Литейное производство (технические науки): 1) Исследование физических, физико-химических, теплофизических, технологических, механических и эксплуатационных свойств материалов, как объектов и средств реализации литейных технологий. 3) Исследование процессов формирования структуры и свойств литейных сплавов, формовочных и стержневых смесей. 7). Разработка методов моделирования процессов: приготовления и заливки расплавов, модифицирования, затвердевания и охлаждения литых заготовок и изделий, формообразования, упрочнения и разрушения литейных форм и стержней, а также их напряжённого состояния 11) Исследование качества отливок и разработка систем управления их качеством. 15) Применение цифровых технологий в литейных процессах; 17) Разработка и освоение новых литейных сплавов и материалов.

Структура и объем работы. Диссертация состоит из введения, четырех глав, основных выводов, списка литературы, содержащего 116 источник и 3 приложения. Основные материалы изложены на 140 страницах, включая 32 таблицы и 88 рисунка.

ГЛАВА 1 СОВРЕМЕННОЕ СОСТОЯНИЕ ВОПРОСА

1.1 Технология и основное оборудование для литейного производства отливок из ВМАС

Сталь Гадфильда – это высокомарганцевая аустенитная сталь (ВМАС) является основным материалом для изготовления оборудования для горнодобывающей и металлургической промышленности, работающего в условиях повышенного ударного воздействия с неравномерной цикличностью и абразивным изнашиванием. Например – брони конусных мельниц, воронки засыпных аппаратов и другие детали. Несмотря на открытие ВМАС более ста лет назад, ее уникальные свойства, такие как высокая ударная вязкость и износостойкость, в сочетании с пластичностью и высокой способностью к деформационному упрочнению, по-прежнему являются предметом научных исследований.

Стандарт ГОСТ 977-88 и ГОСТ 21357-87 [1, 2] распространяющийся на ВМАС, допускают содержание основных компонентов в широком диапазоне: углерод - 1,0÷1,4 мас. % и марганец - 10,0÷14,0 мас. %.

Таблица 1.1 – Химический состав стали Гадфильда, %.

	C	Si	Mn	Cr	Ni	S	P
ГОСТ 977-88	0,90 -1,50	0,30 -1,00	11,50-15,00	≤ 1,0	≤ 1,0	≤ 0,050	≤ 0,120
ГОСТ 21357-87	0,90–1,20	0,40–0,90	11,5–14,5	≤ 0,30	≤ 0,30	≤ 0,050	≤ 0,120

Поэтому существует множество вариантов исходного химического состава ВМАС, которые включают различные концентрации углерода и марганца с добавлением таких элементов, таких как хром, никель, молибден и титан. Отливки из ВМАС не пригодны в литом виде, поскольку неизбежное образование карбидов приводит к потере пластичности и ударной вязкости и, возможно, к образованию перлита. Поэтому обычной практикой производства

высококачественной ВМАС является ее термическая обработка путем аустенитизации с последующей закалкой в воде. Полное растворение карбидов требует термообработки на $30\div 50$ °С выше точки Ас_м. Температура разливки обычно составляет менее 1470 °С, чтобы предотвратить чрезмерно крупный размер зерна и минимизировать химическую сегрегацию. Типичная температура термообработки, составляет около $1010\div 1120$ °С. Для предотвращения внутреннего растрескивания, необходима низкая скорость нагрева, а для предотвращения образования карбида предпочтительна высокая скорость заковки [3].

Таблица 1.2 – Механические свойства отливок из стали Гадфильда (110Г13Л) при различных температурах испытаний [4].

σ _{0,2}	σ _в	δ	ψ	КСУ, МДж/м ²					НВ
				Температура испытаний, °С					
МПа		%		+20	-20	-40	-60	-80	
				Закалка 1050÷1100 °С, охлаждение на воду.					
360÷380	654÷830	34÷53	34÷43	2,6÷3,5	2,4÷3,2	2,2÷3,0	1,9÷3,0	0,9÷1,2	186÷229

Ключевой особенностью выплавки ВМАС, является применение печей исключительно с основной футеровкой (MgO > 91%). Ограничение применения кислой футеровки на основе SiO₂, связано с интенсивным восстановлением окиси SiO₂ из футеровки марганцем в выплавляемой стали. Уравнение данной реакции имеет следующий вид:



Благодаря данной реакции помимо эрозии футеровки плавильного агрегата, происходит интенсивное загрязнение выплавляемой стали продуктами разрушения огнеупоров, в частности окислами марганца [5]. При выборе параметров технологии выплавки ВМАС одним из ключевых факторов, который стоит рассматривать наряду с задачами корректировки и усреднения химического состава и окисления газовых фаз, является необходимость применения технологических операций по очистки расплава ВМАС от вредных

примесей соединений фосфора и серы. С повышением содержания фосфора более 0,1% отмечается появление фосфидной эвтектики в границах зерен аустенита, что приводит в последующем к зарождению микротрещин [6].

В свою очередь сера, образуя тугоплавкие соединения сульфида марганца MnS , значительно снижает жидкотекучесть ВМАС.

Основные подходы для выплавки ВМАС:

- на основе углеродистого лома СА1-2-3-4 с окислением примесей;
- переплав оборотных марганецсодержащих ломов 22А;
- сплавлением стального лома СА1-2-3-4 с ферромарганцем FeMn-78-88.

Особенности технологии сплавления заключается в предварительном отдельном расплавлении стального лома и ферромарганца с последующим смешиванием данных двух расплавов. Данная технология является довольно сложной в части применения дополнительного набора оборудования. Важно отметить, что смешивание двух полупродуктов не дает достаточной однородности, при этом достаточно распространена ликвация и насыщение расплава газами, захватываемыми в процессе плавления и смешивания, что неизбежно требует дополнительного глубинного раскисления. Поэтому данная технология плавки не нашла своего широкого применения.

Технология выплавки окислением примесей с применением углеродистого лома в качестве металлошихты начинается с расплавления стального лома и отбора пробы на определение химического состава, полученного по расплаву. Далее производится этап окисления углерода, дефосфорация и дусульфурация, дегазация и удаление неметаллических включений из расплава путем проведения рудного и чистого кипения. Для проведения кипения, в печь загружается окислительная смесь, состоящая из железорудных окатышей и извести. Во время кипения расплава в ванне, шлак удаляется, а затем наводится новый. По завершению окислительной реакции отбирается проба на определение полученного химического состава расплава.

Смена окислительного периода на восстановительный начинается с раскисления металла и шлака. Ввод необходимого количества ферромарганца

делится на 3-4 приема, что позволяет не допустить стремительного падения температуры ванны. В промежутках между подачей ферромарганца отбираются пробы на определение химического состава, что позволяет с достаточной достоверностью контролировать содержание Mn и оперативно осуществлять его корректировку. Шлак претерпевает диффузионное раскисление смесью на основе FeSi-65-75, молотого кокса и флюоритового плавикошпатового концентрата. По завершению корректировки химического состава, металл выпускается в сталеразливочный ковш, в котором производится уже внепечное раскисление алюминием с его расходом $0,8 \div 1,2$ кг/т стали [7].

Технология выплавки переplавом обладает важным преимуществом, так как позволяет преступить напрямую к восстановительному периоду, минуя операции окисления примесей, вследствие чего значительно снижается расход легирующих компонентов, а сокращение времени плавки благоприятно сказывается на производительность плавильного агрегата и расходе электроэнергии.

В качестве шихтовых материалов часто используется оборотный лом, соответствующей выплавляемой марки ВМАС. Восстановление MnO и FeO проводится под шлаком, полученным после расплавления металлошихты, а раскислительная смесь для диффузионного раскисления имеет аналогичный состав с при выплавке окислением [8].

Влияние технологии плавки на формирование механических и служебных свойств ВМАС достаточно полно представлено в исследованиях Е.Ю. Лихолобова [9] и М.С. Шрамко [10].

Выплавка методом переplавки позволяет получить ВМАС с меньшей концентрацией неметаллических включений за счет более длительной выдержкой под раскисленным шлаком восстановительного периода. ВМАС, полученная методом окисления примесей, несмотря на наличие окислительного периода плавки с достаточно глубоким удалением неметаллических включений, не может обладать отсутствием данных соединений, так как значительная часть FeO и MnO вносится в ВМАС ферросплавами при

корректировке химического состава, осуществляемого уже после окислительного периода. Несмотря на большую загрязненность неметаллическими включениями, ВМАС, полученная методом окисления, имеет наибольшие значения ударной вязкости, что объясняется различием в химическом составе полученных ВМАС методами переплава и окисления, что объясняется тем, что ВМАС, изготавливаемая методом переплава, имеет повышенное содержание таких примесей, как кремний и фосфора.

Повышенное содержание кремния и фосфора обусловлено отсутствием окислительного периода при выплавке переплавом. На этапе расплавления металлошихты, кремний находящийся в шлаке под действием высокой температуры в зоне электрической дуги графитовых электродов при отсутствии окислительной атмосферы, восстанавливается из шлака в жидкую ванну. Кроме этого, применение диффузионных раскислителей на основе кремния и марганцевых ферросплавов, вводимых для корректировки химического состава, дополнительно повышают концентрацию кремния в жидкой ванне.

Увеличенная доля фосфора в ВМАС полученной методом переплава обусловлена невозможностью проведения глубокого окисления и дефосфорации металла, без предварительной потери значительного количества марганца.

Важным фактором, определяющим качество выплавляемой ВМАС, является рациональный выбор плавильного агрегата, который способен обеспечить ведение технологических операций в процессе выплавки. Наиболее перспективными являются индукционные тигельные (ИТП) и дуговые сталеплавильные печи (ДСП).

Общий вид конструкции ИТП представлен на рис. 1.1.



Рисунок 1.1 – Общий вид с разрезом ИТП [102].

Электромагнитная циркуляция расплава в тигле способствует сокращению периода плавления шихты мелкого размера и обеспечивает более равномерное распределение температуры по всему объему тигля, что исключает местные перегревы (рис. 1.2).

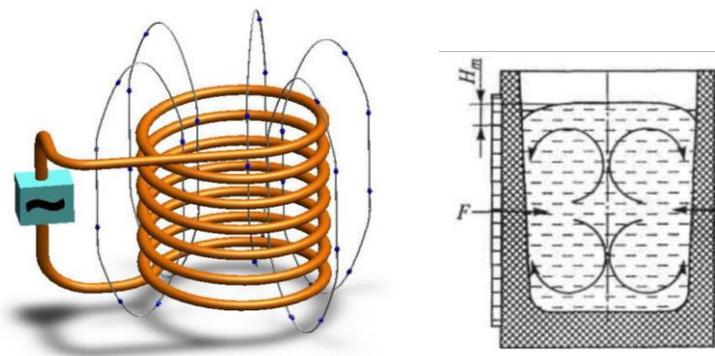


Рисунок 1.2 – Общий вид индуктора и схема электромагнитной циркуляции расплава в тигле индукционной печи [103].

Благодаря своим конструктивным особенностям, ИТП нашли широкое применение в промышленности для выплавки черных и цветных металлов не только в обычной, но и в защитной атмосфере инертных газов и в вакууме. Основными преимуществами ИТП связаны с индукционным перемешиванием металла вихревыми токами, что позволяет получать более однородный химический состав выплавляемых марок сплавов и, как следствие, получать более стабильные свойства. Ввиду отсутствия прямого воздействия на

шихтовые материалы, выплавка в ИТП обеспечивает малый угар шихты, а также в значительной мере снижает газовыделение.

К недостаткам ИТП следует отнести относительно низкую температуру шлака, так как его нагрев происходит только от расплава. Поэтому его температура недостаточна для выполнения таких рафинирующих операций, как дусульфурация и дефосфорация, которые протекают на поверхности раздела металл – шлак. Для данных процессов очень важна высокая температура для жидкотекучести шлака. Поэтому для получения качественных сплавов и отливок с помощью ИТП, необходима только высококачественная шихта, что вызывает проблемы в условиях массового производства, а также при изготовлении отливок крупных габаритных размеров.

Еще одним немаловажным недостатком ИТП является невысокая стойкость футеровки тигля при резких колебаниях температуры, высокая вероятность прогар индуктора и возникновение аварийных ситуаций, несмотря на наличие систем защиты.

ДСП лишены основных недостатков индукционных печей, обладают значительной взрывобезопасностью и технологически активны для широких спектров операций. В отличие от ИТП, нагрев расплава в ИТП осуществляется электрической дугой, поступающей от графитового электрода через шлак, что делает доступными такие технологические приемы, как чистое и рудное кипение, обработка шлака и его рафинирование, проведение операций по дусульфурация и дефосфорации, продувка расплава кислородом и подача инертного газа. Увеличенная площадь поверхности раздела металл – шлак в сочетании с превалирующей температурой шлака над температурой металла, позволяет значительно увеличить скорость и глубину дефосфорации и десульфурации, науглероживания, обезуглероживания. Таким образом, ДСП являются практически единственным плавильным оборудованием, способным обеспечить производство ответственных отливок из легированных и высоколегированных марок сталей и чугунов из шихты любого качества (рис. 1.3).

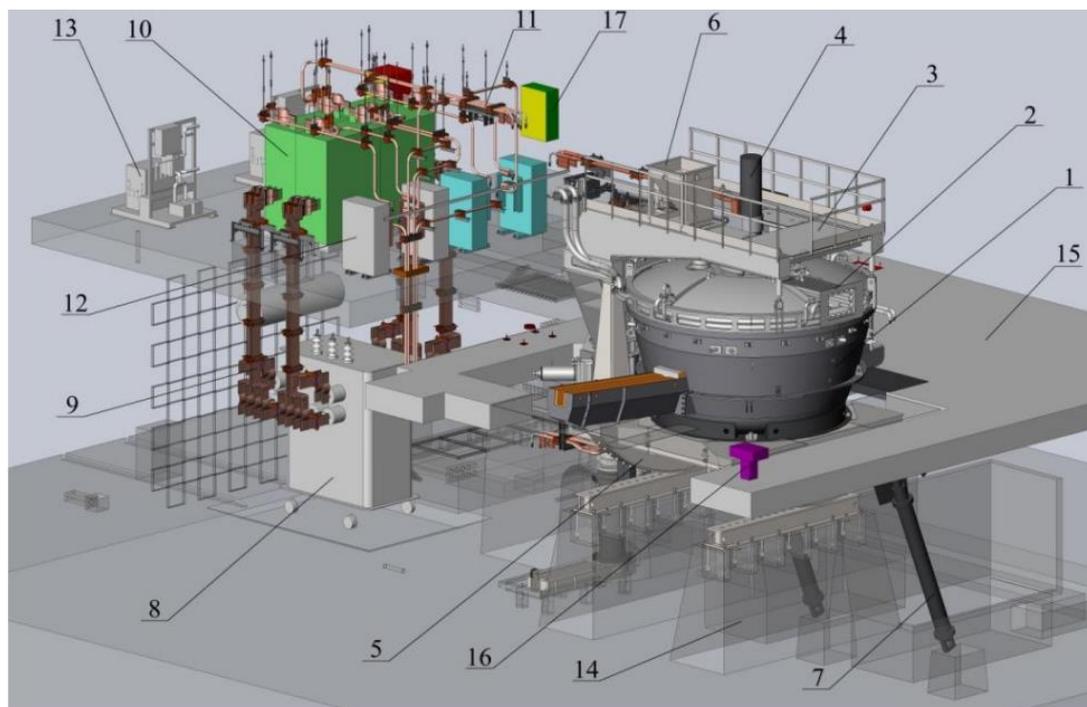


Рисунок 1.3 – Общий вид и компоновка оборудования ДСП постоянного тока: 1 – кожух (ванна) печи с установленными подовыми электродами; 2 – свод печи; 3 – портал; 4 – сводовый электрод; 5 – льюлька; 6 – загрузочное устройство; 7 – электрогидравлический механизм наклона печи; 8 - электропечной трансформатор; 9 – токоподвод переменного тока; 10 – выпрямитель; 11 – короткая сеть (токоподвод постоянного тока); 12 – реактор; 13 – теплообменник; 14 – фундамент печи; 15 – рабочая площадка; 16 – пульт наклона печи; 17 – комплект электротехнических шкафов и САУ печи [104].

К недостаткам ДСП следует отнести относительно высокий угар шихтовых материалов, в сравнении с ИТП, большие пылегазовые выбросы. У ДСП графитовые электроды являются дорогостоящим расходным материалом, а локальные перегревы расплава в зоне горения электродуги вызывают науглероживание расплава от графитовых электродов [11].

Отдельное внимание стоит уделить влиянию формовочных смесей, применяемых для изготовления литейных форм при фасонном литье, на качество отливок из ВМАС. Применение материалов литейных форм, содержащих SiO_2 , негативно сказывается на качестве поверхности отливок. Поэтому необходимо обязательное применение магнезита в качестве материала для изготовления облицовочных и стержневых смесей при литье ВМАС.

Магнезит $MgCO_3$ состоит из 47,82 % MgO и 52,18 % CO_2 . Перед применением в качестве компонента формовочных и стержневых смесей, магнезит проходит обязательный обжиг для удаления CO_2 при температуре $1500^\circ C$. Окись магния не взаимодействует с окислами марганца и поэтому является незаменимым материалом для литья ВМАС в качестве основной компоненты не только для формовочных и стержневых смесей, но и приготовления противопопригарных красок [12].

1.2 Влияние химического состава ВМАС на качество отливок

Проблема выбора рационального содержания C и Mn в составе ВМАС рассматривался в работах Б.Б. Винокурова, С.Е. Кондратюка и М.А. Филиппова, Д.А. Мерзаева и др. [13]. Отдельный интерес представляет взаимосвязь содержания марганца и углерода в составе ВМАС для достижения максимальных значений ударной вязкости КСУ (рис. 1.4), которую обычно определяют с помощью стандартных образцов с U-образным концентратором.

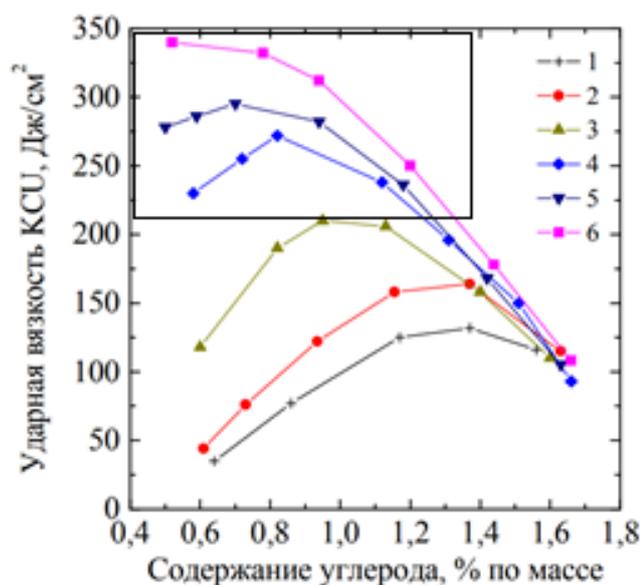


Рисунок 1.4 – Влияние концентрации C и Mn на ударную вязкость КСУ для содержания Mn : 1 – 6,1÷6,5 %; 2 – 8,6÷9,2 %; 3 – 10,3÷11,0 %; 4 – 13,0÷13,4 %; 5 – 14,8÷15,5 %; 6 – 17,4÷18,2 % [13].

Ударная вязкость достигает максимальных значений КСУ к 340÷350 Дж/см² при увеличении содержания Mn 17,4÷18,2% и снижении концентрации С в интервале 0,5÷0,6 % для Mn 17,4-18,2 %, Дж/см², что приемлемо для деталей, испытывающих ударную нагрузку.

Снижение температуры испытаний с +22°С до -40°С и содержания углерода с 1,4 % до 0,8 % при увеличении содержания марганца до 18,2 % также приводит к увеличению ударной вязкости КСУ 340÷350 Дж/см². Данная зависимость представлена на рис. 1.5.

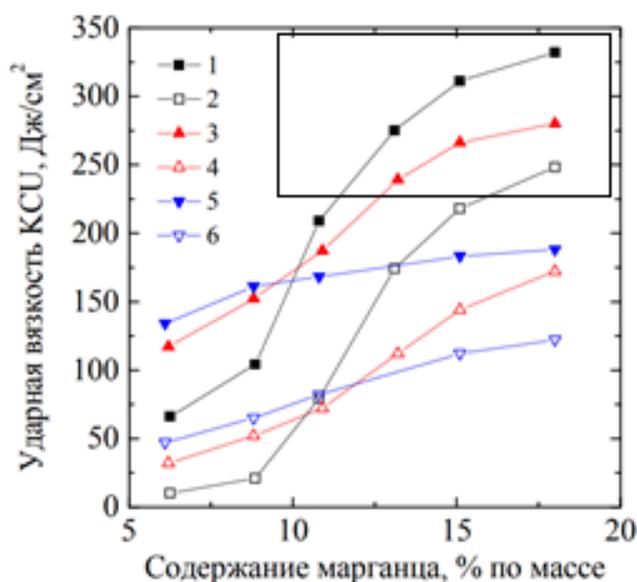


Рисунок 1.5 – Влияние температуры испытаний на ударную вязкость КСУ для различных содержаний С и Mn: 1 – КСУ +22°С; 2 – КСУ -40°С при С 0,8 %; 3 – КСУ +22°С; 4 – КСУ -40°С при С 1,1 %; 5 – КСУ +22°С; 6 – КСУ -40°С при С 1,4 % [13].

Особый интерес представляет изменение показателей абразивной износостойкости, в зависимости от содержания Mn и С. Представленная на рис. 1.6 зависимость, свидетельствует о том, что наибольшую износостойкость имеет сталь с меньшей концентрацией Mn 1,0÷6,0 % и С близкому к среднему значению 1,0 %. При дальнейшем увеличении С от 1,0 до 1,75% и Mn до 15 % наблюдается устойчивая тенденция на возрастание износостойкости ВМАС. Данный результат объясняется

образованием поверхностного α -мартенсита, который повышая твердость поверхностного слоя увеличивает ее износостойкость.

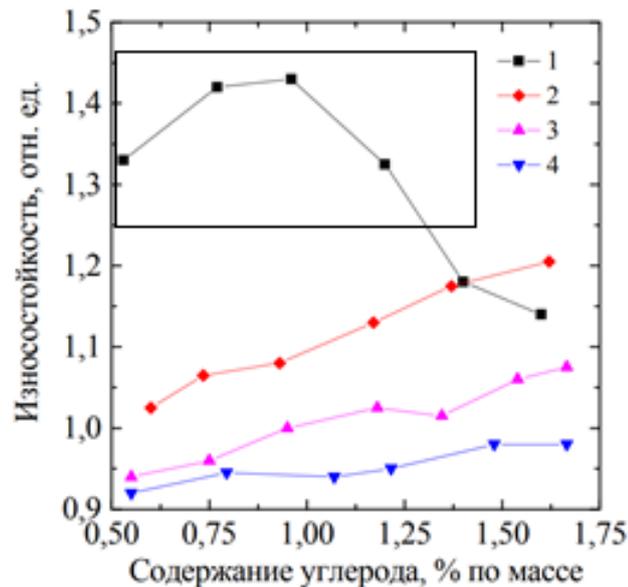


Рисунок 1.6 – Влияние различных концентраций С и Mn на абразивную износостойкость ВМАС для содержания Mn: 1 – 6 %; 2 – 9 %; 3 – 13 %; 4 – 15 % [13].

На практике детали дробильно-размольного оборудования испытывают комбинированное воздействие эксплуатационных факторов в сочетании ударной нагрузки с абразивным износом. Таким образом, вопрос о рациональных концентрациях основных элементов С и Mn, остается актуальным и имеет ценное как научное, так и прикладное значение.

Кремний является еще одним обязательным элементом, входящим в состав ВМАС. Введение кремния обусловлено его применением при раскислении во время восстановительного периода плавки. Присутствие данного элемента даже в незначительных концентрациях может оказать влияние на изменение механических свойств, на микроструктуру и механизмы деформации ВМАС, возникающие в высокомарганцевой системе Fe-17Mn-1,1C-Si [14]. Предел текучести ВМАС увеличился с 321

до 393 МПа – на 12 % при увеличении содержания Si с 0,23 до 2,19 мас. %, но при этом уменьшилась пластичность в 1,1 раза.

Химический состав исследуемых образцов, представлен в таблице 1.3.

Таблица 1.3 – Химический состав образцов ВМАС с различным содержанием Si (%) и механические свойства.

Si	Mn	C	Si	Fe	$\sigma_{0,2}$	σ_B	δ	KCU
%					МПа		%	Дж/см ²
0,23	15,93	1,12	0,23	Ост.	321±5	993±3	64,2±0,6	>300
1,21	16,54	1,04	1,31	Ост.	366±2	1064±1	65,8±0,3	>300
2,19	16,46	1,07	2,19	Ост.	393±3	1039±6	58,1±1,5	275

Что касается поведения наклепа, для всех трех образцов ВМАС можно наблюдать три различных этапа, зонирование которых приведено на рис 1.7.

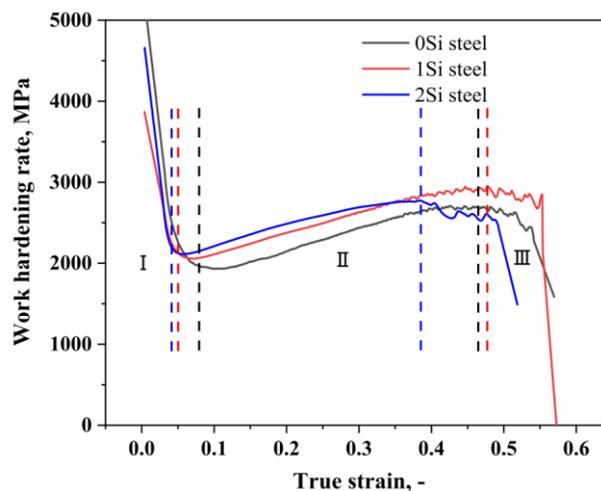


Рисунок 1.7 – Кривые зависимости скорости наклепа от истинной деформации сталей Fe-17Mn-1,1C-Si: 0Si - 0,23 %; 1Si - 1,21 %; 2Si - 2,19 % [14].

На I стадии скорость упрочнения быстро снижается до определенных значений критической деформации, затем следует II стадия, которая характеризуется увеличением до экстремального значения. На стадии III

скорость упрочнения снова падает, пока не образуется шейка. Следует отметить, что скорость деформационного упрочнения на стадии II повышается при добавлении Si.

В линейно-графическом выражении, доля образования механизма двойникования в структуре данной стали представлена на рис. 1.8.

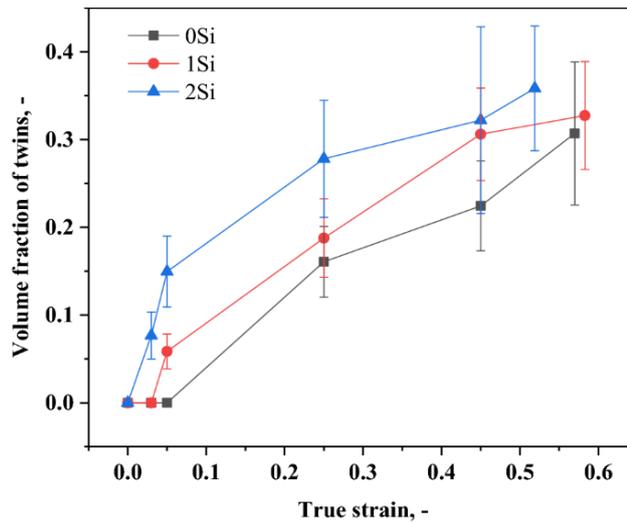


Рисунок 1.8 – Зависимость объемной доли механических двойников от деформации для ВМАС системы Fe–17Mn–1,1C–Si [14].

Взаимосвязь между наклепом и кинетикой формирования механических двойников отображенных на рис. 1.7 и 1.8 могут отражать связь между этой скоростью двойникования и скоростью наклепа. Для того чтобы интерпретировать стадии наклепа и влияние кремния на характеристики наклепа трех образцов, скорость наклепа и кинетика образования механических двойников для трех сталей представлены на рис. 1.9.

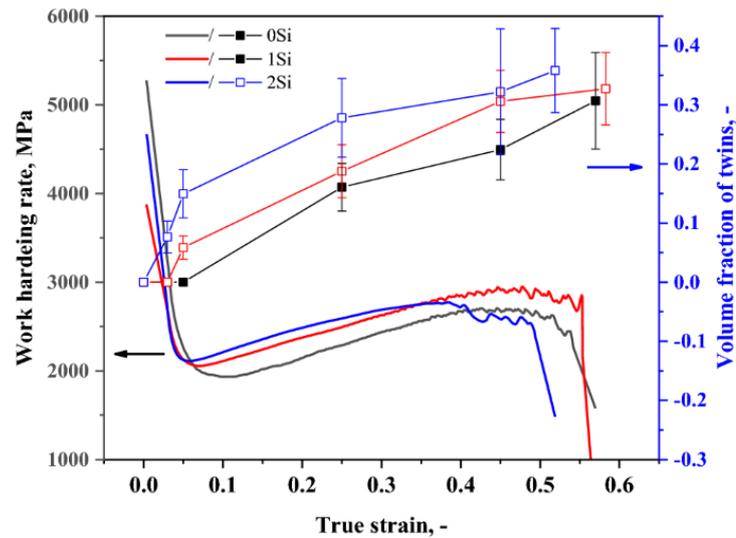


Рисунок 1.9 – Связь между скоростью наклепа и динамикой образования двойников аустенитных зерен для ВМАС системы Fe–17Mn–1,1C–Si [14].

Как можно заметить, что стремительное снижение первой стадии деформационного упрочнения (стадия I) для всех трех сталей, связано с динамическим восстановлением дислокаций, что свидетельствует о том, что в данном отрезке механизм двойникования отсутствует и берет свое начало в переходе стадий I и II. На II стадии скорость упрочнения и деформация увеличиваются из-за быстрого образования первичных и вторичных двойников аустенитных зерен. При образовании деформации на стадии II, образуется больше вторичных двойников с искаженной гранецентрированной кубической решеткой, что увеличивает скорость деформационного упрочнения.

Снижение скорости упрочнения на стадии III охарактеризовано утолщением границ двойникования, что уменьшает скорость их образования. Разумно судить, что Si может снизить критическую (разрушающую) деформацию структуры и тем самым увеличить долю двойников аустенитных зерен. Таким образом, содержание Si в 2,19 % поспособствовало наибольшей скорости упрочнения на II стадии и наибольшей поверхностной твердости стали после 100-кратного удара силой 100 Дж (рис. 10). Кроме того, из-за влияния механического

двойникования на поглощение энергии удара, ударная вязкость для стали 2Si показали пусть и незначительно, но все же наилучшие значения.

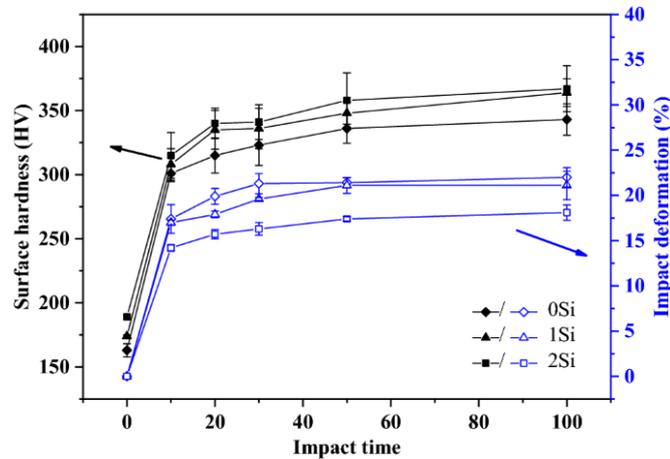


Рисунок 1.10 – Эволюция поверхностной твердости и показателей ударной деформации с увеличением времени ударной нагрузки при энергии в 100 Дж [14].

Поверхностная твердость и ударная деформация увеличивались с повышением времени удара до 10. При более высоком содержании Si поверхностная твердость увеличивается, а величина ударной деформации снижается при том же времени удара.

Условия эксплуатации литых компонентов оборудования в горнодобывающей и глиноземной промышленности приводят к комбинированному характеру воздействия на детали оборудования, сочетая в себе сильную абразивную, ударную и деформационную нагрузку. Подобные условия требуют наличия уникальных свойств ВМАС для изготовления данных деталей, которая будет сочетать в себе повышенную твердость, способствуя устойчивости к истиранию, а также высокую пластичность, позволяющую оказывать сопротивление ударным нагрузкам [15]. Ключевое значение в данном контексте приобретает структура металла, а именно факторы, влияющие на повышение пластичности и сопротивление износу. Воздействие на структуру стали за счет легирования дополнительными элементами, являясь наиболее действенным подходом, позволяет повысить начальную твердость поверхности и значительно снизить пластическую деформацию.

Влияние различных химических элементов в составе ВМАС подробно рассмотрено в работе М.А Филиппова и соавторами [6], где представлены систематизированные данные по применению наиболее перспективных и распространенных элементов микролегирования для ВМАС, которые нашли свое эффективное применение при изготовлении деталей дробильно-размольного оборудования.

Наиболее распространенным элементом для микролегирования ВМАС является Cr, который обладает более сильной способностью карбидообразования, чем Mn. Участвуя в формировании карбидов, Cr повышает их твердость и прочность. Важной особенностью хромосодержащих карбидов является их медленное образование в процессе охлаждения и кристаллизации, что значительно снижает вероятность выделения карбидов по границам аустенитных зерен, не ослабляя целостность структуры металлической основы. Не оказывая значительного влияния на изменение энергии дефекта упаковки высокомарганцевого аустенита, Cr повышает деформационную стабильность ВМАС. Если рассматривать отдельно вопрос концентрации Cr в высокомарганцевой стали, то значительное превышения им отметки 2,0 %, формирует карбидную сетку, расположенную по границам зерен, а также образует весьма грубую дендритную структуру, вызывая снижение пластичности и ударной вязкости ВМАС.

Еще одним элементом, получившим практическое применение при микролегировании ВМАС, является Ni. Одним из основных преимуществ введения Ni является в значительном повышении ударной вязкости, особенно при отрицательных температурах, тем самым понижая хладноломкость ВМАС, что весьма актуально при работе дробильного и размольного оборудования в арктических регионах. Несомненным преимуществом применения Ni является стабилизация аустенита при повышенных температурах. При совместном введении, Ni в сочетании с карбидообразующими и тугоплавкими элементами, как Cr, Mo и V, вносит коррективы в режим термической обработки, повышая выход на температуру закалки, интервалы предварительных выдержек, а также

температурный режим охлаждения отливок, а возникающая стабилизация аустенита позволяет снизить склонность к образованию горячих трещин и выделению сеток вторичных карбидов по границам аустенитных зерен ВМАС. Сочетание Cr+Ni приводит к образованию таких карбидов, которые блокируют рост зерна аустенита ВМАС. Способность Cr+Ni+Mo к формированию равномерной и мелкозернистой структуры ВМАС повышает ее твердость поверхности и создает благоприятные предпосылки превращения для мартенситной трансформации, улучшая показатели пластичности наряду с абразивной стойкостью [16].

Наряду с упомянутыми элементами широкое распространение в качестве микролегирующей добавки в ВМАС получил Mo. Важная роль Mo заключается в измельчении зерна аустенита ВМАС, и, как следствие, происходит замедление диффузии С, снижение образования карбидов в межзеренных границах. Являясь карбидообразующим элементом Mo, находясь в составе карбидных включений, способствует снижению склонности ВМАС к перегреву, помогает понизить порог хладноломкости. Учитывая способность Mo к образованию сложных и тугоплавких карбидов с большой дисперсностью, применение данного элемента получило распространение в комплексе с другими элементами-спутниками, одним из которых является Cr. Поэтому представляет особый интерес влияние комплексного воздействия пары элементов Cr-Mo на базовый состав ВМАС. Влияние роли Mo на размер зерна, ударную вязкость и твердость представлено в работе [17]. Состав образцов для проведенных исследований представлен в табл. 1.4.

Таблица 1.4 – Состав образцов комплексно-легированной ВМАС для оценки влияния Мо

Индекс	C	Mn	Si	Cr	Mo
	%				
Mo.0	1,12	12,4	0,52	0,81	0,0
Mo.2	1,22	12,7	0,58	0,87	0,21
Mo.4	1,27	12,1	0,47	0,74	0,43
Mo.6	1,17	12,9	0,79	0,79	0,62

Изменение размеров зерна от концентрации молибдена представлена на рис. 1.11.

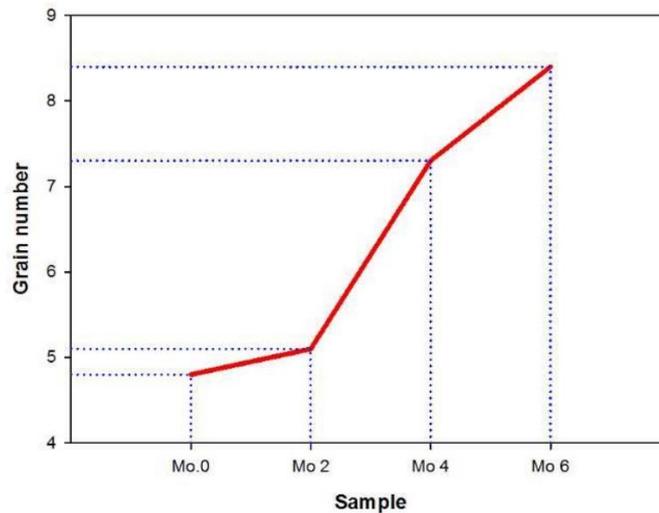


Рисунок 1.11 – Влияние концентрации молибдена на размер зерна [17].

Следует отметить, что среди исследуемых образцов, наименьшее зерно получено для образца Mo.6 с концентрацией Мо 0,62%. Измельчение структуры неразрывно связано с повышением таких показателей, как ударная вязкость и твердость. Динамика изменения твердости и ударной вязкости показана на рис. 1.12.

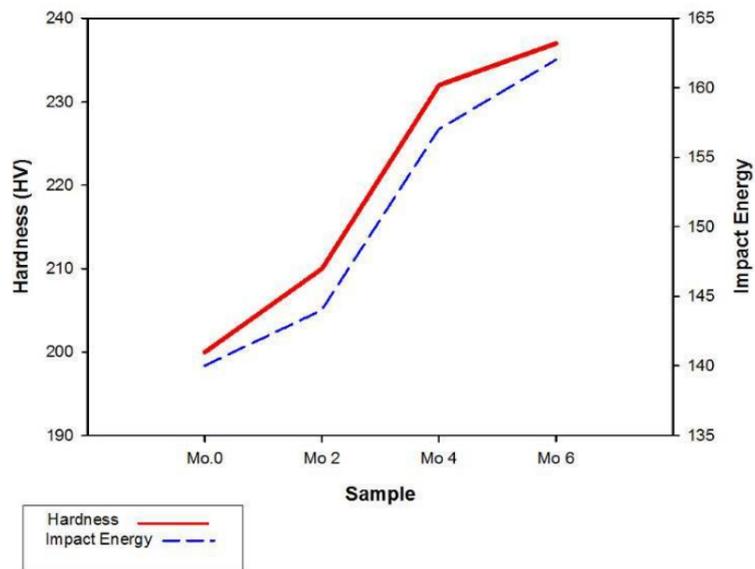


Рисунок 1.12 – Изменение твердости и ударной вязкости с различным количеством добавленного молибдена [17].

Твердость и ударная вязкость, являясь зависимыми величинами от структуры ВМАС, имеют максимальные значения при концентрации Мо 0,62%, возрастая на 13,3 % и 14,0 % для твердости и ударной вязкости соответственно.

1.3 Влияние параметров литья ВМАС на качество отливок

Температурные режимы литья являются основополагающим фактором формирования литой микроструктуры отливок ВМАС. В рассматриваемых ВМАС данный технологический фактор имеет ключевую роль, является основным параметром для регулирования и получения мелкозернистой микроструктуры. В исследовании Е.Ю. Лихолобов [9] подтверждает, что повышение температуры заливки служит причиной транскристаллизации, которая неизменно приводит к увеличению размеров зерна первичного аустенита в процессе кристаллизации отливки и образованию столбчатой микроструктуры ВМАС, что в свою очередь влечет за собой снижение таких ключевых показателей, как ударная вязкость, трещиностойкость, холодостойкость и абразивная износостойкость, а также появление горячих трещин в процессе кристаллизации.

Ю.А. Шульте и соавторы [18] установили эмпирическую зависимость влияние температуры литья на ударную вязкость, временное сопротивление на разрыв и относительное удлинение для классического состава стали Гадфильда 110Г13Л:

$$a_H = 123 - 0,071T, \quad (1.1)$$

$$\sigma_B = 220 - 0,097T, \quad (1.2)$$

$$\delta = 123 - 0,062T, \quad (1.3)$$

где T - температура литья, °С.

Анализ формул (1.1) - (1.3) наглядно показывает, что порог хладноломкости ВМАС смещается сторону более низких температур при понижении температуры заливки, следовательно, поэтому управление температурно-временным режимом литья и дальнейшее изучение данного технологического фактора на свойства ВМАС принимает первостепенное значение.

В работе [19] представлены практические данные, полученные на отечественных металлургических и литейных предприятиях. Принимая во внимание температуру расплава ВМАС в разливочном ковше после его выдержки и выпуска из печи, а также учитывая толщину стенки отливки и охлаждающие свойства литейной формы, была составлена номограмма, позволяющая определить температуру начала заливки литейной формы и соответствующее время выдержки расплава для ковшей различной емкости.

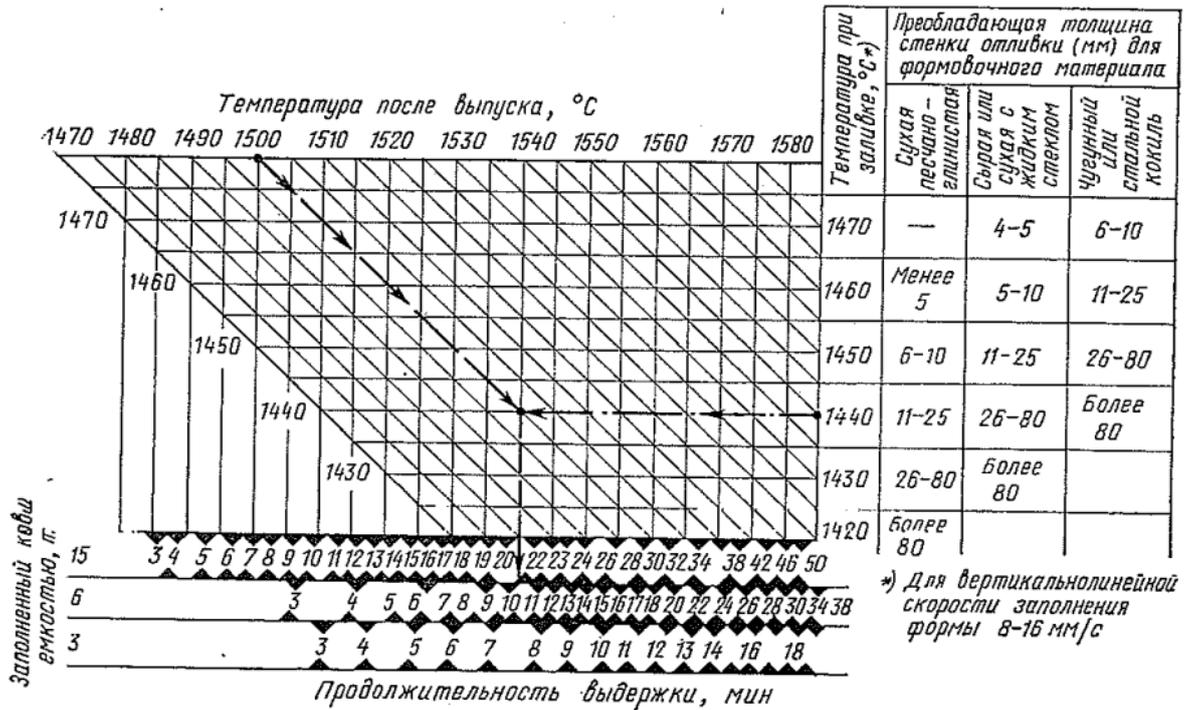


Рисунок 1.13 – Номограмма для определения продолжительности выдержки стали 110Г13Л в ковше перед разливкой по формам [19].

Следует отметить, что пониженная температура заливки ВМАС накладывает ограничения на технологию выплавки и предвыпускную обработку. Расплав ВМАС с относительно низкой температурой обладает повышенной вязкостью, что будет препятствовать всплытию и удалению со шлаком неметаллических включений во время выдержки расплава в ковше и негативно отразится на качестве отливок.

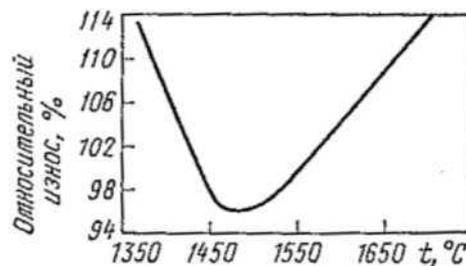


Рисунок 1.14 – Влияние температуры нагрева ВМАС на износостойкость при температуре заливке 1370÷1390°C [19].

При нагреве расплава в интервале температур $1500\div 1550^{\circ}\text{C}$ создаются благоприятные условия для удаления неметаллических включений. При дальнейшем нагреве расплава в печи сопровождается значительным газопоглощением, которое заметно снижает износостойкость отливок.

Принимая во внимание выше изложенное, целесообразно выпускать расплав из печи при температуре $1520\div 1550^{\circ}\text{C}$ с последующей его выдержкой в ковше, что гарантированно обеспечит всплытие и удаление со шлаком неметаллических включений из расплава.

1.4 Применение компьютерного моделирования фасонного литья из ВМАС

Конструктивные и технологические параметры литейного производства металлов и сплавов (рис. 1.15) оказывают решающую роль в формировании качественных свойств отливок. Однако выявить конкретную взаимосвязь между параметрами литья и показателями качества литейной продукции очень сложно.

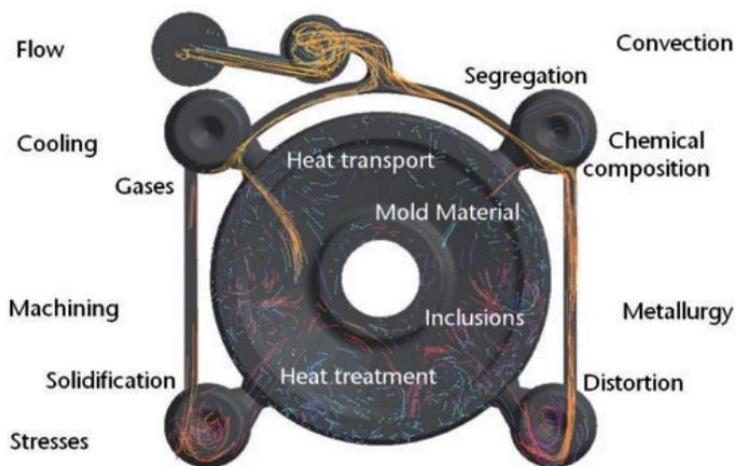


Рисунок 1.15 – Процессы, происходящие при литье металлов [105].

На сегодняшний день одним из основных инструментов для анализа литейных процессов является применение специализированных программно-технических комплексов типа ProCAST, MagmaSoft, которые дают

возможность обработки принятых технологических решений на виртуальной модели процесса отливки. Моделирование процессов литья предоставляет возможность определить рациональные температурно-временные параметры литья, проанализировать различные варианты конструкций литниково-питающей системы для каждого конкретно взятого изделия с учетом уникального набора свойств литейных материалов и сплавов [20, 21].

Важным этапом является выбор программы моделирования литейных процессов. Для решения задач настоящего исследования программный комплекс должен обладать широким спектром возможностей в области расчета и моделирования физических процессов теплопередачи при контакте на поверхности раздела металл – форма, превращения и связанные с ними процессы на стадии кристаллизации, также удобным пользовательским интерфейсом программного обеспечения [22] (рис. 1.16).

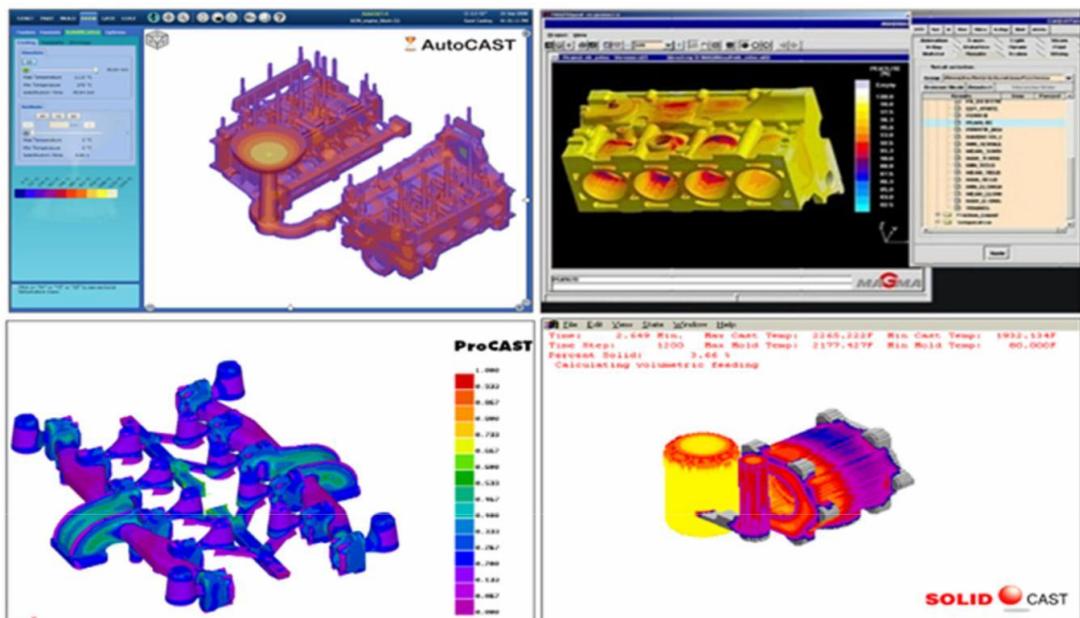


Рисунок 1.16 – Пользовательский интерфейс программного обеспечения [106].

Проведем сравнительный анализ наиболее распространенных видов программного обеспечения (табл. 1.5), для выбора при решении поставленных задач настоящего исследования.

Таблица 1.5 – Используемые в программах методы решения моделирования литья [23].

Наименование	Страна производитель	Разработчик	Функционал	Метод решения
MagmaSoft	Германия	MAGMA GmbH	HTSM	FDM
WinCast	Германия	Simtec Inc	HTSM	FEM
ProCast	Франция	ESI Group	HTSM	FEM
PAM-CAST	Франция	ESI Group	HTSM	FDM
Flow3D	США	Flow Science	HTS	MCV
SolidCast	США	Finite Solutions Inc	HTO	FDM
CastCAE	Финляндия	CT-Castech Inc. Oy, Espoo	HTO	FDM
LVMFlow	Россия	CJSC NPO MKM	HTS	MCV
PoligonSoft	Россия	Sisoft Polygon Plus	HTSM	FEM
Mavis-Flow	Англия	Alphaset Software, Swansea, UK	HT	FDM

Выше приведенные программы характеризуются следующими возможностями:

- Н - проведение гидродинамического расчета заполнения расплавленной формы.
- Т - расчет температурных полей при кристаллизации и выявление усадки дефекты.
- S - расчет напряжений в отливке и остаточной деформации.
- М - структурное моделирование (зернистая структура, распределение феррита и перлита, графит размер включений и др.).
- О - параметрическая оптимизация системы измельчения в автоматическом режиме.

В программах используются следующие методы решения моделирования литья процессы:

- FDM – метод конечных разностей.
- МКЭ – метод конечных элементов.
- MCV - метод контрольных объемов.

Каждый представленный программный комплекс имеет свои преимущества и недостатки, но все они могут быть применены при решении стандартной задачи моделирования литейной технологии на предмет выявления дефектов усадочного характера. Однако программный комплекс ProCAST дополнительно содержит вычислительный модуль, позволяющий учесть влияния таких основных элементов ВМАС, как С и Мп, с дополнительным влиянием содержания микролегирующих элементов на формирование служебных свойств ВМАС с учетом конструктивных и технологических параметров при реализации литейной технологии. Поэтому для моделирования было принято решение об использовании программно-технического комплекса ProCAST, позволяющего реализовать подобный расчет (рис. 1.17).

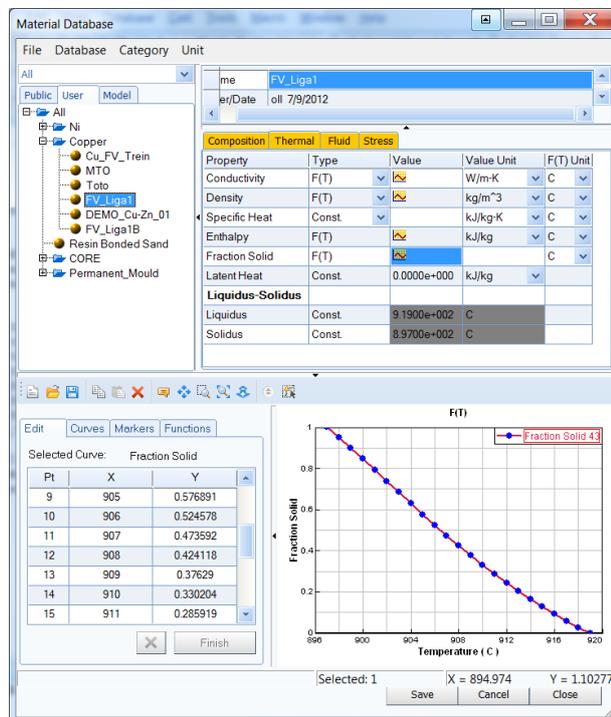


Рисунок 1.17 – Пример пользовательского интерфейса модуля расчета свойств материала по заданному химическому составу в программном комплексе ProCAST.

1.5 Выводы по главе и постановка цели и задачи исследования

Проведенный анализ научно-технической литературы позволил сделать следующие выводы:

1. Повышение эффективности оборудования горно-обогатительного производства, работающего в суровых арктических условиях и повышенного ударного нагружения с неравномерной цикличностью и абразивного изнашивания, как научно-техническая проблема, не перестает быть актуальной на всех этапах научно-технического прогресса. Одним из направлений решения данной проблемы является увеличение сроков службы деталей горно-обогатительного оборудования, таких как брони конусных дробилок, снижение сроков ремонта за счет повышения ударной вязкости и износостойкости ВМАС, из которой они изготовлены. В свою очередь, достижение этих высоких эксплуатационных и технологических свойств возможно за счет выбора научно-обоснованного рационального химического состава ВМАС и совершенствования технологии литья этих деталей.
2. Показано, что ВМАС имеет широкие диапазоны содержания основных элементов химического состава, которые во многом определяют структуру и эксплуатационные характеристики отливок.
3. Установлено, что конструктивные и технологические параметры литья ВМАС, обеспечивающие достижение требуемого качества отливок, в значительной мере определяются химическим составом ВМАС.
4. Моделирование литейного процесса высокомарганцевой стали, в условиях рационализации химического состава и назначения эффективных режимов литья при изготовлении отливок типа конусных броней дробилок целесообразно использовать программно-технического комплекса ProCAST..

Представленные выводы позволили сформулировать цель работы: разработка комплекса технических и технологических решений,

обеспечивающих повышение механических и эксплуатационных свойств отливок из ВМАС, полученных методом фасонного литья.

Для достижения поставленной цели решались следующие задачи:

- а) Разработать компьютерные модели с учетом конструктивных и технологических параметров:
 - влияния химического состава ВМАС на формирование структуры отливок;
 - процесса изготовления отливки «бронь конусная» методом фасонного литья.
- б) Определить рациональный химический состав ВМАС, обеспечивающий получение отливок с заданными свойствами.
- в) Исследовать влияние режимов литья проектного состава стали, на формирование механических и эксплуатационных свойств отливок.
- г) Разработать и внедрить эффективную технологию изготовления отливок «бронь конусная», обеспечивающую повышенный эксплуатационный ресурс.

ГЛАВА 2 МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЙ

В процессе выполнения настоящей работы эксперименты проводились как в лабораторных, так и в промышленных условиях. Особенностью данной работы является то, что основные исследования показателей качества полученных отливок проводились в условиях действующего производства с отбором проб и фиксированием исследуемых технологических параметров. В лабораторных условиях проводили металлографические исследования макро- и микроструктуры отобранных образцов, определяли их химический состав, содержание неметаллических включений, оценивали механические свойства сплавов и технологическую пластичность. В данной главе подробно представлены использованные методики для проведения исследований на специальном сертифицированном оборудовании, аппаратуре и калиброванных средствах измерений. Основные положения главы опубликовано в работах [85, 86].

2.1 Методика определения химического состава отливок из ВМАС

Отбор проб жидкой ВМАС производился согласно требования ГОСТ Р ИСО 14284 «Отбор проб и подготовка образцов для определения химического состава» [24]. Пробо-отбор из плавильного агрегата производился на всех основных этапах проведения технологического процесса выплавки:

- после завершения плавления для определения химического состава расплава, подлежащего дальнейшему окислению и рафинированию вредных примесей;
- при корректировке содержания химических элементов для достижения требуемого состава.

Дополнительно проводился отбор проб в процессе разливки стали для определения поэлементного состава после внепечной обработки и интенсивного перемешивания стали в процессе выпуска в сталеразливочный

ковш. Для отбора проб использовались два основных инструмента: мерный стаканчик и стальная ложка (рис. 2.1).

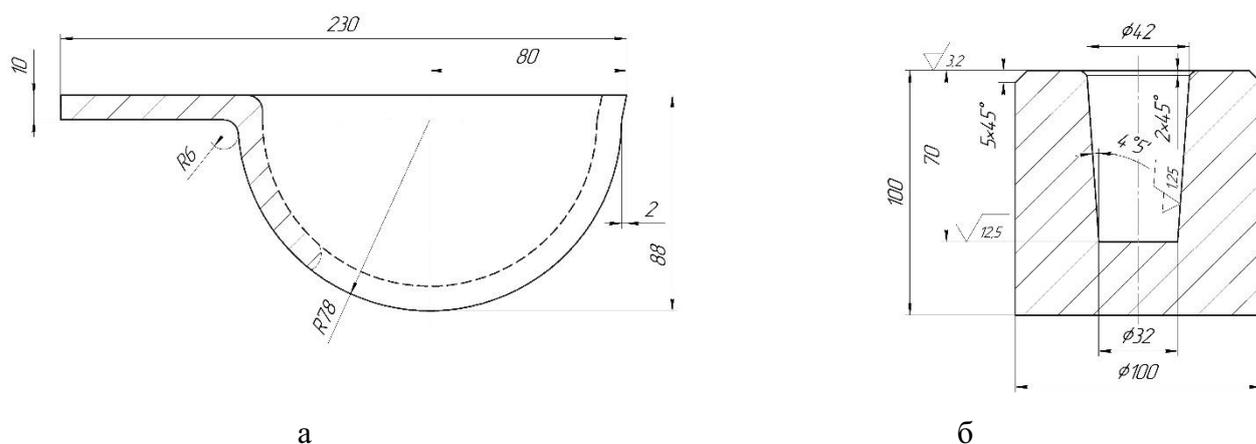


Рисунок 2.1 – Стальная ложка для отбора пробы (а) и мерный стаканчик (б)

Перед отбором пробы выполняется предварительный прогрев стальной ложки, затем она погружается в слой шлака, что позволяет уменьшить прилипание жидкой стали к ложке. Перед заливкой стали в стаканчик, с поверхности расплава, находившегося в ложке, удаляется верхний слой шлака, что исключает попадание неметаллических включений в образец.

Шлифовка проб для проведения химического анализа проводится на шлифовальном станке модели 3E881. Для определения содержания углерода, дополнительно подготавливается стружка толщиной не менее 0,4 мм. Набор стружки осуществляется без образования пыли на станке универсальном вертикально-сверлильным 2Н118 (рис. 2.2).



а



б

Рисунок 2.2 – Шлифовальный станок 3Е881 (а) [107] и универсальный вертикально-сверлильный станок модели 2Н118 (б)

Поэлементный химический состав ВМАС определяется как спектральным, так и классическим способом. Для количественного эмиссионного спектрального анализа использовались спектрометры ДФС-500 в комплекте со стендом очистки аргона «СОАР-1» и эмиссионный спектрометр МСАПV5 в комплекте со стендом очистки аргона «ЭПИШУР-А 03СЛ» (рис. 2.3)



а



б

Рисунок 2.3 – Эмиссионные оптические спектрометры ДФС-500 (а) [108] и МСАПV5 (б) [109].

Для определения массовой доли углерода, дополнительно используется кулонометрический метод, процесс и требования к которому определены ГОСТ 12344 «Стали легированные и высоколегированные. Методы определения углерода» [25]. Сущность метода заключается в сжигании навески стальной стружки в потоке кислорода при температурном диапазоне $1300 \div 1400^{\circ}\text{C}$, поглощении образовавшейся двуокиси углерода поглотительным раствором с определенным начальным значением рН и последующем измерении (на установке для кулонометрического титрования) количества электричества, затраченного для восстановления исходного значения рН, которое пропорционально массовой доле углерода в навеске пробы. Для взвешивания навески использованы весы лабораторные аналитические A&D GR-120 с точностью измерения 0,1 мг. Сжигание стальной стружки производится в фарфоровых лодочках согласно требованиям, ГОСТ 9147 «Посуда и оборудование лабораторные фарфоровые. Технические условия» [26]. Предварительное прокаливание лодочек осуществляется в лабораторной электропечи сопротивления SNOL 6,7/1300 до температуры 1000°C . Анализ по определению массовой доли углерода кулонометрическим способом выполняется в анализаторе АН-7529 (рис. 2.4).

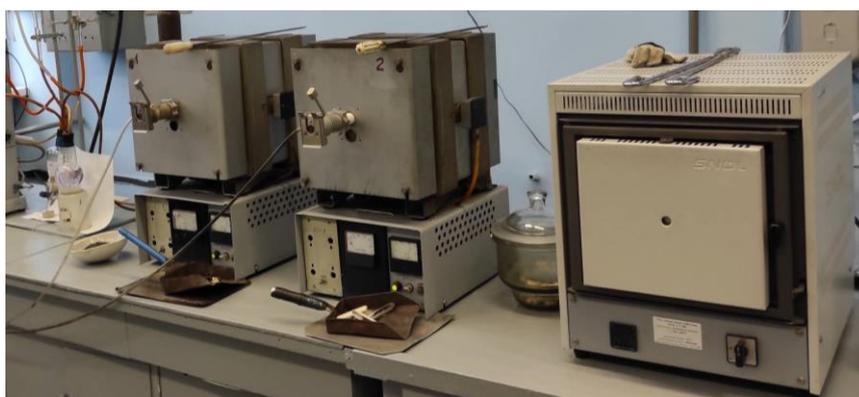


Рисунок 2.4 – Комплекс оборудования для определения содержания углерода кулонометрическим способом.

2.2 Методика проведения металлографических исследований отливок из ВМАС

Исследование микроструктуры, структурные превращения, фазы и их распределение изучается металлографическим методом с предварительным химическим травлением образцов. Состав реактивов для выявления микроструктуры аустенитных сталей представлен в таблице 2.1.

Таблица 2.1 – Состав реактивов химического травления для выявления микроструктуры

А	Хлорное железо $\text{FeCl}_3 \cdot 6\text{H}_2\text{O}$ (плотность $2,8 \text{ г/см}^3$) -16 г.	Растворы А и Б смешены и добавлена соляная кислота. Использование после выдержки 1 ч. Травление погружением в реактив до 30 сек.
	Вода H_2O – 50 мл.	
Б	Персульфат аммония $(\text{NH}_4)_2\text{S}_2\text{O}_8$ – 9 г	
	Вода H_2O – 50 мл	
В	Соляная кислота HCl (плотностью $1,19 \text{ г/см}^3$) – 60 мл.	

Подготовка шлифов ведется абразивным способом с применением алмазной полировки в сочетании с послойным химическим травлением.

Визуальный анализ проводится на световом микроскопе Observer.A1m, Carl Zeiss при увеличениях x50, x100, x200, x500, x1000 крат. Количественную оценку включений карбидов и микроструктуры металлической основы осуществляли в программе AxioVision. Дополнительно был использован микроскоп МетамРВ-21 (рис. 2.5).



Рисунок 2.5 – Микроскоп Метам РВ-21 (а) [110] и Observer.A1m, Carl Zeiss (б) [111].

2.3 Методика исследования механических свойств отливок из ВМАС

Обладая высоким содержанием С и Mn литая структура ВМАС состоит из аустенитного зерна с обильным включением карбидов, расположенных по границам зерен. Данная конструкция микроструктуры ВМАС является весьма хрупкой и непригодной для применения. Распространённым режимом термической обработки для ВМАС является закалка на воду с двухступенчатым нагревом до температуры растворения карбидов $1100\div 1150^{\circ}\text{C}$ и последующим интенсивным охлаждением в воде [27].

На этапе проведения промышленных испытаний, использовалась пламенная термическая печь с выкатным подом 6×4 метра (рис. 2.6), а в качестве теплоносителя применялась мазутно-воздушная смесь. Характеристики термической печи представлены в таблице 2.2. в качестве закалочной среда использована вода температурой не более 30°C .



Рисунок 2.6 – Термическая печь с выкатным подом 6×4 метра

Таблица 2.2 – Характеристики термической печи.

№ п/п	Технические данные	Ед. измерения	Значение
1	Площадь пода печи	м ²	24
2	Высота рабочего пространства	м	3
3	Количество форсунок	шт.	10
4	Температура нагрева	°С	До 1200
5	Расход топлива	кг/час	256
6	Производительность печи	т/час	0,75÷0,94

Для определения механических свойств и проведения металлографических исследований полученной стали после термической обработки, производится отбор образцов, размеры которых составляют 100x100x80 мм, что соответствует толщине стенки отливок, подлежащих промышленным испытаниям. Данные образцы заливаются в песчаные формы и проходят термическую обработку совместно с отливкой, поэтому имеют идентичные режимы и условия нагрева – охлаждения, как в процессе заливки, затвердевания, формирования, как литой, так и термообработанной структуры. Данные условия обеспечивают достоверность полученных механических свойств и металлографических результатов.

Общий вид твердых образцов представлен на рисунке 2.7.



Рисунок 2.7 – Общий вид образца до пробоподготовки.

Резка образцов на определение химического состава и механических свойств производится отрезным кругом по металлу А-24-S-BF на станке отрезном ВРН-20 без применения газопламенной аппаратуры, что позволяет исключить перегрева образцов. Схема резки образцов на механические свойства приведена на рисунке 2.8.

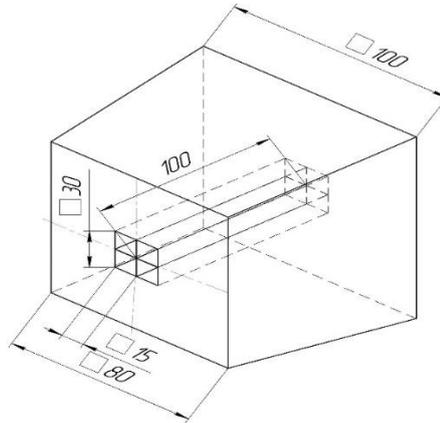


Рисунок 2.8 – Схема резки образцов на механические свойства.

Одним из ключевых показателей ВМАС является способность сохранять целостность при ударных нагрузках. Определение значений ударной вязкости выполняется по ГОСТ 9454 «Металлы. Метод испытания на ударный изгиб при пониженных, комнатной и повышенных температурах» [28]. Метод состоит в разрушении образца, имеющего U или V образный концентратор, расположенный по середине образца. Разрушение происходит посредством одного удара маятникового копра (рис. 2.9).



Рисунок 2.9 – Копер маятниковый модели МК-30А [112].

Перед началом испытания образец закрепляется в опорах испытательной установки. По результатам испытания определяется величина работы, затраченной при ударе ножа маятника. Для проведения исследований использован копер маятниковый модели МК-30А с наибольшим запасом потенциальной энергии $30 \text{ кгс} \times \text{м}$ ($\sim 300 \text{ Дж}$).

Размеры и общий вид образцов для определения ударной вязкости с U-образным концентратором представлены на рисунке 2.10.

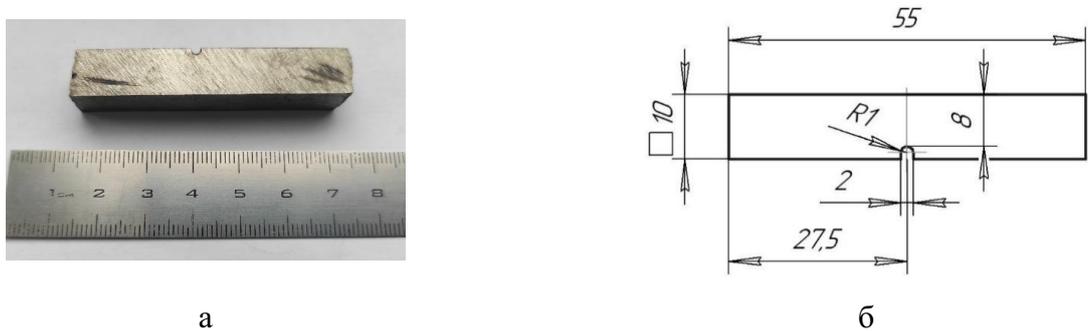


Рисунок 2.10 – Общий вид и размеры образцов на определение ударной вязкости КСУ).

Испытание образцов на абразивную износостойкость выполняются в соответствии с ГОСТ 17367-71 «Металлы. Метод испытания на абразивное изнашивание при трении о закрепленные абразивные частицы» [29]. Стойкость к истиранию оценивается по потере массы образца. Испытания проводились на автоматическом шлифовально-полировальном станке АТМ SAPHIR 520, с нагрузкой на образцы 100 Н со скоростью вращения шлифовального круга 250 1/мин в течении 40 минут (рис. 2.11).



Рисунок 2.11 – Автоматический шлифовально-полировальный станок АТМ SAPHIR 520

При испытании использовали алмазный шлифовальный диск CAMEO PLATINIUM I - зерно P120-P180. Такие диски являются реальной альтернативой наждачной бумаге на основе карбида кремния и предназначены для шлифования материалов средней и большой твердости, таких как сталь, карбиды, керамика и ряд композитных материалов.

Определение твердости по Бринеллю выполняется согласно требований ГОСТ 9012 «Металлы. Метод измерения твердости по Бринеллю» [30]. Сущность метода заключается во вдавливании шарика в плоскость образца под воздействием усилия имеющего перпендикулярный вектор к заданной плоскости образца и последующем измерении диаметра отпечатка после снятия усилия вдавливания.

Для определения твердости вырезаются механическим способом образцы в виде куба размером сторон 20 мм. Поверхность, к которой прикладывается усилие, предварительно полируется на шлифовально-полировальном универсальном станке модели НЕРИС-3881.

Значение поверхностной твердости получается на лабораторном испытательном твердомере модели ТШ-2. Операции по измерению диаметрального размера лунки на поверхности исследуемых образцов выполняется с помощью микроскопа отсчетного модели МПБ-2, имеющего деления измерительной шкалы 0,05 мм (рис. 2.12).



а



б

Рисунок 2.12 – Твердомер ТШ-2 (а) [114] и отсчетный микроскоп МПБ-2 (б) [115].

2.4 Методика контроля качества отливок конусных броней из ВМАС

Одним из важных этапов реализации литейной технологии является технический контроль на всех этапах производственного процесса. Контроль изготовления конусных броней, включает в себя выполнение следующих операций контроля на основных технологических переделах:

- 1) контроль качества смесеприготовления и изготовления литейных форм: формовочной смеси; изготовления литейных форм;
- 2) контроль выплавки ВМАС и заливка формы: химического состава расплава ВМАС; температуры заливки расплава ВМАС в литейную форму;
- 3) контроль во время обработки отливки: поверхности и геометрических параметров отливки; термической обработки отливки.

Далее более подробно представлена карта операционного контроля для каждого технологического передела, и первым рассматриваемых переделов является приготовления формовочной смеси и изготовление литейных форм (таблица 2.3) [31-36].

Таблица 2.3 – Операционный контроль приготовления формовочной смеси и изготовления литейных форм

Наименование	Место отбора	Образец	Ответ. лицо	Метрология		ГОСТ
				Параметр	Значение	
Формовочная смесь	Смешивающие бегуны; Формовочная машина (плац)	- 1 из каждого цикла приготовления облицовочной смесь; – 1 из 5 циклов приготовления наполнительной смеси	Линейный руководитель, земледел	Влажность, %	3,5 ÷ 6,5	23409.5
				Прочность на сжатие сырого образца, кГс/см ²	0,08 ÷ 0,15	23409.7
				Газопроницаемость, ед.	≥ 80	23409.6

Литейная форма	Формовочный плац, формовочная машина	Каждая форма	Формовщик	Твердость (плотность набивки) Качество опечатки, геометрические размеры, качество поверхности	60÷80ед Согласно НТД на изделие	Твердомер 044412А ТУ 25-6-325 Рулетка ГОСТ 7502; Штангенцир куль ГОСТ 166; Линейка измерительн ая ГОСТ 427
----------------	---	--------------	-----------	--	--	--

Следующим этапом является контроль плавления-литейного передела, контрольные отметки которого и проверяемые параметры представлены в таблице 2.4.

Таблица 2.4 – Операционный контроль выплавки ВМАС.

Этап процесса выплавки	Место отбора пробы	Количество проб	Ответ. исполнитель за отбор пробы	Ответ. исполнитель за анализ пробы	Определяемые элементы
1	2	3	4	5	6
после расплавления	ДСП	1	Сталевар	X/A; PCA	C, S, P, Si, Mn, Cr, Ni, Mo, Cu
в течении окислительного периода	ДСП	2	Сталевар	X/A; PCA	C, Mo, Ni
первая рафинировочная проба расплава	ДСП	1	Сталевар	X/A; PCA	C, S, P, Si, Mn, Cr, Ni, Mo, Cu
1	2	3	4	5	6
Вторая рафинировочная проба расплава	ДСП	1	Сталевар	X/A; PCA	C, S, P, Si, Mn, Cr, Ni, Mo, Cu
Ковшечная проба расплава	Ковш	1	Сталевар; контролер ОТК	X/A; PCA	C, S, P, Si, Mn, Cr, Ni, Mo, Cu
Шлак окислительного периода	ДСП	1	Сталевар; контролер ОТК	X/A; PCA	CaO, SiO, MnS, S, FeO, MgO, Al ₂ O ₃
Шлак восстановительного периода	ДСП	1	Сталевар; контролер ОТК	X/A; PCA	CaO, MnO, FeO

Заключительным этапом производства отливки является ее обработка. Попадая на участок термической обработки литья и обрубное отделение, отливка очищается от остатков формовочной и стержневой смеси, газопламенной аппаратурой происходит обрезка литниково-питающей системы и прибылей, термическая обработка отливки. Операционный контроль производственного процесса обработки отливки представлен в таблице 2.5.

Таблица 2.5 – Операционный контроль обработки отливок [37, 38].

Этап процесса	Содержание этапа	Контрольный параметр	Нормы контролируемого параметра	Методика измерения
1	2	3	4	5
Предварительный контроль	До термообработки и отливок	Макроструктура	1-3 балл допускаются к термообработке	Контрольные эталонные образцы
Термическая обработка	Нагрев отливок	Макс. температура Время выдержки при макс. температуре	1100±50 °С Согласно графика	Термопара Диаграмма термического дискового самописца
	Охлаждение отливок	Температура воды Время переноса в закалочных бак	< 30°С Не более 3 мин.	Термометр Визуально по часам
1	2	3	4	5
Контроль механических свойств	Лабораторные исследования механических свойств контрольных образцов	Твердость	160 – 229 НВ	ГОСТ 9012
		Ударная вязкость КСУ	≥ 15 кГс×м/см ²	ГОСТ 9454
Контроль микроструктуры	Лабораторные исследования металлографии контрольных образцов	Загрязненность карбидами	< 2 балла	ГОСТ 8233
		Величина зерна аустенита	2 – 6 балл	ГОСТ 5639
Контроль	Визуальный и	Поверхность	Согласно НТД	Визуально,

отливки	инструментальный контроль отливки	отливки Геометрические размеры	на каждое изделие	измерительный инструмент
---------	-----------------------------------	--------------------------------------	-------------------	--------------------------

2.5 Выводы по главе

Во время проведения экспериментальных исследований, применение представленных в работе методик определения показателей качества отливок из ВМАС на специальном сертифицированном оборудовании, аппаратуре и калиброванных средствах измерений, гарантирует достижение высокой степени достоверности полученных экспериментальных результатов.

ГЛАВА 3 ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕХНОЛОГИИ ПРОИЗВОДСТВА ОТЛИВОК ИЗ ВМАС

ВМАС является основным материалом для изготовления деталей горного, дробильного и размольного оборудования. Ключевую роль в формировании свойств материала играет его химический состав, корректировка которого при введении легирующих элементов позволяет существенно увеличить эксплуатационные показатели. В настоящей работе представлено исследование по определению оптимального химического состава ВМАС при сохранении требований к величине ударной вязкости. Особый интерес представляет сквозной анализ данных широкого диапазона основных элементов: С от 0,9 до 1,3% и Mn от 11 до 16%. Для обработки результатов применены инструменты математической статистики и прогнозирования, что позволило с достаточной достоверностью принять полученные результаты анализа системы Fe–1,1C–12,87Mn–0,6Si–0,4Cr для дальнейших исследований. Для разработки рациональной технологии литья основных элементов дробильного оборудования применен современный специализированный программно-технический комплекс ProCAST, содержащий вычислительный модуль для учета влияния таких основных элементов ВМАС, как С и Mn с дополнительным влиянием содержания микролегирующих элементов на формирование служебных свойств ВМАС с учетом конструктивных и технологических параметров при реализации литейной технологии. Создание цифрового прототипа литейного процесса отливки «бронь конусная» позволило обеспечить повышенный эксплуатационный ресурс литых изделий при пиковых нагрузках. Содержание главы опубликовано в работах [85-90, 92].

3.1 Компьютерное моделирование на основе функции Дерринжера – Суича для выбора рационального химического состава ВМАС

Условия эксплуатации литых деталей оборудования в горнодобывающей промышленности работают в условиях действия интенсивной абразивной, ударной и деформационной нагрузок. Поэтому данные детали необходимо изготавливать из ВМАС, сочетающих в себе повышенную твердость, устойчивость к истиранию, а также ударная вязкость КСУ, позволяющая оказывать длительное сопротивление ударным нагрузкам [39]. Основным материалом, применяемым для изготовления деталей, работающих в условиях абразивного и ударно-абразивного изнашивания, служит аустенитная высокомарганцевая сталь 110Г13Л и ее различные модификации: 110Г13ФТЛ, 110Г13ХБРЛ, 110Г13Х2БРЛ и 130Г14ХМФАЛ. Если рассматривать зарубежные аналоги модификаций стали Гадфильда, можно заметить значительный диапазон по содержанию основных элементов – углерода С – от 0,9 до 1,4 % и марганца Мп – от 11 до 14 %. Важное значение в данном контексте приобретает структура металла, которая за счет легирования дополнительными элементами позволяет существенно повысить эксплуатационные свойства [40]. Легирование такими элементами, как Cr, V и Mo, способствуют образованию тугоплавких карбидов $Mn_{23}C_6$, Mn_7C_3 , которые располагаясь в аустените, препятствуют продвижению абразивных частиц вглубь металлической основы. Важным является способность данных соединений выдерживать высокую термическую обработку при температуре $1050 \div 1100^\circ C$, когда карбиды цементитного типа растворяются. Однако при аустенизации растворяется значительное количество С и других легирующих элементов, что может привести к выделению карбидов вдоль границы зерен аустенитной матрицы. Хотя карбиды и могут улучшить износостойкость, они ухудшают ударную вязкость [41, 42].

Воздействующие ударные нагрузки, увеличивая концентрационное напряжение, приводят к распространению межкристаллитных трещин с их

последующим соединением между собой. Продолжительно ударное воздействие расширяет раскрытие трещин, формируя кратер, который в дальнейшем разрушается частицами абразива. Вблизи пораженной поверхности происходит локальная рекристаллизация зерна, при которой в месте удара возникает значительная разница в размерах зерна металлической матрицы, что ослабляет ее и негативно сказывается на дальнейшем механизме двойникования [43].

Применение тугоплавких элементов в составе стали, значительно сказывается на ее прокаливаемости при термической обработке, создавая предпосылки для нарушения структуры в виде вторичных карбидов, как цементит, легированный марганцем по границам зерен. Введение даже незначительного количества никеля способствует стабилизации аустенита, а сочетание Cr + Ni, улучшая образование специальных карбидов, блокируют рост зерна аустенита. Способность Cr + Ni + Mo к формированию равномерной и мелкозернистой структуры, с повышенной твердостью поверхности и создание благоприятных предпосылок превращения для мартенситной трансформации, улучшает показатели пластичности наряду с абразивной стойкостью [16]. Поэтому с данной точки зрения целесообразно рассматривать выявление зависимой связи этих элементов в виде соотношения, дающего точное понимание рациональных концентраций основных элементов состава ВМАС. Основной проблемой в данном контексте является получение достоверной модели взаимосвязей ключевых элементов. В настоящей главе представлено применение подхода обработки данных, что позволило получить верифицированную модель для столь сложной и многокомпонентной системы, как сталь Гадфильда.

Исходя из выше представленного, целью данного исследования является модификация химического состава ВМАС с обоюдным повышением таких ключевых эксплуатационных показателей, как износостойкость и ударная вязкость КСУ. Классическим способом достижения подобных целей, на протяжении длительного времени остается проведение множества физических

экспериментов и фиксирование полученных значений ключевых параметров. Данный подход имеет ряд очевидных недостатков, особенно при работе с многокомпонентной системой с множеством возможных комбинаций. Решая задачу с назначением эффективного поэлементного состава широкого диапазона долей элементов, целесообразна замена физического эксперимента на цифровой в сочетании со специальной методикой обработки данных.

В данном исследовании применена методика планирования эксперимента Design of experiments (DoE) [44]. Данный подход представляет собой набор инструментов математической статистики, которые позволяют обеспечить систематический подход к пониманию параметров, или как в нашем случае компонентов и оценить их влияние на заданные переменные. Ключевым фактором служит замена физического эксперимента на вычислительный, что позволяет значительно сократить ресурсы на оптимизацию параметров системы.

Химический состав стали, являясь многокомпонентной и сложной системой, предоставляет возможность иметь многовариантные комбинации содержания элементов. Поэтому для эффективного взаимодействия переменных, требуется применение особых методик анализа данных, которые позволят не только оценить взаимодействие переменных, но и скорректировать их значения под заданные параметры ключевых (конечных) показателей. Для текущего исследования выбрана функция желательности Дерринжера – Суича. Данные подходы являются статистическими инструментами, полезными для планирования экспериментов и построения моделей, которые позволяют оценивать влияние множества факторов и исследовать оптимальные условия [45].

Расчетная часть параметров системы сплава, выполненная с применением целевой функции желательности Дерринжера – Суича и позволила определить точки оптимального содержания каждого элемента. Построение графической модели контурного графика позволило определить функциональную зависимость между переменными – элементами состава проектируемой ВМАС

не только в точке экстремума, но и на всем исследуемом интервале значений. Обработка данных выполнена в специализированном программно-техническом комплексе Statistica (StatSoft).

Функция желательности Дерринжера – Суича используется для поиска компромиссного значения между исследуемыми переменными, сочетание которых с наибольшей надёжностью смогут обеспечить заданные параметры исследуемой системы. Данная функция включает преобразование каждого предсказанного отклика $Y_i(x)$ в безразмерную частичную функцию желательности $d_i(Y_i)$. Шкала функции желательности колеблется от совершенно нежелательного ответа до полностью желаемого ответа. Есть два типа преобразования, например, одностороннее и двустороннее преобразование. Одностороннее преобразование применяется, если ответ должен быть минимизирован или максимизирован. В настоящем исследовании одностороннее преобразование имеет вид «больше-лучше», то есть чем выше значение исследуемого параметра, тем лучше результат. Одностороннее преобразование реализуется с помощью следующего уравнения:

$$d_i(Y_i) = \begin{cases} 0 & \text{если } Y_i(x) < Y_{i,\min} \\ \left(\frac{Y_i(x) - Y_{\min,i}}{Y_{\max,i} - Y_{\min,i}} \right)^s & \text{если } Y_{i,\min} < Y_i(x) < Y_{i,\max} \\ 1 & \text{если } Y_i(x) > Y_{i,\max} \end{cases} \quad (3.1)$$

где $Y_{i,\min}$ и $Y_{i,\max}$ -- нижнее и верхнее значения, выбранные в соответствии с математической моделью.

Показатель s определяет, насколько важно достичь желаемого отклика. Пусть здесь $s = 1$, а функция желательности линейно возрастает в сторону $Y_i(x)$.

Далее частичные функции желательности объединяются в единый составной ответ, так называемую общую функцию желательности D , которая определяется как среднее геометрическое различных $d_i(Y_i)$:

$$D = d_1^{w_1}(Y_1) \times d_2^{w_2}(Y_2) \times \dots \times d_m^{w_m}(Y_m) \quad (3.2)$$

Куда подставляется желательность ответа $Y_i (i = 1, 2, \dots, m)$, а w_i отражает разницу в важности различных ответов. В уравнении (3.2) w_i удовлетворяет неравенству $0 < w_i < 1$ и $\sum_{i=1}^m w_i = 1$. Очевидно, что D будет увеличиваться, когда баланс свойств станет более благоприятным. Примечательно, что результат общей функции желательности D зависит от значения w_i , которое предлагает пользователям гибкость в определении функций желательности [46, 47].

Методология поверхности отклика Response surface methodology (RSM) позволяет связывать дискретные экспериментальные результаты и представлять значения отклика системы, в виде модели контурного графика. Таким образом, эффективные значения могут быть выбрана путем наблюдения и анализа графических тенденций [48]. Анализ графической интерпретации полученной модели, раскрывает возможность понимания взаимосвязей переменных параметров химического состава исследуемой стали. Выявление функциональных взаимосвязей элементов в рамках исследуемого интервала значений позволяют определить не только точки оптимума, но и назначить доверительный интервал элементного состава стали, оптимизированного под заданные значения исследуемых свойств [49]. Модель может оценивать эффекты взаимодействия между факторами и критической точкой (минимум, максимум и «седловые» точки) [50, 51].

Необходимо отметить, что расчетная часть была разделена на два самостоятельных этапа. На первом этапе рассматривалась система, содержащая отличия от стандартной, стали Гадфильда, в части повышения доли Mn до 19,5%, а в качестве дополнительного микролегирующего компонента был выбран Cr, содержание которого варьировалось в диапазоне 0,3÷1,7%. Химический состав исследуемой системы на первом этапе представлен в таблице 3.1.

Таблица 3.1 – Диапазон содержания элементов в исследуемом составе первого этапа, % (Fe ост.).

C	Mn	Si	Cr	S	P
1,0÷1,4	13,0÷19,5	0,5÷1,0	0,3÷1,7	≤ 0,02	≤ 0,05

В общей сложности исследовано 28 образцов, химический состав которых представлен в таблице 3.2. Все образцы прошли термическую обработку по режиму высокотемпературной закалки на воду с температуры 1150°C.

Таблица 3.2 – Химический состав исследуемых образцов, % (Fe ост.).

№	C	Mn	Si	Cr	KCU	№	C	Mn	Si	Cr	KCU
1	0,98	16,01	0,72	0,31	28,4	15	1,10	13,62	0,53	0,13	19
2	1,35	16,41	0,61	1,02	7,8	16	1,05	12,52	0,56	0,47	30
3	1,03	12,07	0,57	0,3	15	17	1,14	12,95	0,57	0,96	30
4	1,02	11,99	0,69	0,34	30	18	1,03	12,48	0,55	0,5	30
5	1,01	11,94	0,68	0,32	30	19	1,10	13,36	0,5	0,2	29,4
6	1,05	13,27	0,55	0,52	24	20	1,08	11,90	0,57	0,13	30
7	1,21	12,82	0,75	0,26	10,6	21	1,08	13,12	0,53	0,2	29,6
8	1,08	13,38	0,57	0,55	26,5	22	1,14	13,40	0,71	1,2	21,5
9	1,27	12,91	0,77	0,27	21,3	23	1,15	11,88	0,6	0,14	30
10	1,04	12,15	0,82	0,37	23,9	24	1,10	12,05	0,54	0,15	30
11	1,14	12,10	0,45	0,43	29,3	25	1,10	12,70	0,52	0,1	26
12	1,13	12,60	0,50	0,45	26,6	26	1,10	12,46	0,57	0,2	24,2
13	1,30	12,30	0,49	0,44	27,9	27	1,10	12,30	0,63	0,21	18
14	1,24	12,70	0,64	0,76	19,5	28	1,07	12,90	0,45	0,27	16,4

Значение ударной вязкости KCU выражено в $\text{кГс} \times \text{м}/\text{см}^2$. Ввиду незначительного содержания S до 0,02% и P до 0,05%, данные элементы не принимались в расчет, что способствовало сокращению операционного времени расчета.

При первичной обработке данных, принято значение с минимально назначенным значением КСУ $18,9 \text{ кгс} \times \text{м} / \text{см}^2$, наиболее желательное значение системы выбрано $30 \text{ кгс} \times \text{м} / \text{см}^2$.

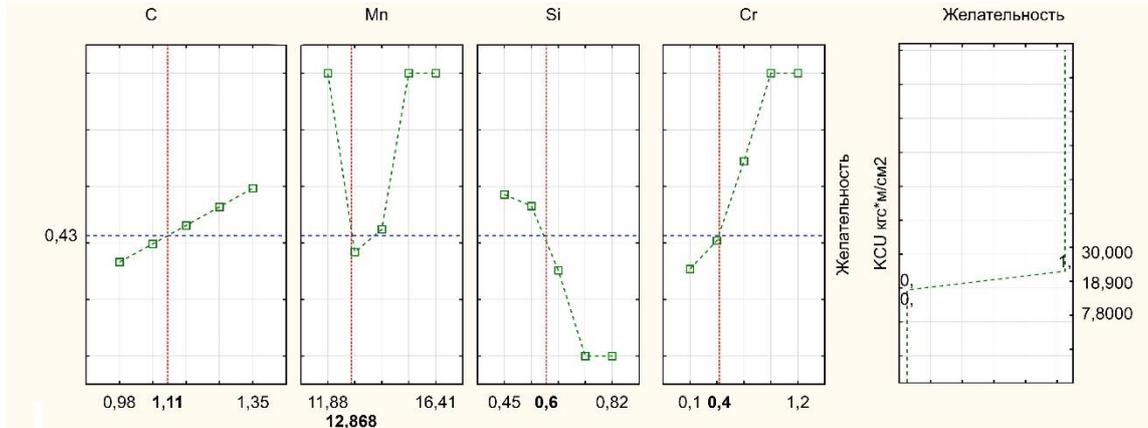


Рисунок 3.1 – Профиль прогнозируемых значений для КСУ $18,9 - 30 \text{ кгс} \times \text{м} / \text{см}^2$.

Данная модель обладает низкой надежностью, равной $0,43$, что свидетельствует о недостаточной вероятности при соблюдении химического состава, рассчитанного в точках оптимума, что значение ударной вязкости будет располагаться в заданном диапазоне.

В дальнейшем принято решение о понижении верхней границы до $27,0 \text{ кгс} \times \text{м} / \text{см}^2$, тем самым сохранив нижнюю границу при значении $18,9 \text{ кгс} \times \text{м} / \text{см}^2$, так как данное значение уже удовлетворяет для эксплуатации отливок.

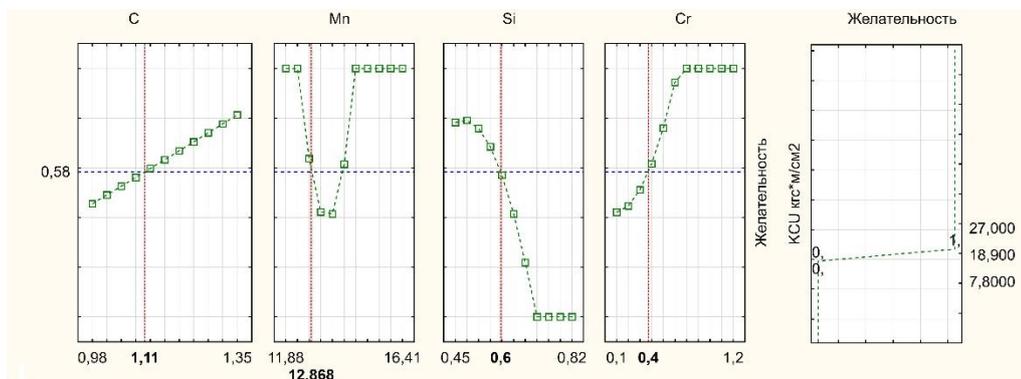


Рисунок 3.2 – Профиль прогнозируемых значений для КСУ $18,9 - 27,0 \text{ кгс} \times \text{м} / \text{см}^2$.

Значение надежности в этом случае увеличилось до 0,58 при сохранении точек оптимума содержания элементов. Согласно данному расчету принято решение сохранить оптимизированные значения элементов и продолжить снижение верхнего целевого значения ударной вязкости до 25 кГс×м/см².

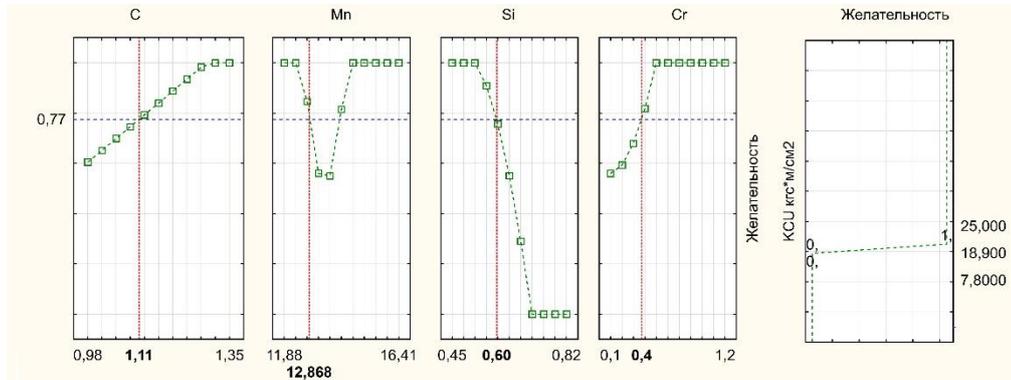


Рисунок 3.3 – Профиль прогнозируемых значений для КСУ 18,9 – 25,0 кГс×м/см².

Модель показывает значительное повышение надежности до 0,77, что свидетельствует о достоверности содержания элементов в точках оптимума. Как можно заметить из моделей, с повышением надежности выстраивается логическая взаимосвязь расположения точек химического состава элементов относительно синей линии – значения функции рассчитываемой модели. Учитывая данное наблюдение, представляет интерес понижение значения верхнего предела до 23,0 кГс×м/см².

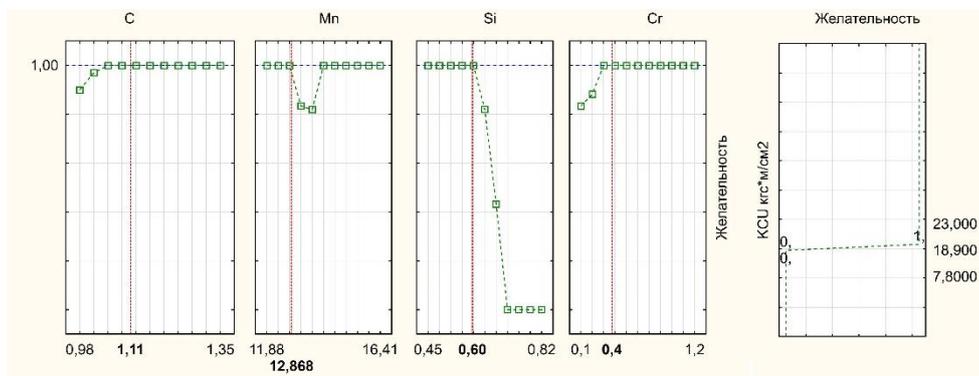


Рисунок 3.4 – Профиль прогнозируемых значений для КСУ 18,9 – 23,0 кГс×м/см².

При значении диапазона механического свойства, такого как ударная вязкость КСУ, границы которого лежит в значениях $18,9 \div 23$ кГс \times м/см², система химических элементов обладает максимальной надежностью.

Полученная модель с наибольшей надёжностью сохранила точки оптимума химического состава, и данная сталь ВМАС имеет вид Fe-1,1C-12,87Mn-0,6Si-0,4Cr, что соответствует первичному рассматриваемому диапазону таблице 3.1. В тоже время, представляет интерес выявленная закономерность расположения точек обозначающих содержание элементов на линии оптимизированной системы. При повышении достоверности расчета (рис. 3.1 – 3.4), расположение элементов принимает упорядоченное положение, в то время как при низкой достоверности 0,43, элементы расположены хаотично относительно линии оптимизации.

Анализируя данное суждение, можно отметить, что данная сталь ВМАС Fe-1,1C-12,87Mn-0,6Si-0,4Cr имеет потенциал для дальнейшего преобразования. В частности, содержание углерода остается стабильным вплоть до максимального показателя физических образцов 1,35%.

Марганец в свою очередь имеет незначительное снижение на отметки 14%, однако надежность системы в данной точки составляет 0,8 и остается приемлемой. При дальнейшем увеличении содержания марганца система также показывает стабильно высокую достоверность. В тоже время снижение марганца в исследуемом диапазоне не сказывается на надежности модели, что свидетельствует о возможности синтеза более экономных составов ВМАС при правильной комбинации с углеродом. Логично отметить, что данные марки имеют меньшую износостойкость и будут больше подходить при работе на высоких ударных нагрузках в сочетании с умеренным абразивным воздействием.

Зависимость ударной вязкости от содержания кремния показывает, что при увеличении содержания кремния свойства снижаются. Причем максимальные показатели ударной вязкости достигаются при содержании кремния до 0,6 %.

Повышение содержания хрома не сказывается на снижение ударной вязкости при его диапазоне от 0,4 до 1,2 %. Однако, как известно, увеличение концентрации данного элемента в рамках приведенного диапазона положительно сказывается на износостойкости стали.

Проведя анализ значений элементного состава полученной модели, принято решение и в дальнейшем изготовлении контрольных образцов, состав которых будет сочетать в себе корректировку таких элементов, как углерода, марганца и хрома (образец 1), а также базовый состав стали Гадфильда (образец 2), что в последующем позволит провести сравнительный анализ. Состав контрольных образцов указан в таблице 3.3.

Таблица 3.3 – Состав контрольных образцов, % (Fe ост.) и их механические свойства.

	C	Mn	Si	Cr	S	P	KCU	Твердость,
	%						кГс×м/см ²	НВ
обр. 1	1,18	16,22	0,62	1,11	0,015	0,062	23,3	207
обр. 2	1,08	12,99	0,58	0,17	0,01	0,082	25,3	187

Ударная вязкость проектной ВМАС незначительно уступает стали Гадфильда 23,3 кГс×м/см² против 25,3 кГс×м/см². В тоже время КСУ остается в пределах целевого диапазона. Повышение твердости проектной стали относительно базового состава на 20 НВ, позволяя металлической матрице оказывать большее сопротивление пластинчатой деформации, и тем самым лучше противостоять абразивному износу.

Микроструктура полученных образцов представлены на рис. 3.5, где зерно аустенита Образца 1 достаточно мелкое и соответствует 4 баллу, что безусловно оказало положительное влияние на формирование ударной вязкости. Хромистые карбиды, расположенные в составе зерна аустенита благоприятно сказываются на износостойкости металлической основы.

Расположение карбидов хрома между границами зерен в виде сетки балла-1 требует отдельного изучения.

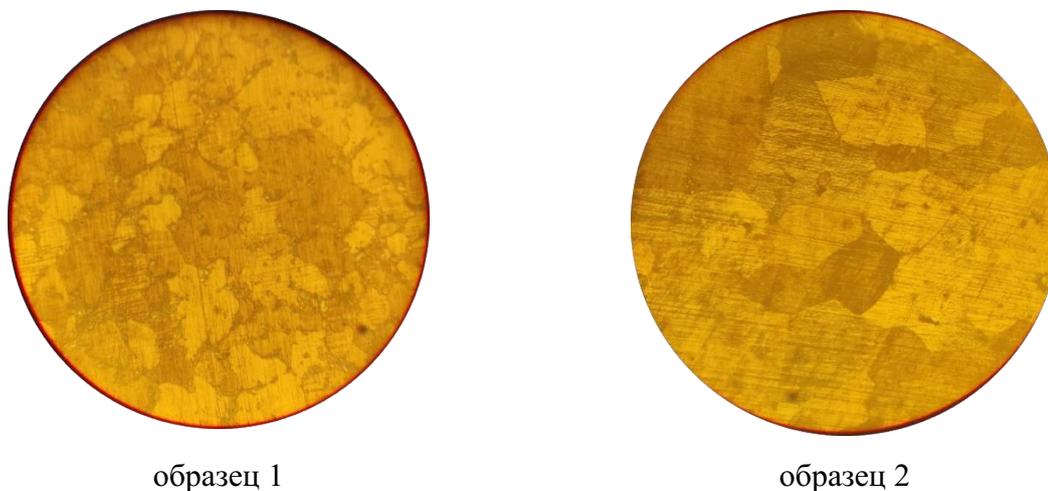


Рисунок 3.5 – Металлографический анализ контрольного образца (x100)

Микроструктура образца 2 представлена более крупным зерном 2 балла аустенита, межзеренные границы и зерна не имеют карбидных включений, что при комплексном рассмотрении полученных показателей механических свойств и микроструктуры позволяют заключить о меньшей абразивной стойкости при эксплуатации отливок в условиях ударного и абразивного износа.

Значительный интерес представляет возможность контроля осаждения карбидов за счет повышения концентрации марганца и назначения эффективного содержания углерода.

Суждения, основанные на полученных данных расчетной модели, нашли свое подтверждение в контрольном образце, а значит и рассматриваемая система имеет потенциал для ее дальнейшего рассмотрения в части определения взаимосвязи элементов. Полученные результаты позволяют раскрыть потенциал стали Гадфильда в части ее применения для изготовления отливок работающих в особых и специальных нагрузках.

На втором этапе исследуемая система была скорректирована в части дополнительного микролегирования. Были добавлены Mo с содержанием $0,1 \div 0,5$ % и Ni – с содержанием $0,1 \div 0,5$ %.

В общей сложности на втором этапе исследован 21 образец, химический состав которых представлен в таблице 3.4. Все образцы прошли термическую обработку по режиму высокотемпературной закалки на воду с температурой 1150°C .

Таблица 3.4 – Химический состав исследуемых образцов второго этапа, % (Fe ост.).

№ п/п.	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	S	P	KCU
	%								кГс×м/см ²
1	1,22	16,29	0,64	1,06	0,41	0,23	0,01	0,043	19,6
2	1,24	17,28	0,75	1,00	0,34	0,2	0,01	0,04	18,4
3	1,26	17,52	0,71	1,51	0,45	0,36	0,01	0,025	18,0
4	1,36	18,04	0,84	1,10	0,26	0,36	0,01	0,034	19,8
5	1,39	19,35	0,78	1,14	0,26	0,52	0,01	0,023	19,0
6	1,39	19,40	1,02	1,72	0,30	0,08	0,01	0,050	10,5
7	0,96	12,40	0,61	0,37	0,17	0,01	0,01	0,050	27,0
8	1,22	17,20	0,74	0,96	0,34	0,06	0,01	0,045	18,8
9	1,24	18,70	0,76	1,14	0,37	0,38	0,01	0,020	11,5
10	1,25	18,03	0,80	1,14	0,37	0,40	0,01	0,032	12,0
11	1,24	18,46	0,54	1,34	0,45	0,37	0,01	0,028	11,5
12	1,35	18,89	0,85	1,10	0,27	0,38	0,01	0,022	19,0
13	1,25	18,19	0,55	1,32	0,44	0,41	0,01	0,033	12,5
14	1,28	18,54	0,71	1,15	0,36	0,14	0,01	0,027	16,0
15	1,30	18,54	0,71	1,15	0,36	0,14	0,01	0,027	20,0
16	1,40	16,66	0,69	1,11	0,24	0,12	0,02	0,011	18,3
17	1,31	16,84	0,65	1,13	0,25	0,14	0,01	0,015	10,4
18	1,12	13,28	0,70	1,16	0,47	0,17	0,02	0,026	15,8
19	1,10	14,75	0,68	1,13	0,46	0,14	0,01	0,043	17,0
20	1,40	16,60	0,70	1,20	0,35	0,40	0,01	0,050	18,0
21	1,40	16,55	0,73	1,16	0,35	0,37	0,01	0,050	19,0

Ввиду незначительного содержания S до 0,02% и P до 0,05%, данные элементы не принимались в расчет, что способствовало сокращению операционного времени расчета.

На этапе первичной обработки результатов экспериментальных образцов, в качестве основной характеристики установлено значение ударной вязкости КСУ кГс×м/см². В качестве целевого диапазона КСУ, назначены ограничения: 25,0 кГс×м/см² в качестве приемлемого (значимость 0,5) и целевого значения 30,0 кГс×м/см² (значимость показателя 1,0).

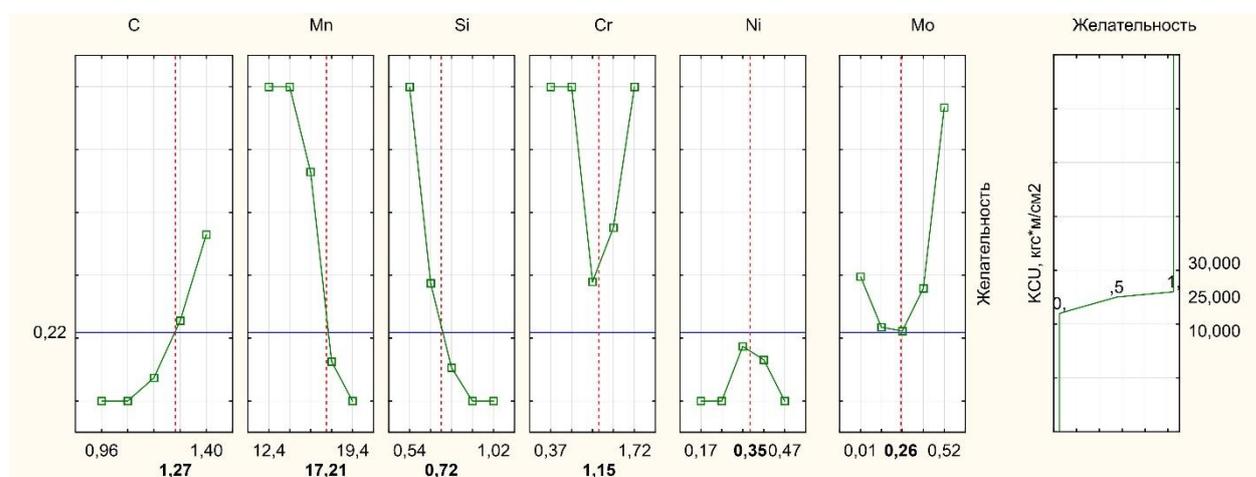


Рисунок 3.6 – Профиль прогнозируемых значений для КСУ 25,0÷30,0 кГс×м/см²

До расчета оптимизации надежность исходной модели составляет 0,22, значит химический состав в точках оптимума, не дает достаточной надежности (вероятности) для соблюдения ударной вязкости КСУ в целевом диапазоне 25 – 30 кГс×м/см².

Оптимизируя модель, полученную на этапе первичной обработки, значительно изменились точки оптимума состава ВМАС, что позволило получить максимальную надежность исследуемой системы.

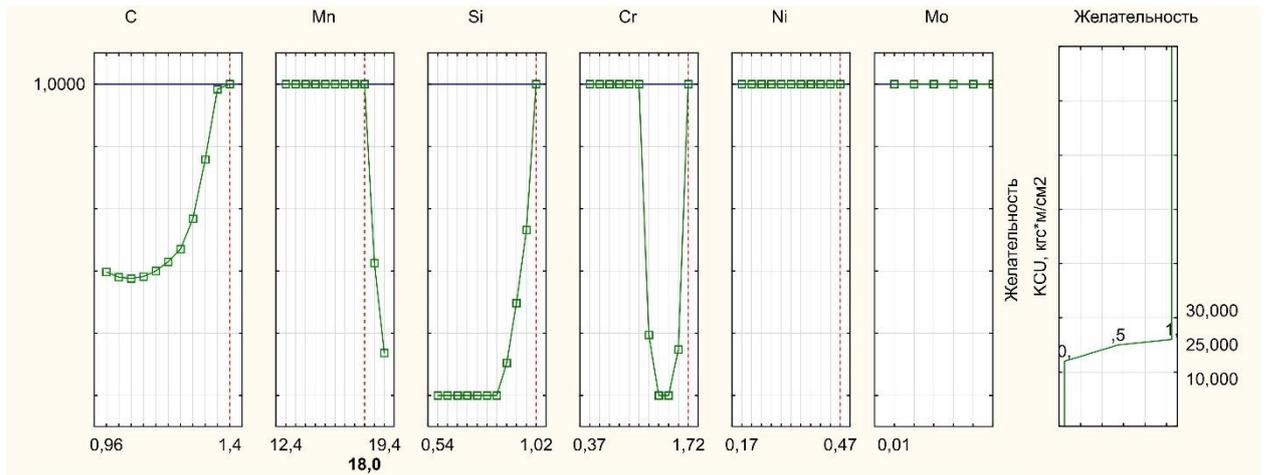


Рисунок 3.7 – Профиль оптимизированной модели для КСУ 25,0÷30,0 кгс×м/см²

Полученная модель, несмотря на высокую расчетную достоверность, имеет свои недостатки в части распределения содержания элементов на линии оптимума системы. Так содержание С представлено только единичным значением в точке оптимума 1,4 %.

Распределение Мп можно характеризовать равномерным на всем интервале 12,4÷18,0%, при точке оптимума 18,0 %. Весьма значительный интервал при анализе поверхности отклика взаимосвязи элементов немного сократился до 12,5÷17,0 %. Последующее исследование эффективного диапазона, в том числе и по основным элементам, целесообразно провести на физических образцах, что и было реализовано на заключительном этапе.

Характер распределения Si схож с положением С на линии оптимума, аналогично представлен единичной точкой 1,02 %.

Распределение введенных тугоплавких элементов Cr и Mo отличаются содержанием и характером расположения. Так Cr имеет стабильную область в пределах 0,37÷0,90 % с последующем понижением КСУ до 1,45 % относительно линии оптимума системы. В тоже же время точка оптимума, расположенная на отметке 1,72 % характеризуется, как значение наиболее эффективное. Опираясь на эти особенности для последующего получения ВМАС в промышленных условиях, целесообразно рассматривать весь диапазон

в отрезке $0,32 \div 1,72$ %. Содержание Mo и Ni имеют КСУ, равномерно распределенную на всем промежутке расчетной модели в диапазоне $0,0 \div 0,5$ %.

Для уточнения интервалов компонентов состава ВМАС был выполнен расчет и анализ контурного графика поверхности отклика. Парный анализ представлен на всем исследуемом промежутке долей элементов, что позволило с достаточной точностью скорректировать интервалы.

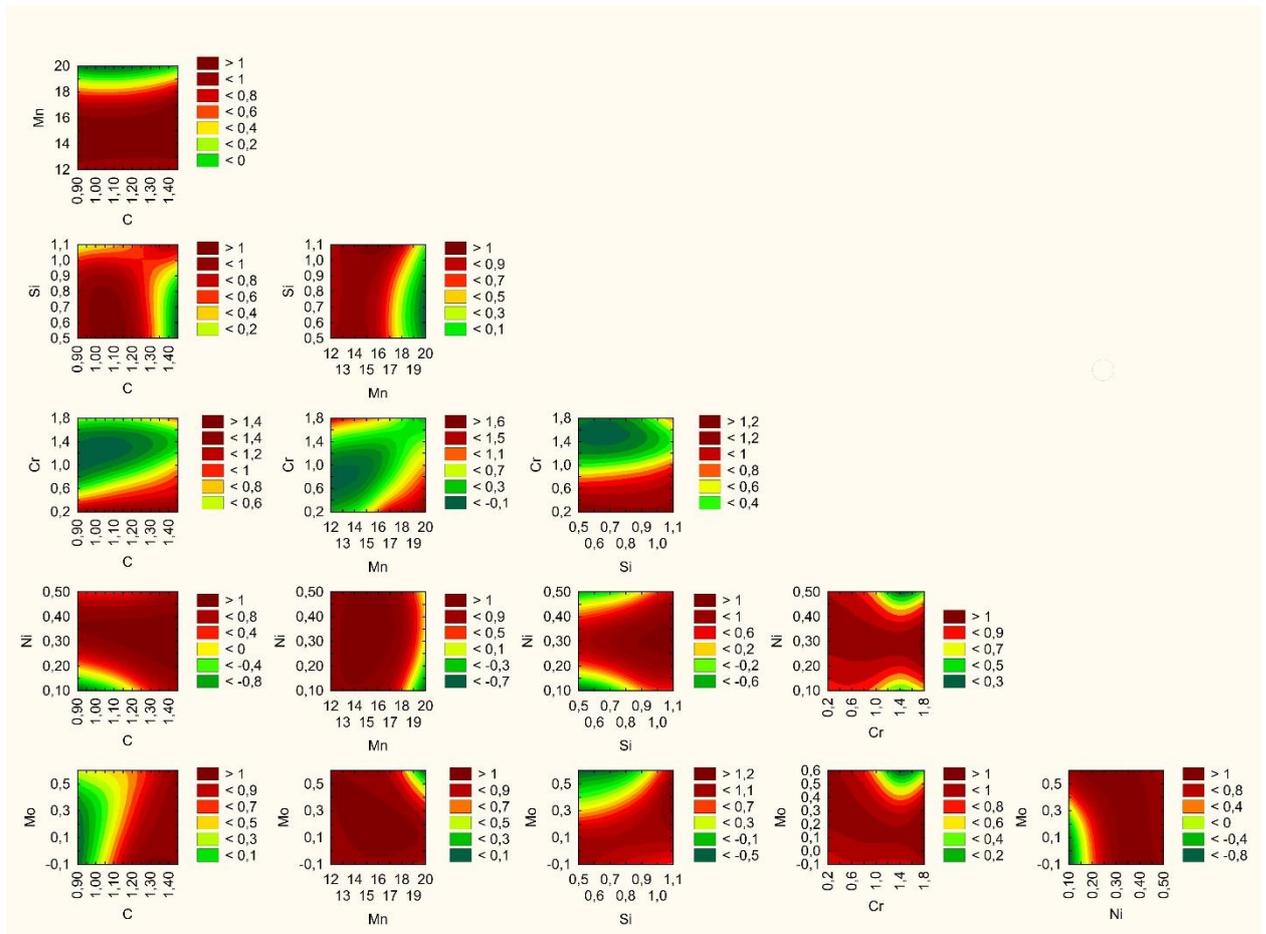


Рисунок 3.8 – Поверхностный отклик, оптимизированной модели проектного состава стали.

Взаимосвязь элементов, отображённая на линейном графике пересечения областей с наибольшей значимостью влияния, представлена на рисунке 3.9, где, анализируя исследуемый диапазон по содержанию углерода, можно отметить, что наибольшее влияние имеет содержание С в диапазоне $0,9 \div 1,4$ % для концентрации Mn $12,5 \div 17$ %. Область парного влияния углерода и кремния, можно расценивать как значимую для углерода в интервале $0,95 \div 1,15$ %, для

кремния $0,5 \div 0,8$ %. Парное влияние связки углерод – никель оказывает наибольшую значимость при содержании углерода $1,2 \div 1,4$ % при никеле $0,2 \div 0,4$ %. Исследуя модель влияния концентраций углерода и молибдена, стоит отметить область $1,3 \div 1,4$ % по углероду и $0,1 \div 0,5$ % для молибдена, как наиболее значимую в формировании свойств. Связь углерода – хром не показывает обширных и значимых областей влияния данной связки элементов.

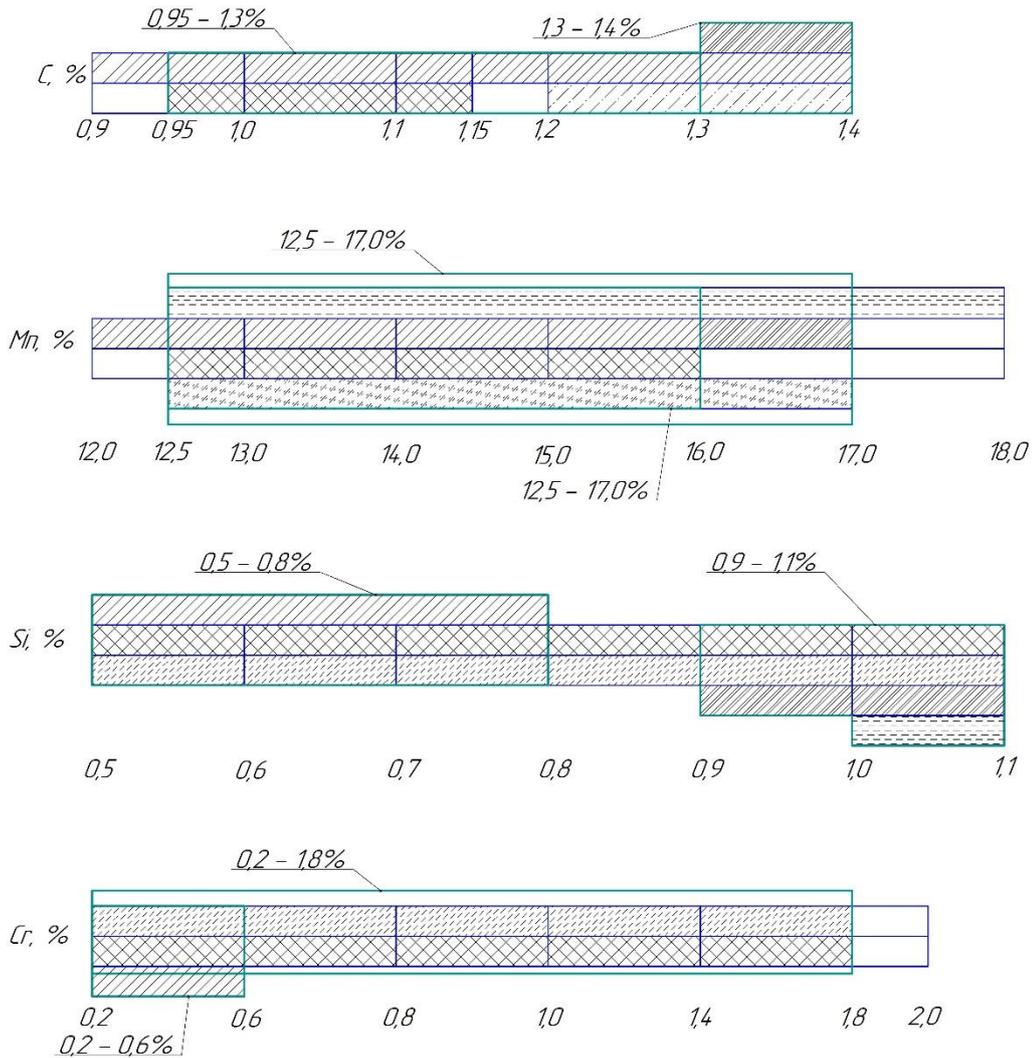


Рисунок 3.9 – Области пересечения оптимальных диапазонов попарного анализа.

Важное значение имеет исследование эффективных диапазонов для содержания марганца. В связке марганец – кремний стоит выделить область содержания марганца $12 \div 17$ % и для кремния $0,5 \div 1,1$ %. Модель влияния марганца и хрома не показала областей влияния связи данных элементов на

формирование ударной вязкости. Поверхность отклика парной взаимосвязи марганец – никель стоит считать весьма обширной, как для марганца с содержанием $12,5 \div 18,0$ %, так и для никеля в диапазоне $0,1 \div 0,5$ %. Обширная зона наблюдается на модели влияния концентрации связки марганец – молибден при содержании марганца $12 \div 17$ % и молибдена $0,0 \div 0,4$ %.

Существенное влияние на ударную вязкость имеет концентрация кремния. Помимо уже проанализированных моделей парных взаимосвязей для углерода и марганца, стоит отметить область в диапазоне по кремнию $0,5 \div 1,1$ % при достаточно стабильной концентрации хрома $0,2$ %. Поверхность отклика взаимосвязи кремний – никель, позволяет определить весьма точную область с содержанием кремния $0,9 \div 1,1$ % и никеля $0,25 \div 0,40$ %. Несмотря на обширную область связки кремний – молибден, модель позволяет выделить весьма точный диапазон для кремния $1,0 \div 1,1$ % и для молибдена $0,1 \div 0,4$ %.

Среди связей элементов микролегирования содержание хрома остается значимым при концентрации данного элемента в диапазоне $0,2 \div 1,8$ %, для никеля $0,20 \div 0,35$ % и молибдена $0,0 \div 0,2$ %. Рассматривая отдельно влияние молибдена и никеля на формирование ударной вязкости, стоит выделить диапазон концентрации молибдена в пределах $0,1 \div 0,5$ % и никеля $0,2 \div 0,5$ %.

Согласно данным, представленным на рис. 3.9, разработанная модель позволяет сформировать два проектных состава ВМАС: Состав – 1 и Состав – 2, химический состав которых представлен в таблице 3.5.

Таблица 3.5 – Перспективные составы для проектной стали, % (Fe ост.)

Сплав	C	Mn	Si	Cr	Mo	Ni
ВМАС	%					
Состав-1	$1,3 \div 1,4$	$12,5 \div 16,0$	$1,0 \div 1,4$	$0,2 \div 0,6$	$0,0 \div 0,5$	$0,0 \div 0,5$
Состав-2	$0,9 \div 1,2$	$12,5 \div 17,0$	$0,5 \div 0,8$	$0,2 \div 1,8$	$0,0 \div 0,5$	$0,0 \div 0,5$

Для данных составов сплавов ВМАС были получены образцы и определены их механические свойства, которые представлены в таблице 3.6.

Данные свойства были сопоставлены со свойствами образцов из стали 110Г13Л по ГОСТ 977-88. По результатам исследования образцов из Состава – 1 и из Состава – 2 показатели ударной вязкости соответствуют целевому диапазону модели и превышают значения, полученные при испытании образцов из стали 110Г13Л. В тоже время значения КСЧ и твердость образца Состава – 2 превышают аналогичные показатели Состава – 1, поэтому Состав – 2 выглядит более перспективным.

Таблица 3.6 – Химический состав и механические свойства образцов из ВМАС (в %, Fe ост.)

Сплав ВМАС	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	S	P	КСЧ	Твердость
	%								кГс×м/см ²	НВ
Состав-1	1,27	12,80	0,92	0,24	0,11	0,14	0,012	0,043	26,4	207
Состав-2	1,09	16,17	0,83	1,34	0,32	0,18	0,010	0,030	27,8	229
110Г13Л	1,08	12,99	0,58	0,11	0,06	0,02	0,010	0,041	23,4	195

Результаты механических испытаний подтверждаются металлографическими исследованиями образцов, микроструктура которых представлена на рис. 3.10.

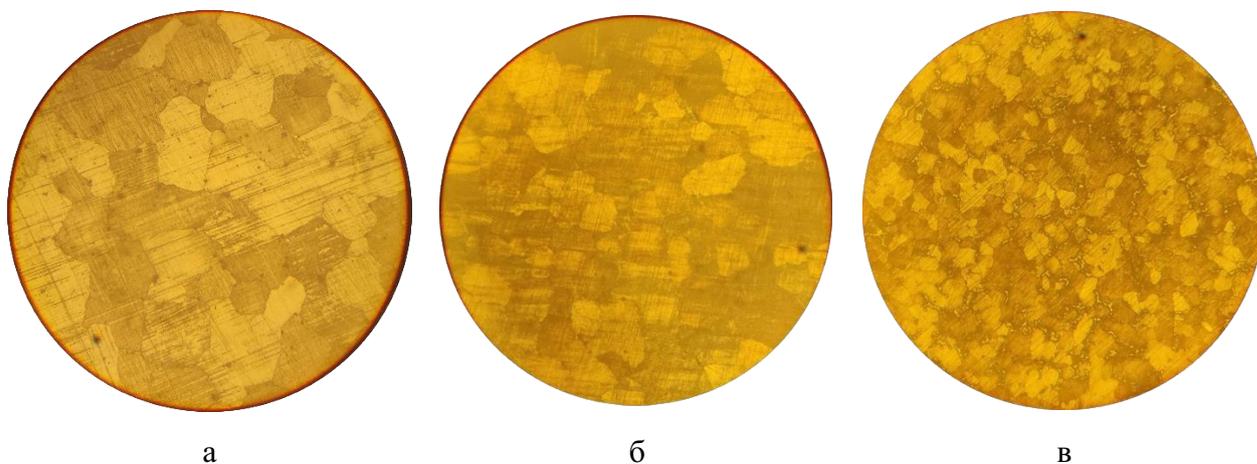


Рисунок 3.10 – Структура образцов ВМАС: а - 110Г13Л, б - состав-1 и в - состав-2, х100.

Структура образца из стали 110Г13Л имеет самое крупное зерно аустенита и соответствует баллу 1-2, далее по размерам зерна аустенита идет структура образца Состав – 1 (балл – 3) и затем структура образца Состав – 2 (балл – 5-6). Повышенное содержание компонентов Cr, Mo и Ni в образце Состав – 2 оказали благоприятное воздействие на формирование стабильной структуры аустенита за счет создания дополнительных центров кристаллизации, что затрудняло рост зерна аустенита и послужило основой для формирования мелкозернистой структуры, которая наиболее перспективна для устойчивого мартенситного превращения.

Микроструктура образца по Составу – 2 в отличии от образца по Составу – 1 и составу марке 110Г13Л, содержит упрочняющую карбидную сетку, распределение которой можно характеризовать баллом – 1-2. Учитывая повышенное содержание карбидообразующих, тугоплавких и износостойких элементов, которыми дополнительно легирован базовый состав металла, логично заключить, что состав данных карбидов имеет сочетание элементов Cr-Mo-Mn и, находясь в аустенитной матрице, окажутся препятствием для продвижения абразива и износу отливок.

Для оценки распределения легирующих элементов в исследуемых образцах определена микротвердость матрицы. Получено, что твердость аустенита в образце стали 110Г13Л составляет 170 HV, Составе – 1 составляет 186 HV, твердость аустенита в Составе – 2 – 240 HV, что свидетельствует о твердорастворном упрочнении легирующими элементами Состав – 2, содержание которых повышено по сравнению с Составом – 1 и образцом стали 110Г13Л. Оценку на абразивный износ проводили с нагрузкой на образцы 100 Н, скорость вращения шлифовального круга составляла 250 мин⁻¹ в течении 40 мин. При испытании использовали алмазный шлифовальный диск CAMEO PLATINIUM I - зерно P120-P180. Результаты испытания приведены в таблице 3.7, где указано изменение массы в результате абразивного износа.

Таблица 3.7 – Результаты испытания на абразивный износ образцов-1, -2 и 110Г13Л.

Образцы	Начальная масса	Конечная масса	Потеря массы,	Относительное изменение массы,
	г			
110Г13Л ГОСТ 977-88	36,33	31,61	4,72	13
Образец-1	52,02	46,47	5,55	10
Образец-2	49,45	45,29	4,16	8

Сравнительный анализ образцов показал, что повышение содержания Mn выше точки медианы 16 % с дополнительным увеличением легирующих карбидообразующих элементов благоприятно сказывается на абразивной износостойкости, что согласуется с результатами обработки массива экспериментальных данных при более широком диапазоне содержания элементов.

Принимая во внимание повышенную твердость, как показатель большей устойчивости к абразивному износу, а также вышеперечисленные выявленные особенности, позволяют судить, что Состав – 2 в виде системы Fe-1,1C-16Mn-0,8Si-1,3Cr-Mo-Ni справедливо считать, как наиболее перспективным для дальнейшего исследования.

Учитывая, что установленная перспективная система элементов основана на значениях, полученных в точках оптимума функции, стоит вернуться к рис. 1.4 – 1.6, которые описывают взаимосвязь содержания и соотношения основных элементов состава высокомарганцевой стали, в частности С и Mn. Как отмечалось ранее, ключевыми показателя эффективной работы отливок горно-обоганительного оборудования являются износостойкость и ударная вязкость. Согласно представленным графикам на рис. 1.4 – 1.6, наибольшее значений ударной вязкости соответствует содержанию Mn 17,4 – 18,2% при весьма незначительном содержании С 0,4%. В свою очередь зависимость износостойкости от содержания С и Mn носит обратный (зеркальный) характер, а именно наибольшую износостойкость показали составы с содержанием

минимального количества Mn в пределах 6% и значительным содержанием С порядка 1%. Как известно химический состав выплавляемых марок всегда имеет допустимый диапазон, что делает недоступным назначение точного содержания С при конкретно взятом содержании Mn. С этой точки зрения, целесообразно рассматривать выявление зависимой связи этих элементов в виде соотношения, что позволит иметь достаточно точное понимание необходимых концентраций элементов.

Поэтому следующим этапом исследований в настоящей работе является определение рационального соотношения основных элементов С и Mn. Выполнения данного этапа проводилось по методу Vox-Behnken, применение которого характерно для исследований с диапазоном искомым значений, прошедших предобработку данных. Расчет матрицы приведения эксперимента с последующей обработкой полученных значений не учитывает диапазон минимальных и максимальных значений и работает только с ядром выборки, позволяет значительно сократить количество опытов, что весьма важно при проведении физического эксперимента. Сочетание поверхностного отклика с последующем расчетом трехмерной модели зависимости ударной вязкости KCU от соотношения Mn/С позволит уточнить кривизну поверхности отклика и оценить минимальные и максимальные эффекты [52-55].

Полученная матрица исследования по определению рационального соотношения Mn/С представлена в таблице 3.8

Таблица 3.8 – Матрица экспериментальных данных (Fe ост.)

№ образца	С	Mn	Mn/С	KCU
	%		-	кГс×м/см ²
1	0,98	11,88	12,12	15,0
2	1,3	11,85	9,12	27,9
3	0,96	16,41	17,09	29,3
4	1,32	16,39	12,42	19,5
5	0,99	12,87	13,00	10,6

6	1,31	12,9	9,85	21,3
7	0,95	12,85	13,53	28,4
8	1,29	12,91	10,01	19,5
9	1,11	11,9	10,72	27,9
10	1,13	16,45	14,56	29,4
11	1,1	11,87	10,79	10,6
12	1,11	16,44	14,81	28,4
13	1,14	12,85	11,27	29,0
14	1,09	12,91	11,84	21,5
15	1,12	12,82	11,45	29,0

После обработки результатов исследований физических образцов, был проведен расчет и построение графической модели поверхности отклика, представленной на рис. 3.11.

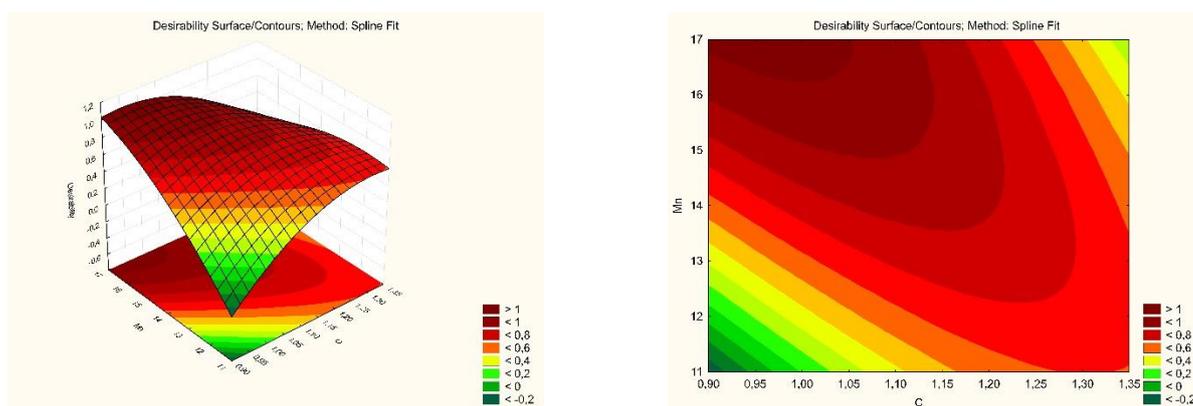


Рисунок 3.11 – Модель поверхностного отклика контрольных образцов.

Анализ полученной модели показал, что можно отметить устойчивую и стабильную область, которая оказывает максимальное воздействие на формирование ударной вязкости. Данная область располагается в диапазоне содержания С в пределах $0,90 \div 1,15$ % и Mn $15 \div 17$ %. Однако данная область не позволяет конкретизировать точки максимума для определения рационального соотношения содержания С и Mn. Поэтому далее был выполнен расчет оптимизации, результат которого в виде графика представлен на рис. 3.12.

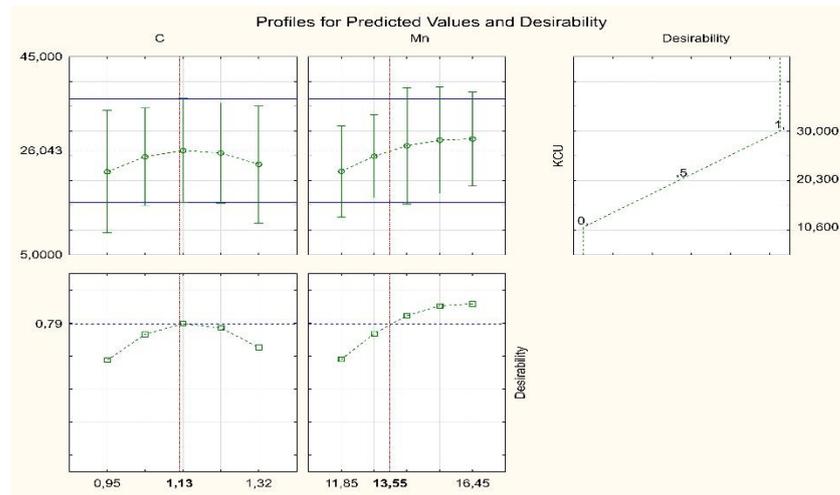


Рисунок 3.12 – Графическая модель оптимизации рациональных концентраций С и Мп.

Полученная модель (рис. 3.12) имеет достаточно значимую надежность 0,79, что позволяет положительно судить о ее достоверности. Область конечных значений ударной вязкости разделена на две зоны: зона-1 от 0 до 0,5, которой соответствует значение ударной вязкости $10 \div 20$ кГс \times м/см², что является нежелательным интервалом, и зона-2 (от 0,5 до 1,0) – желательный интервал значений ударной вязкости в диапазоне $20 \div 30$ кГс \times м/см², для которого при содержании С 1,13 % ударная вязкость является наивысшей. Рассматривая кривую содержания Мп, стоит отметить две точки 13,55 % и 16,45 %. Значение 13,55% стоит рассматривать как минимальное устойчивое значение, при котором данная система элементов будет иметь значение ударной вязкости в целевом диапазоне $20 \div 30$ кГс \times м/см². В тоже время данная кривая имеет и максимальную точку со значением концентрации Мп 16,45 %, которое позволяет получить наибольшее значение ударной вязкости при содержании С 1,13 %. Следует отметить, что данная точка находится в ранее обозначенной области рис. 3.11, и тем самым подтверждая сходимость и достоверность выполненных расчетов.

Таким образом, определены значения для С 1,13 % и Мп 16,45 % с соотношением $Mn/C=14,56$ для нового сплава ВМАС Fe-1,1C-16Mn-0,8Si-1,3Cr-Mo-Ni, которые попадая в целевой интервал и область модели с наибольшей

значимостью, обеспечивают достижение максимального значения ударной вязкости $29,4 \text{ кГс} \times \text{м/см}^2$ и твердости 229 НВ

3.2 Компьютерное моделирование процесса литья конусных броней из ВМАС

Литейное производство обладает множеством взаимосвязанных факторов, совокупность которых обеспечивает качество получаемых отливок. Снижение брака в литейных цехах, требует детального понимания процессов и технологий литья, взаимосвязи конструктивных и технологических параметров, которые влияют на формирование качества отливки [56, 57]. Так отливка конусная броня дробилки имеет монтажные петли, области которых во время литья представляют термические узлы, изолированные для питания металлом, поэтому в данных местах при кристаллизации велика вероятность образования горячих трещин, что значительно снижает прочность отливки. Условия эксплуатации данной отливки носят комбинированный характер и сочетают в себе сильную абразивную, ударную и деформационную нагрузку при пиковых нагрузках возникает вероятность обрыва монтажных петель, что приводит к остановке оборудования.



Рисунок 3.13 – Горячие трещины и обрыв монтажных петель конусной брони дробилки

Принимая во внимание, что литейное производство относится к материалоемким отраслям, целесообразно исследование литейной технологии проводить не на физических образцах, а в вычислительной среде с помощью

построения цифрового двойника исследуемых технических решений. Поэтому на первоначальном этапе была построена цифровая копия исследуемой отливки конусной брони дробилки КСД-2200 (рис. 3.14).

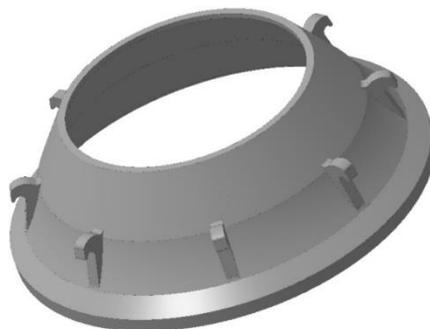


Рисунок 3.14 – Трехмерная модель отливки конусной брони дробилки КСД-2200.

Расчетная масса отливки по трехмерной модели составляет 3034 кг, что с достаточной точностью сходится с фактическим значением и позволяет положительно судить о точности и дальнейшей пригодности использования данной модели. Все представленные далее расчеты проведены для следующих параметров:

- марка сплава GX120Mn13 En 1.3802 (эквивалента 110Г13Л ГОСТ 977-88);
- температура заливки металла в форму 1410 °С;
- температура отгружающей среды 20 °С;
- материал формы Green Sand;
- размер расчетной сетки отливки 10 мм;
- размер расчетной сетки прибыли 35 мм;
- размер расчетной сетки литниковой системы 35 мм;
- размер расчетной сетки литейной формы 50 мм.

Исследование процесса литья начато с анализа действующий литейной технологии, которая включает в себя подвод металла в двух точках с питателями в виде прямого канала и дуговой подводки металла. Основные питание отливок в процессе кристаллизации осуществляется четырьмя

массивными прибылями, расположенными в самой верхней части отливки. Общий вид модели отливки по действующей литейной технологии представлен на рис. 3.15.

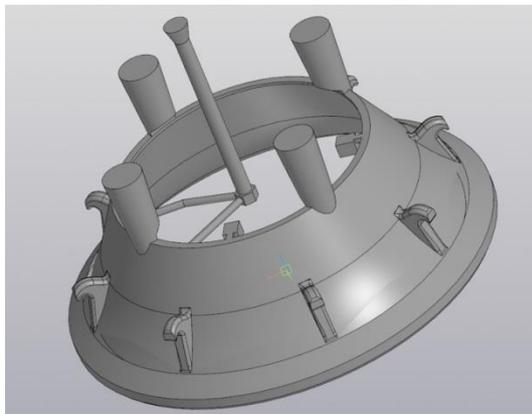


Рисунок 3.15 – Общий вид модели отливки по действующей литейной технологии.

Анализируя результаты расчета динамики изменения температурного поля в процессе кристаллизации (рис. 3.16), можно сделать вывод о недостаточной эффективности работы конструкции литниковой системы.

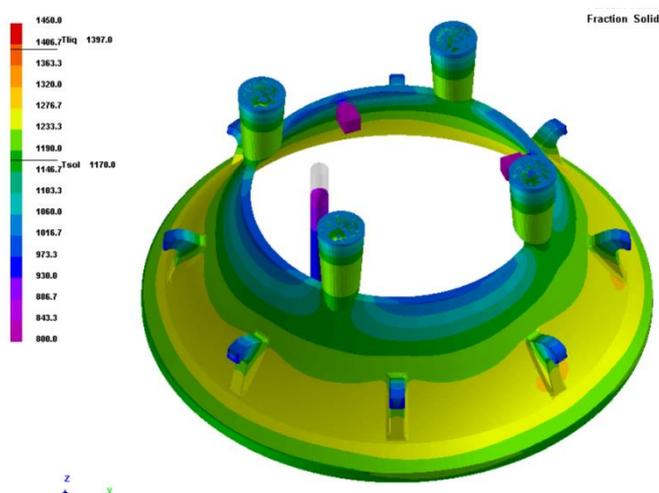


Рисунок 3.16 – Модель температурного поля отливки в процессе кристаллизации по действующей литейной технологии.

Так в зоне расположения монтажных зацепов сечение имеет наибольшую толщину стенки отливки и остается в превышающем температуру солидуса диапазоне, в то время как остальная часть отливки, включая прибыли уже

прошли температурную отметку $+1170\text{ }^{\circ}\text{C}$ и находящийся в них металл не участвует в компенсации усадки.

Для более детального анализа работы литниковой системы и проверки начальных выводов о нерациональной конструкции отливки по действующей литейной технологии, произведен расчет усадочной пористости, результаты представлены на рис. 3.17. Результат расчета температурного поля и усадочной пористости показывают достаточную сходимость в части распределения литейных дефектов в объеме отливки. Как можно заметить, что в наиболее массивных участках, питание которых ограничено в процессе кристаллизации, отмечаются локальные образования скрытой усадки. Располагаясь в монтажных зацепах, данные отклонения носят негативный характер, и могут отрицательно отражаться на надежности отливки в процессе ее эксплуатации. Также стоит отметить и недостаточную эффективность работы прибылей, расположение которых между температурными узлами, затрудняет питание наиболее массивных участков.

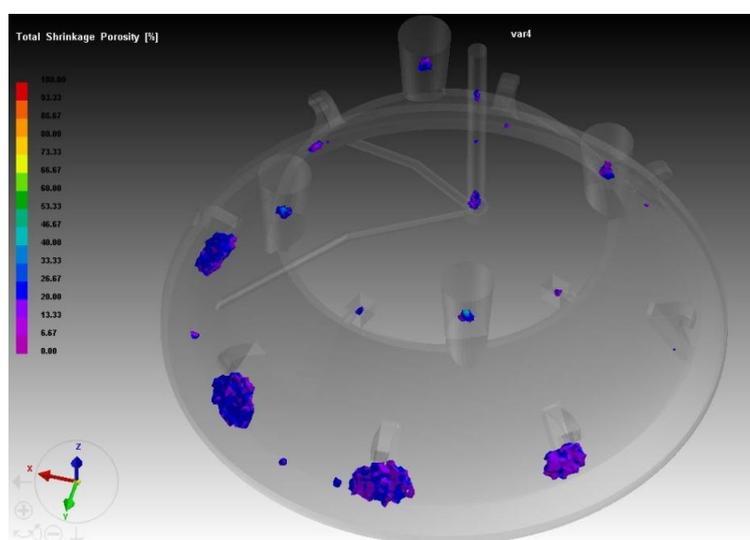


Рисунок 3.17 – Расчет образования усадочной пористости.

В качестве первого варианта было рассмотрено размещение прибыльных частей над основными температурными узлами, что должно позволить сократить расстояние, преодолеваемое металлом при компенсации

естественной усадки. Помимо изменения расположения прибылей, было пересмотрено строение литниковой системы, подводящей металл к отливке в процессе заливки формы. Было решено выбрать сифонную подачу металла через нижнюю часть с разветвлением на шесть самостоятельных ручьев. Общий вид первого варианта представлен на рис. 3.18.

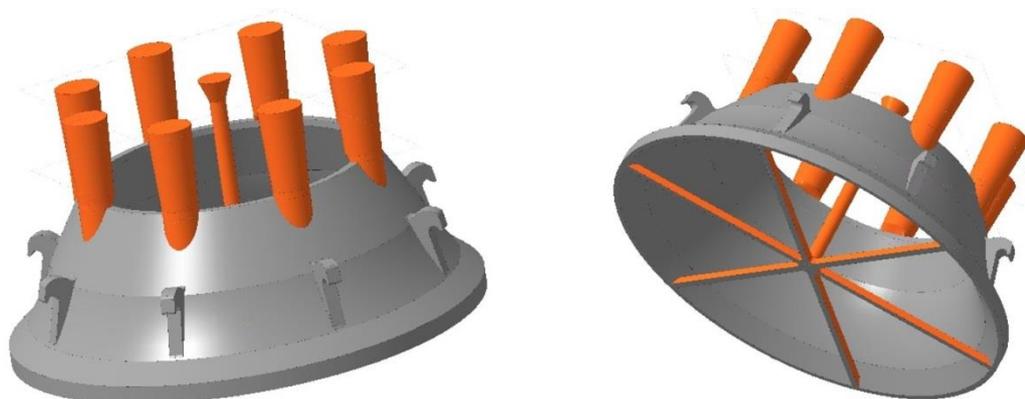


Рисунок 3.18 – Общий вид модели отливки по технологии литья по варианту № 1.

Модель температурного поля отливки в процессе кристаллизации по варианту № 1 представлена на рис. 3.19.

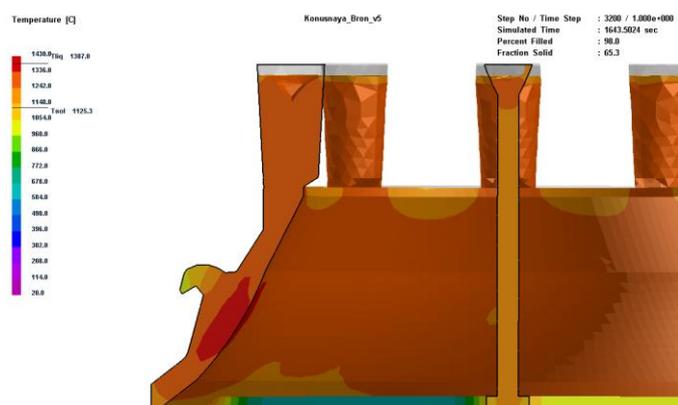


Рисунок 3.19 – Модель температурного поля отливки в процессе кристаллизации для варианта № 1.

Следует отметить, что температурное поле на границе солидуса, ниже которой образуется устойчивая твердая фаза, имеет ярко-выраженную зону, цветовой спектр которой свидетельствует о наличии жидкой фазы. Для более

детального рассмотрения, воспользуемся функцией распределения жидкой и твердой фазы металла (рис. 3.20).

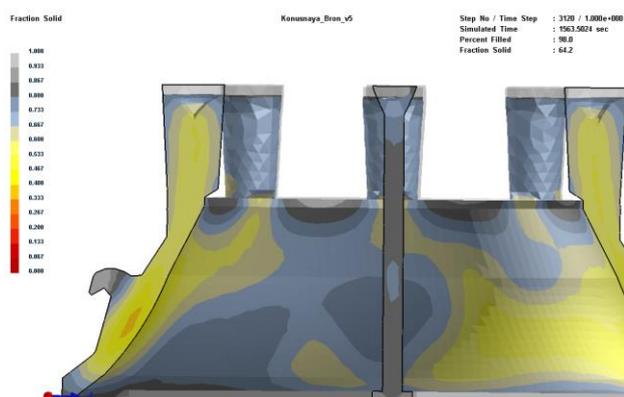


Рисунок 3.20 – Модель распределения жидкой и твердой фазы в процессе кристаллизации для варианта № 1.

С достаточной уверенностью можно отметить, что представленные на рис. 3.19 и 3.20 температурные зоны распределения жидкого и твердого металла в процессе кристаллизации совпадают в рассматриваемой области. Учитывая распределение температур, жидкой и твердой фазы, можно сделать промежуточный вывод о том, что данный вариант технологии литья также не обеспечивает рационального питания возникшего теплового узла. Важным фактором при рассмотрении питания тепловых узлов, является время нахождения металла в жидкой фазе, что в свою очередь позволяет определить эффективность работы прибыли, расположенной над местом поздней кристаллизации и потенциальным для возникновения усадочных дефектов.

Особый интерес при анализе расчета, приведенного на рис. 3.21, представляет ранее затвердевание прибыли, а именно ее объем, который остается активным и участвует в процессе питания теплового узла.

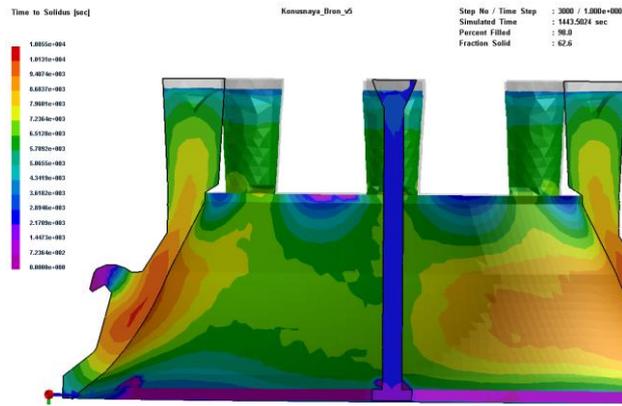


Рисунок 3.21 – Время затвердевания при кристаллизации отливки по технологическому процессу № 1.

Как можно отметить, порядка 40÷50 % объема прибыли уже перешли в твердую фазу, в то время как тепловой узел еще находится в активной жидкой фазе. Поэтому можно сделать вывод, что первоначальный объем прибыли является излишним и большая его часть не расходуется на исключение или минимизацию усадочного дефекта.

Рассматривая локальную область возникновения усадочной дефекта стоит отметить его распространение и размеры в поперечном разрезе (рис. 3.22).



Рисунок 3.22 – Поперечный разрез участка усадочного дефекта при варианте № 1

Распределение усадки и ее габаритные размеры, свидетельствует о достаточно высоких потерях плотности и однородности расплава вблизи рабочей поверхности отливки, а также возникновении значимого ослабления на

участках монтажных зацепов. На основании результатов моделирования варианта технологического процесса литья для варианта № 1 можно сделать вывод о необходимости уменьшения объема питающих прибылей. Данное решение должно способствовать более эффективному распределению фронта температурного поля и, тем самым, распределить долю жидкой фазы в прибыльной части ближе к поверхности отливки и термическому узлу в целом.

Вариант технологического процесса литья № 2, отражающий сокращение объема прибыльных частей представлен на рис. 3.23.

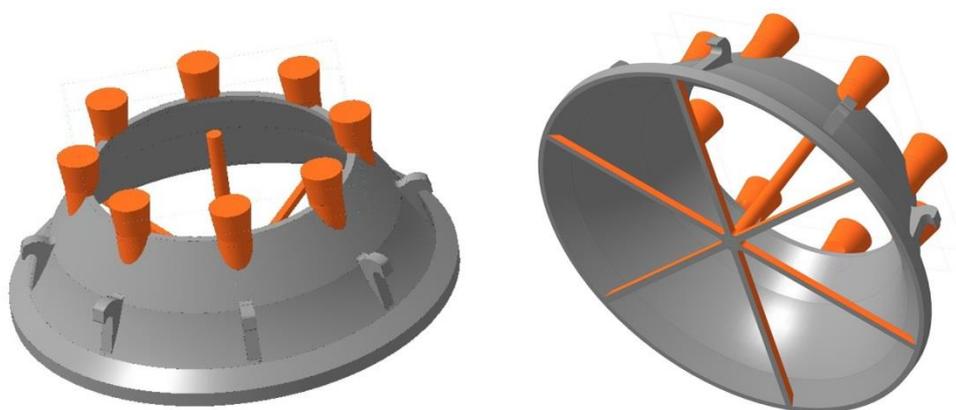


Рисунок 3.23 – Общий вид модели отливки по технологии литья по варианту № 2.

Анализ рассматриваемого варианта № 2 целесообразно начать с распределения температурного поля. Общий вид распределения температуры представлен на рис. 3.24.

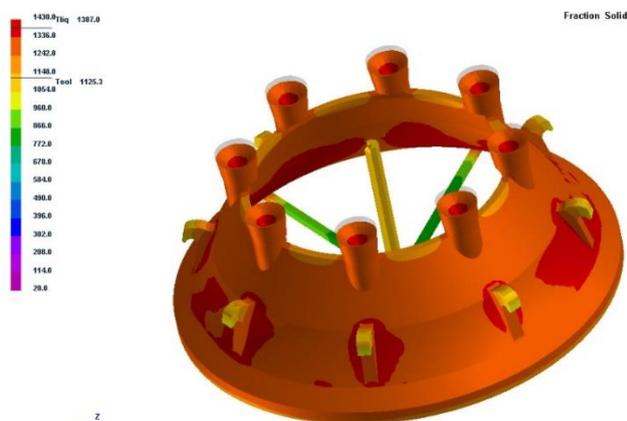


Рисунок 3.24 – Модель температурного поля отливки в процессе кристаллизации для варианта № 2.

Цветовые спектры распределения температуры свидетельствуют о сохранении жидкой фазы в прибыли при общем сохранении температуры отливки в зоне, превышающей границу солидуса. Однако отмечаются и локальные участки на поверхности отливки, температурный спектр которых выше отметки ликвидуса, что может свидетельствовать о наличии тепловых узлов в сечении тела изделия. Для более детального анализа выполним поперечный разрез в месте расположения наиболее горячих участков отливки (рис. 3.25).

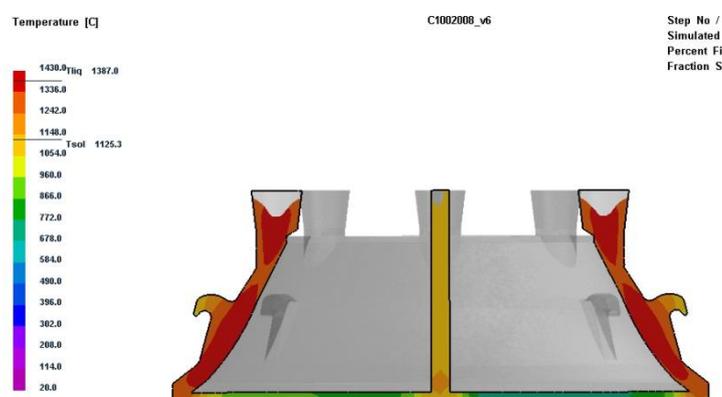


Рисунок 3.25 – Поперечный разрез модели расчёта температурных полей отливки в процессе кристаллизации для варианта № 2.

На представленном разрезе отчетливо видно, что температура прибыли отливки, позволяет расплаву участвовать в процессе питания основного объема отливки. По-прежнему выражен участок теплового узла, аналогично предыдущему расчету, но в данном случае промежуток между работающей прибылью и основным тепловым узлом остается выше отметки солидуса, что говорит о достаточной подвижности металла при кристаллизации и, как следствие, велика вероятность значительного уменьшения или исключения усадочного дефекта. Учитывая полученные результаты распределения температуры, свидетельствующие о значительных зонах жидкого металла, температура которого выше отметки ликвидуса $+1387\text{ }^{\circ}\text{C}$, становится важно оценить распределение тепловых узлов при выравнивании общей температуры

отливки в диапазоне выше точки солидуса $+1125\text{ }^{\circ}\text{C}$. Из распределения температуры изображенного на рис. 3.26, можно отметить, что затвердевание прибыльных частей не опережает основное тело отливки, что безусловно является положительным фактором. Увеличив область шейки прибыли и ее примыкания с телом отливки, при температуре ниже отметки солидуса – примерно около $+1000\text{ }^{\circ}\text{C}$ следует, что оставшийся объем металла в прибыли составляет порядка 30 % ее начального объема.

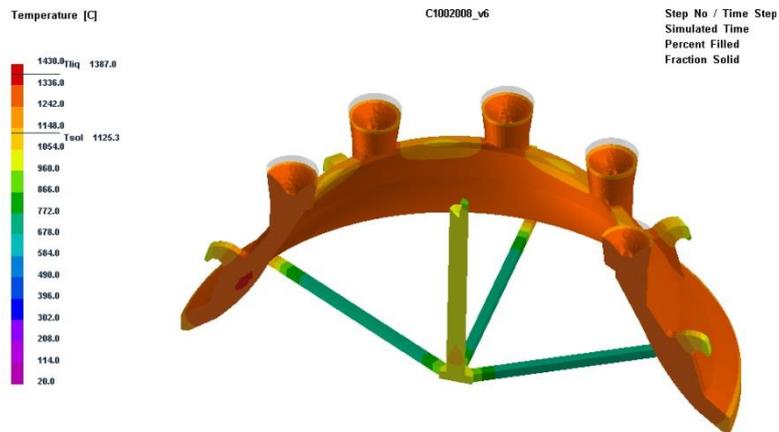


Рисунок 3.26 – Выравнивание температурного поля отливки при варианте технологии № 2.

Данный фрагмент представлен на рис. 3.27.

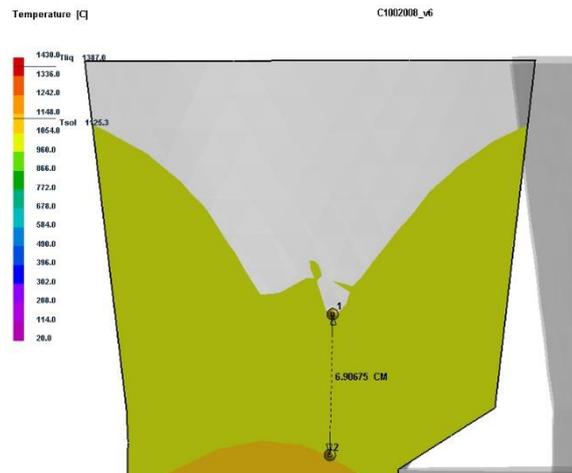


Рисунок 3.27 – Температурное поле прибыли в процессе кристаллизации

На основе полученных результатов можно сделать вывод о рациональности варианта № 2. Остаток расплава в прибыльной части стоит

расценивать, как достаточным для обеспечения нормальной плотности отливки в верхней ее части и всплыванию неметаллических включений, образованных в процессе движения расплава по тракту литниковой системы. Однако наличие небольшого локального теплового узла свидетельствует о вероятности возникновения усадки. Для подтверждения данного суждения воспользуемся дополнительными инструментами визуализации и анализа расчётов. Одним из наиболее действенных инструментов является расчет времени затвердевания, который представлен на рис. 3.28. Данный параметр позволяет с достаточной точностью определить участки отливки, кристаллизация которых происходит после кристаллизации основного объема отливки. В случае прекращения локального питания тепловых узлов цветовой спектр позволяет определить точную область возникновения усадочного дефекта.

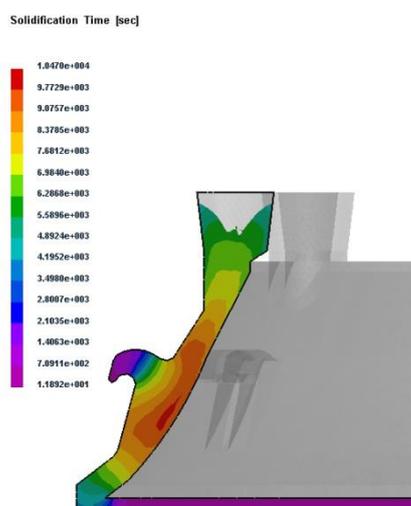


Рисунок 3.28 – Графическая модель времени затвердевания отливки в поперечном разрезе.

Красная зона свидетельствует о наличии жидкого металла, кристаллизация которого еще находится в активной фазе, а зона вокруг него свидетельствует об изолированности питания данного участка, что создает устойчивую предпосылку для выявления скрытой усадки. С целью подтверждения данного суждения был выполнен расчет усадочных раковин, представленный на рис. 3.29.

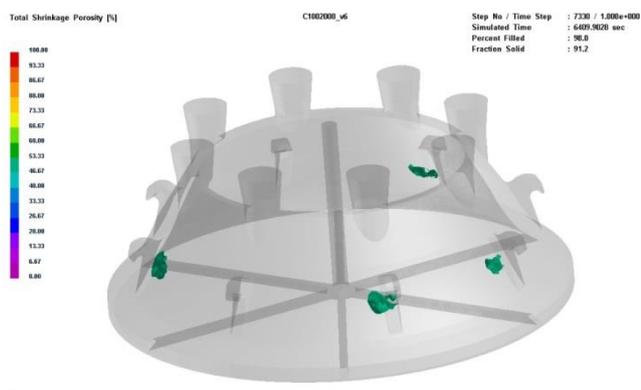


Рисунок 3.29 – Общий вид распределения скрытой усадки для варианта № 2

Следует отметить, что объем усадочных раковин значительно меньше, чем при варианте № 1, что позволяет судить о более рациональном исполнении литниково-питающей системы. Для более подробного изучения залегания усадочных раковин и их удаленности от рабочей поверхности рассмотрим поперечный разрез, проходящий через самый центр исследуемого участка (рис. 3.30).

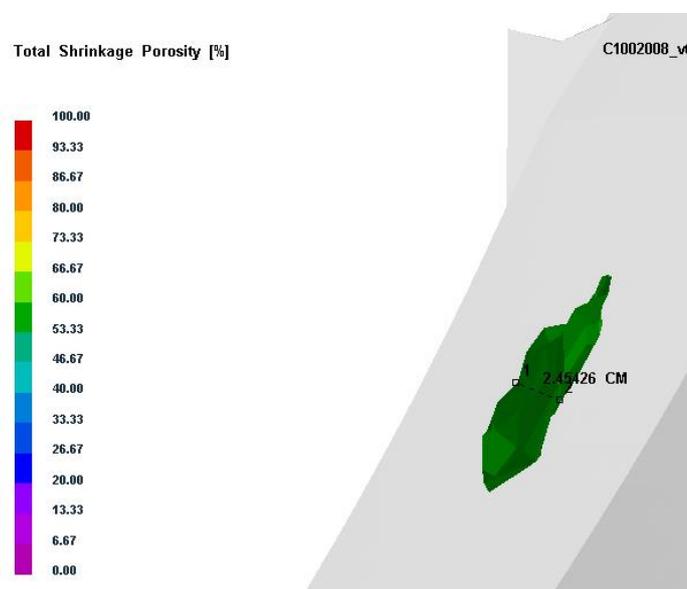


Рисунок 3.30 – Поперечный разрез участка усадочного дефекта при варианте № 2.

Усадочная раковина, образовавшаяся при литье по варианту литейной технологии № 2, отличается от раковины по варианту № 1 значительно меньшим размером. Располагаясь в центре сечения стенки отливки, ее

удаленность от внутренней поверхности позволяет судить о достаточном объеме монолитного и плотного металла рабочей части отливки, что безусловно положительно скажется на ее эксплуатационном периоде. Стоит также обратить внимание и на удаленность исследуемого участка от внешней поверхности, на которой расположены монтажные зацепы. Данный факт позволяет судить об отсутствии участков, вызывающих ослабления и устойчивости брони в процессе ее эксплуатации.

В качестве усовершенствования варианта технологии № 2 было рассмотрено размещение дополнительных прибылей в нижней части отливки, что должно было бы компенсировать часть объемной усадки нижней части отливки и повысить эффективность верхних питающих прибылей. Спроектированный вариант технологии № 3 представлен на рис. 3.31.

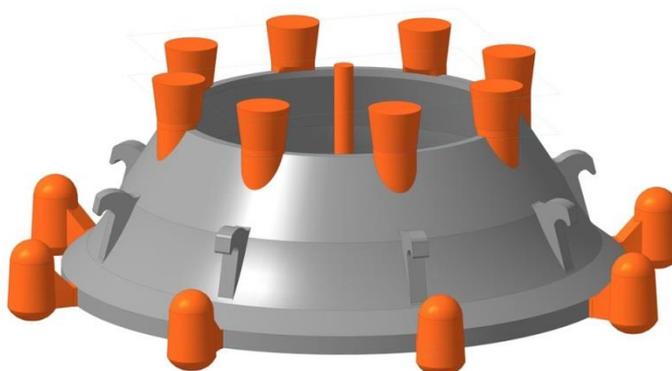


Рисунок 3.31 – Общий вид модели отливки по технологии литья по варианту № 3.

Анализ данного варианта исполнения технологии целесообразно начать с рассмотрения модели температурных полей и жидкой фазы в отливке (рис. 3.32).

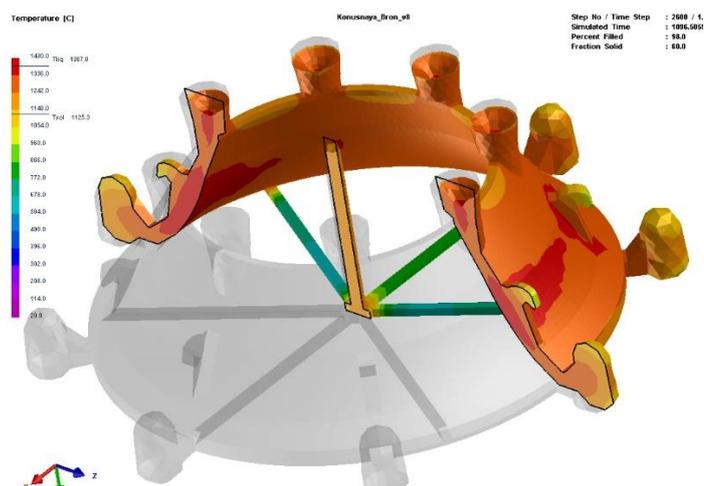


Рисунок 3.32 – Распределение температурных полей в отливке по варианту № 3

Распределение температуры в сечении тела отливки свидетельствует о понижении температуры металла в шейки нижних прибылей до отметки солидуса раньше, относительно основного теплового узла. В это же время, сердцевина верхней прибыли продолжает иметь достаточную температуру для поддержания питания тела отливки. Более наглядно, данное явление можно рассмотреть на распределении жидкой фазы (рис. 3.33).

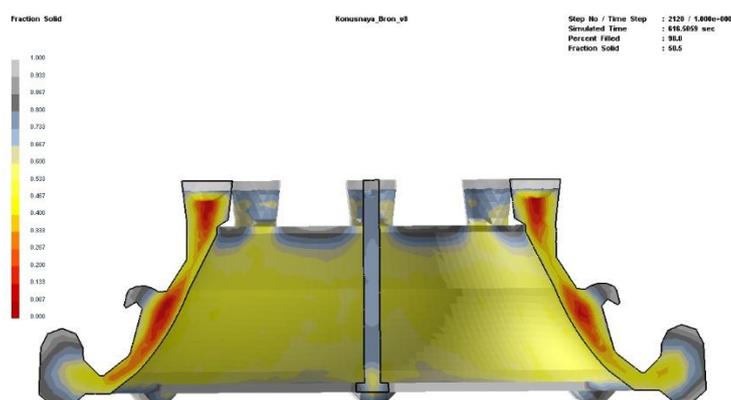


Рисунок 3.33 – Распределение жидкой фазы в процессе затвердевания отливки по варианту № 3

Как можем заметить, полученные результаты расчета температурного поля и распределения жидкой фазы имеют высокую сходимость. Нижние прибыли уже имеют устойчивую твёрдую фазу и несмотря на наличие остатков

жидкого металла в соединительной шейки, поступление металла уже остановлено.

При рассмотрении модели работы верхних прибылей, стоит обратить внимание не столько на остатки жидкой фазы в объеме прибылей, а на потерю связи питающего и питаемого теплового узла, что означает прерывание питания вероятного участка возникновения усадки, несмотря на наличие жидкого металла в питающей системе.

Данное суждение хорошо подтверждается расчетом времени затвердевания в рассматриваемом разрезе. Согласно расчетной модели представленной на рис. 3.34, первыми начинают затвердевать нижние прибыли, после них прекращается работа верхних питающих элементов, тем самым основное тело отливки, оставаясь в активной фазе затвердевания, остается изолированной от поступления металла.

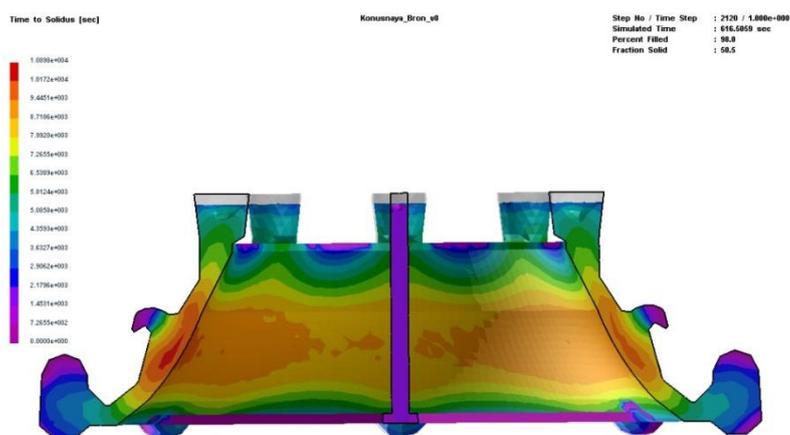


Рисунок 3.34 – Графическая модель времени затвердевания отливки в поперечном разрезе по варианту № 3.

Вследствие ограниченной и недостаточной работы питающих прибылей возникшие усадочные дефекты носят наиболее существенный характер относительно ранее представленных результатов по варианту технологии литья № 2.

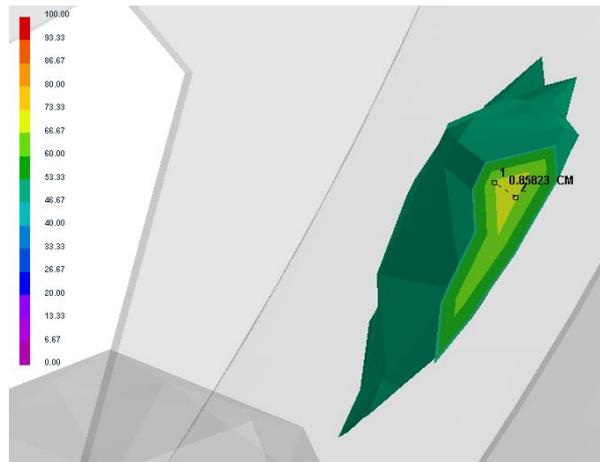


Рисунок 3.35 – Поперечный разрез участка усадочного дефекта по варианту № 3.

Сравнивая с результатом технологии № 2, цифровая модель представленной усадки по варианту № 3 имеет значительно больший объем, что существенно сокращает расстояние до рабочей части отливки. Стоит отметить наличие участка наиболее вероятного возникновения пустот, что, несомненно, является существенным недостатком рассматриваемого варианта технологии литья № 3.

В качестве альтернативного варианта реализации литейной технологии было рассмотрено расположение отливки обратным конусом относительно вектора гравитации, что предположительно должно способствовать смещению усадочного дефекта от рабочей внутренней стенки отливки к внешней, и тем самым ограничить распространение усадки вблизи наиболее ответственной области отливки (рис. 3.36).

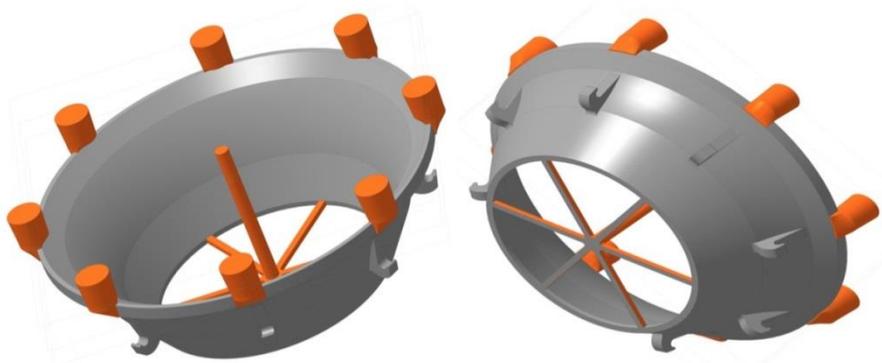


Рисунок 3.36 – Общий вид модели отливки по технологии литья по варианту № 4.

Далее был проведен анализ цифровой модели распределения температурных полей в отливке во время кристаллизации (рис. 3.37).

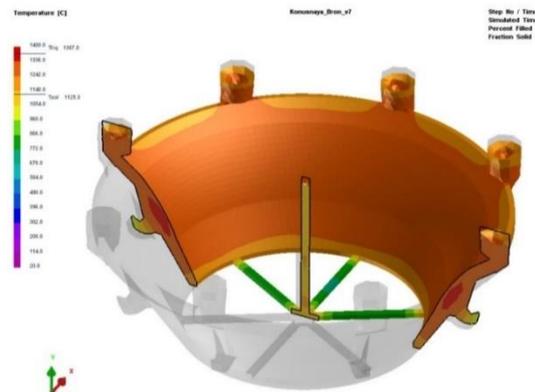


Рисунок 3.37 – Распределение температурных полей в отливке по варианту № 4.

В данном варианте цифровой модели литейной технологии можно отметить более равномерное распределение температуры расплава по внешней части отливки, также сохранения единого температурного спектра в отливке и центре прибылей в диапазоне от +1148 до +1242 °С. Несмотря на это, отмечается ярко выраженная область, температура которой находясь в пределах от +1336 до +1430 °С вполне может оказаться эпицентром возникновения дефектов усадочного характера.

Для более подробного рассмотрения данного суждения, выполнен расчет распределения жидкой фазы и времени затвердевания (рис. 3.38, 3.39).

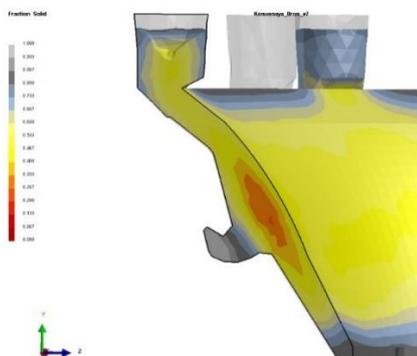


Рисунок 3.38 – Распределение жидкой фазы в процессе затвердевания отливки по варианту технологии № 4.

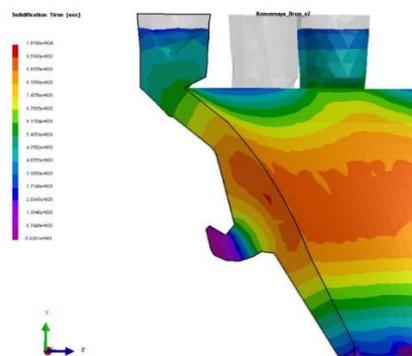


Рисунок 3.39 – Графическая модель времени затвердевания отливки в поперечном разрезе.

Анализ графических моделей распределения жидкой фазы (рис. 3.38) и времени затвердевания (рис. 3.39) показал, что в сечении отливки имеются характерные зоны, затвердевание которых происходит позже основного тела отливки. Несмотря на равномерное распределение жидкой фазы в сопряжении прибыли и отливки, графическая модель времени затвердевания позволяет определить изолированность теплового узла на поздних стадиях затвердевания.

Учитывая полученные данные предыдущих расчетов по данному варианту литейной технологии, целесообразно провести моделирование формирования усадочных дефектов, результат расчета в виде графической модели распределения усадочных раковин, представленного на рис. 3.40.

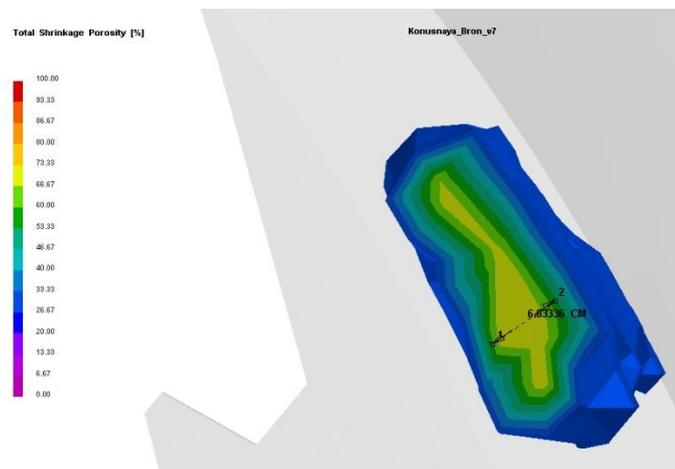


Рисунок 3.40 – Поперечный разрез участка усадочного дефекта для варианта № 4.

Важно обратить внимание на то, что исследуемая усадочная область смещена ближе к рабочей поверхности отливки. Данную особенность можно объяснить распрямлением массы металла относительно данного теплового узла. Если в предыдущих случаях, основная масса металла находилась ниже рассматриваемого участка, то тепловой узел смещался ближе к центру сечения стенки отливки. В данном случае основная масса металла находится сверху над тепловым узлом, что зеркально смещает его расположение и перемещает ближе к рабочей области отливки. Все это приводит к тому, что сама усадочная область для варианта № 4 имеет более увеличенные размеры, чем у вариантов № 2 и № 3, что является ещё одним отрицательным фактором для варианта №

4. Таким образом, наиболее оптимальным вариантом литейной технологии изготовления отливки в виде брони конусных дробилок КСД-2200, обеспечивающим минимальный объем усадочных раковин и их рациональное расположение в объеме отливки, является вариант № 2.

3.3 Выводы по главе

1. Впервые проведен анализ с помощью программного комплекса Statistica с применением функции Дерринжера-Суич для поиска рациональных значений компонентов химического состава ВМАС, сочетание которых с наибольшей надёжностью обеспечит достижение максимальных значений механических и эксплуатационных свойств отливок.
2. Впервые разработана компьютерная модель попарного взаимного влияния химических элементов ВМАС, представляющей собой многокомпонентную систему Fe-C-Mn-Si-Cr-Mo-Ni, на ее ударную вязкость.
3. Научно обосновано и подтверждено лабораторными исследованиями легирование ВМАС элементами Cr, Mo и Ni для создания стабильной аустенитной мелкозернистой структуры, которая обеспечивает достижение максимальных значений механических и эксплуатационных свойств отливок.
4. Показано, что достижение максимального значения ударной вязкости (КСУ) $29,4 \text{ кГс} \times \text{м/см}^2$ возможно для нового сплава ВМАС - Fe-1,1C-16Mn-0,8Si-1,3Cr-Mo-Ni с соотношением $\text{Mn/C} = 14,56$.
5. В результате компьютерного моделирования влияния технологических и конструктивных параметров литейного процесса изготовления отливок броней конусных дробилок КСД-2200 на основе сравнения четырех вариантов реализации литейной технологии установлено, что наиболее оптимальным вариантом литейной технологии изготовления отливки, обеспечивающим минимальный объем усадочных раковин и их рациональное расположение в объеме отливки, является вариант № 2.

ГЛАВА 4 НОВЫЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ И ТЕХНИЧЕСКИЕ РЕШЕНИЯ ПРИ ПРОИЗВОДСТВЕ ОТЛИВОК ИЗ ВМАС

В настоящей главе представлены результаты компьютерного моделирования влияния температурных режимов литья на формирование литой микроструктуры отливок с последующим верифицированием полученных результатов для нового сплава ВМАС. Результаты компьютерного моделирования явились основой для разработки технология производства конусных броней из ВМАС с мелкозернистой структурой, обеспечивающей достижение максимальных значений механических и эксплуатационных свойств отливок, что подтверждается Актом внедрения, представленного в Приложении А настоящей работы. Основное содержание главы опубликовано в работах [91, 93].

4.1 Влияние температурных режимов литья на формирование литой структуры ВМАС

В главе 3 в результате компьютерного моделирования определены рациональный химический состав ВМАС и конструктивные параметры литниковой системы отливки, что является необходимым условием получения качественных отливок, но недостаточным. При литье ВМАС температурные режимы литья являются одним из основополагающим фактором формирования литой структуры отливок, гарантирующей качество литейной продукции [59]. Известно, что, перегрев расплава до температур +1550 °С, позволяет обеспечить достаточные условия для удаления неметаллических включений, хотя одновременно с этим растет риск загрязнения стали ввиду высокого газопоглощения и агрессивности по отношению к огнеупорным материалам печи, ковша и формы. Повышенная температура литья также является причиной последующего роста аутенитного зерна и образования столбчатой структуры. Отливки с подобной структурой отличаются пониженной ударной

вязкостью, малой трещиностойкостью, хладноломкостью, снижением износостойкости. При этом отмечается появление горячих трещин, так как межзеренные границы высокомарганцевой стали часто являются плоскостями наибольшей слабости.

В этой связи определенный интерес представляют установленные в работе [18] количественные зависимости между температурой разливки и ударной вязкостью, пределом прочности, относительным удлинением (1.1)-(1.3), где установлено, что повышенный уровень механических свойств присущ отливкам, полученным при минимально допустимой температуре литья с учетом неизменности других факторов (соблюдении технологии, оптимальной толщине стенок отливки и др.). Это можно объяснить получением структуры с мелким зерном аустенита и минимумом ослаблений в виде фосфидных, оксисульфидных и других включений, а также равномерностью химического состава во всем объеме материала. Например, по данным [18], условный порог хладноломкости стали при снижении температуры разливки с +1470 до +1410 °С сдвигается с отметки -20 до -50 °С. Тем не менее, существуют обоснованные лимитирующие факторы применения данного подхода. Снижение температуры разливки ограничивает технологичность выплавки, а также возможности печной и внепечной обработки. Расплав, имеющий относительно низкую температуру, обладает повышенной вязкостью, что негативно сказывается на движении неметаллических включений при ковшевой обработке, что влечет за собой попадание их в тело отливки. Исходя из вышесказанного, целью настоящего исследования является определение оптимального температурного режима литья высокомарганцевой аустенитной стали с помощью виртуальной модели получаемой микроструктуры и ее верификации на реальных образцах.

Материалом, применяемым в данном исследовании, является новый состав стали с расширенным содержанием Mn и комбинированным легированием карбидообразующими элементами – Fe-1,1C-16Mn-0,8Si-1,3Cr-Mo-Ni. Для исследований применена модель процессов зарождения и роста аустенитных зерен, протекающих при заполнении формы и затвердевании

отливки. Так как при решении подобных задач необходимо наличие возможности управления входными параметрами модели для приравнивания шага расчетной ячейки к реальным размерам зерна, недостаточно полагаться на эмпирические модели соотношений, которые способны предсказать только микроструктурную шкалу длин и расстояний между ветвями дендритов. Поэтому расчет реализован с помощью метода «конечных элементов клеточного автомата» (Cellular Automaton Finite Element или CAFE), т.е. математической модели в виде однородной сетки работающих параллельно клеток, каждая из которых связана с соседними определёнными правилами взаимодействия. Имитационная модель позволяет учитывать термодинамические параметры заданных составов сплава и литейной формы (в данном случае Green Sand) для наиболее точного воспроизведения температурных полей в конкретных условиях [60, 61]. Преимущество данного метода исследований заключается в возможности корректировки ячейки до любого замера, а это значит, что область моделирования может быть настроена для изучения различных масштабов отливок, образцов и зерен, макро- и микроструктуры, что значительно повышает эффективность вычисления [62].

В условиях промышленного эксперимента приготовление расплава проводилось в трехфазной электродуговой сталеплавильной печи с переменным током и основной футеровкой ($MgO > 91\%$), обязательным выполнением операций десульфурации и дефосфорации. Используемые шихтовые материалы представлены в таблице 4.1.

Таблица 4.1 – Шихтовые материалы

Назначение	Материал
Металлошихта	Стальной углеродистый лом
Корректировка содержания Mn	FeMn78 (ГОСТ 4755-91), Mn95 (ГОСТ 6008-90)
Ввод Cr	FeCr010 (ГОСТ 4757-91)
Ввод Mo	FeMo6 (ГОСТ 4759-91)
Ввод Ni	H-4 (ГОСТ 849-2018)
Диффузионное раскисление	FeSi65 (ГОСТ 1415-93)

Контроль химического состава выполнялся с использованием спектрометра ДФС-500 в комплекте со стендом очистки аргона «СОАР-1» согласно ГОСТ Р 54153-2010.

Полученные образцы подвергались термической обработке по режиму высокотемпературной закалки на воду с температуры 1150 °С. Микроструктура была исследована с помощью оптической микроскопии с предварительным травлением реактивом на основе хлорного железа ($\text{FeCl}_3 \times 6\text{H}_2\text{O}$), персульфата аммония ($(\text{NH}_4)_2\text{S}_2\text{O}_8$), соляной кислоты (HCl) и воды. Ударную вязкость (КСУ, $\text{кгс} \times \text{м}/\text{см}^2$) определяли в соответствии с ГОСТ 9454-78 на образцах с U-образным концентратором при помощи маятникового копра МК-30А. Абразивная износостойкость оценивалась по потере массы образца, помещенного на автоматический шлифовально-полировальный станок АТМ SAPHIR 520 под нагрузкой 100 Н. В качестве абразива выступал алмазный шлифовальный диск CAMEO PLATINIUM I.

На первом этапе исследований были определены точки ликвидуса и солидуса для выбранного состава ВМАС с помощью расчетного модуля ProCAST Fraction Solid. На рис. 4.1 и 4.2 для сравнения представлены параметры точки ликвидуса для нового сплава Fe-1,1C-16Mn-0,8Si-1,3Cr-Mo-Ni и известной стали GX120Mn13 по стандарту EN1.3802, которая является аналогом стали 110Г13Л.

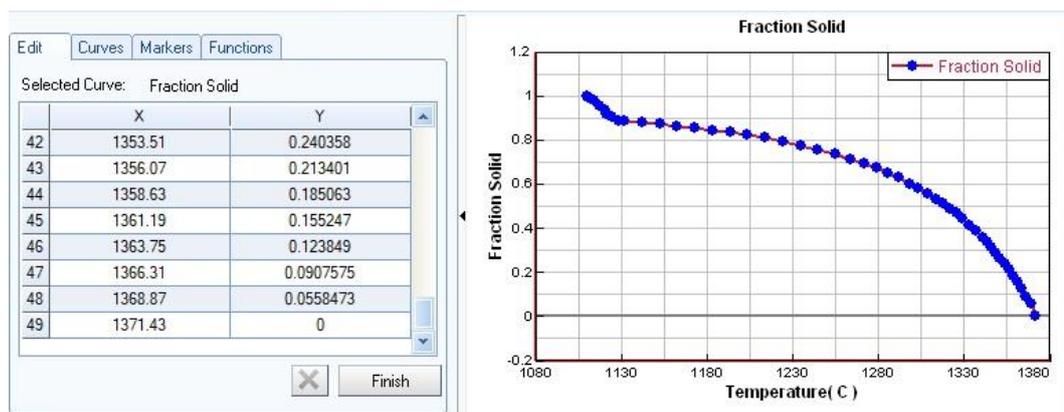


Рисунок 4.1 – Параметры точки ликвидуса для стали Fe-1,1C-16Mn-0,8Si-1,3Cr-Mo-Ni.

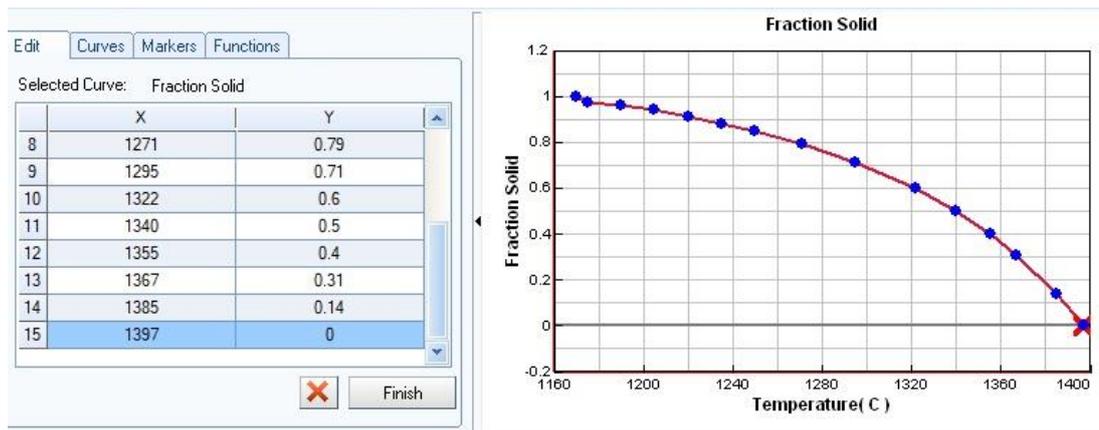


Рисунок 4.2 – Параметры точки ликвидуса для стали для стали GX120Mn13 (110Г13Л).

Согласно представленных расчетов точки ликвидуса для новой стали Fe-1,1C-16Mn-0,8Si-1,3Cr-Mo-Ni меньше и равна +1371 °С, а для стали GX120Mn13 - 1397 °С, поэтому температура литья для данных сталей будет соответственно равна для стали GX120Mn13 – +1440÷1480 °С, а для новой стали – +1410÷1440 °С.

Учитывая практический опыт изготовления стальных отливок, принято решение о повышении температурной отметки на +20 °С.

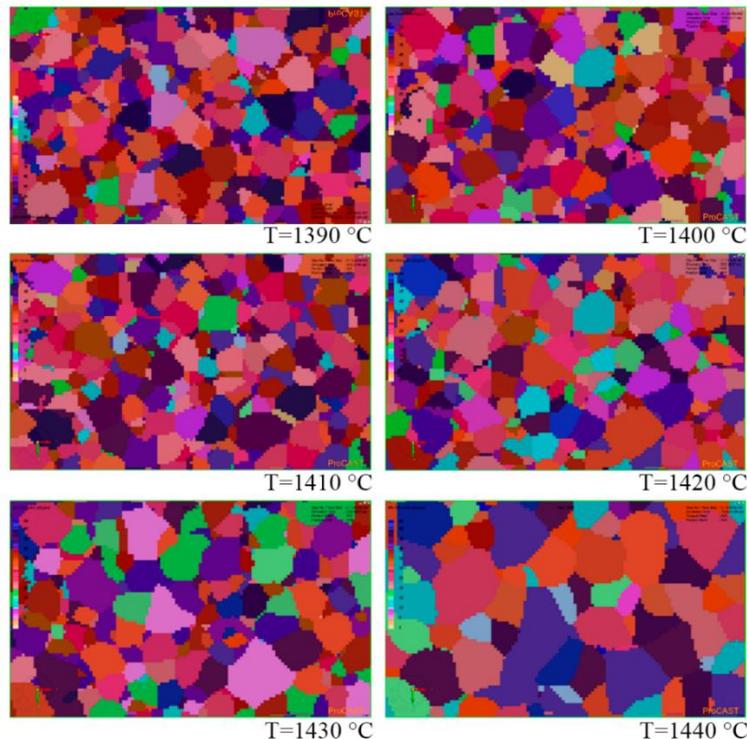


Рисунок 4.3 – Моделирование литой микроструктуры стали в интервале температур разливки 1390÷1440 °С (увеличение x100).

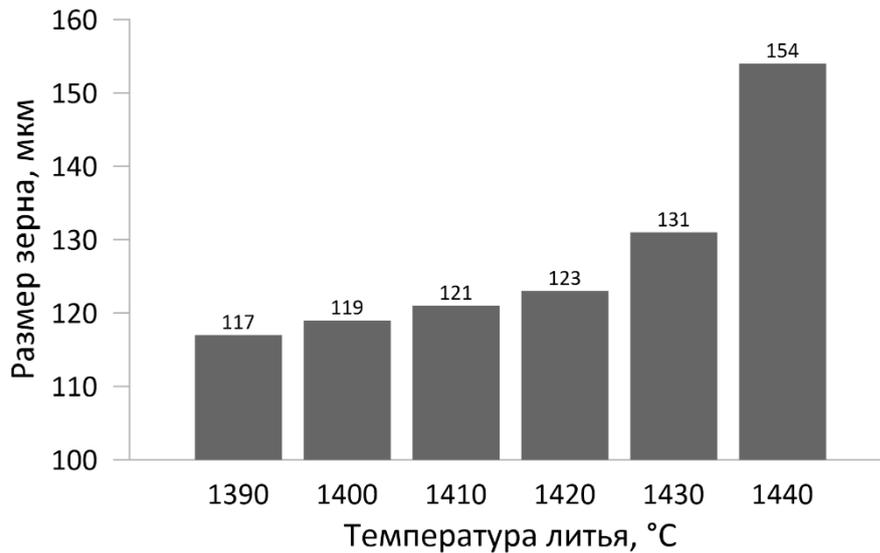


Рисунок 4.4 – Расчетный размер зерна в интервале температур разливки 1390-1440 °C.

Таким образом, моделирование структуры (рис. 4.3) и расчет прогнозируемого размера зерна (рис. 4.4) выполнены со стартовой отметки +1390 °C с шагом 10 °C для 6 контрольных точек.

Принимая во внимание незначительную разницу между прогнозными размерами зерна, полученными при температурах +1390 °C (117 мкм), +1400 °C (119 мкм) и +1410 °C (121 мкм), которая составляет 2-4 мкм, принято решение назначить минимальную температуру литья физических образцов равной +1410 °C, как наиболее технологичную для применения в реальных производственных условиях. Дополнительным ограничением здесь выступает возможность практической оценки и сопоставления размера зерна на реальных образцах с учетом погрешности измерения. По этим же соображениям из дальнейшего рассмотрения исключена отметка +1420 °C (123 мкм). В то же время для температуры литья +1430 °C разница в размере зерна с минимальным выбранным режимом составляет уже 10 мкм, что является уловимым промежуточным результатом. Также интерес представляет результат расчета (154 мкм) для крайней рассматриваемой точки +1440 °C.

Следовательно, верификация компьютерной модели осуществлялась по 3 показательным точкам путем изготовления нескольких (9 шт.) физических образцов из приготовленного расплава при назначенных температурах литья.

Результаты анализа усредненного химического состава данных образцов приведены в таблице 4.2.

Таблица 4.2 – Химический состав образцов, % (Fe – ост.).

Температура литья, °С	C	Mn	Si	Cr	Mo	Ni	S	P
1440	1,09	16,18	0,80	1,36	0,33	0,44	0,01	0,05
1430	1,11	16,37	0,80	1,42	0,36	0,38	0,01	0,02
1410	1,15	16,50	0,74	1,40	0,40	0,45	0,01	0,07

Таким образом, моделирование структуры (рис. 4.3) и расчет прогнозируемого размера зерна (рис. 4.4) выполнены со стартовой отметки +1390 °С с шагом 10 °С для 6 контрольных точек. Сравнение типичной металлографии контрольных образцов с моделью представлено на рис. 4.5.

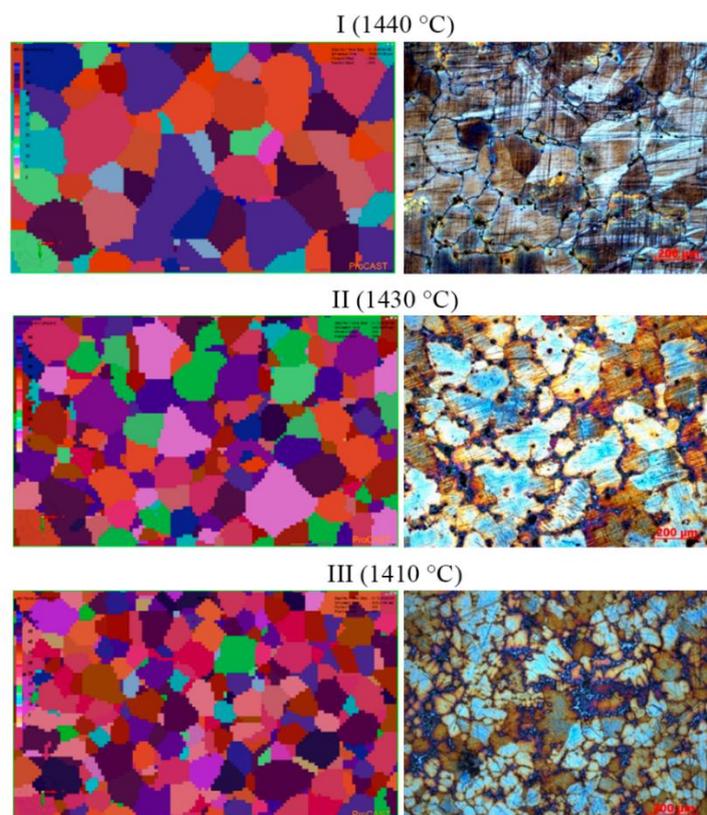


Рисунок 4.5 – Расчетные (справа) и экспериментальные (слева) параметры литой структуры новой стали для различных режимов литья: I - 1440 °С; II - 1430 °С; III - 1410 °С (увеличение x100).

Микроструктура образца **I** представляет собой зерна аустенита с включениями карбидов по границам зерен. Размер зерна аустенита в образце изменяется в пределах от 117 до 183 мкм со средним размером зерна 150 мкм, а размер карбидных включений составляет $15\div 67$ мкм со средним размером включений 31 ± 7 мкм), при этом доля карбидных включений составляет 1,0 %.

Микроструктура образца **II** представляет собой зерна аустенита с включениями карбидов по границам зерен и дендритных ячеек. Размер зерна аустенита в образце изменяется в пределах от 94 до 174 мкм (средний размер зерна 134 мкм), размер карбидных включений - от 3 до 12 мкм (средний размер включений 9 ± 6 мкм), а доля карбидных включений составляет 1,5 %.

Микроструктура образца **III** представляет собой зерна аустенита с включениями карбидов по границам зерен и дендритных ячеек. При больших увеличениях обнаруживаются небольшие области, состоящие из аустенита и пластинок (или иголок) карбидов, имеющих перлитоподобное строение, при этом аустенит не претерпевает превращение $\gamma \rightarrow \alpha$. Размер зерна аустенита в образце изменяется в пределах от 95 до 137 мкм (средний размер зерна 116 мкм), размер карбидных включений от 7 до 23 мкм (средний размер включений 16 ± 8 мкм), доля карбидных включений составляет 1,38 %.

Известно, что предпочтительной для получения высокого уровня свойств является микроструктура, обладающая наименьшим размером зерна. Данная взаимосвязь для нового состава ВМАС Fe-1,1C-16Mn-0,8Si-1,3Cr-Mo-Ni наглядно прослеживается по результатам испытания контрольных образцов при определении ударной вязкости и абразивной износостойкости (табл. 4.3) в контексте различных температур литья. Здесь необходимо отметить, что указанные результаты замера ударной вязкости согласуются с аналогичными, полученными в предыдущем исследовании рассматриваемой стали.

Таблица 4.3 – Результаты тестирования образцов.

Температура литья, °С	Средний размер зерна, мкм	Начальная масса, г	Конечная масса, г	Потеря массы, г	Относительное изменение массы, %	КСУ, $\text{кгс}\times\text{м}/\text{см}^2$
1440	150	71,43	67,53	3,9	5,46	23,3
1430	134	79,69	78,08	1,61	2,02	26,4
1410	116	69,18	67,93	1,25	1,81	28,3

Значимым этапом настоящего исследования является оценка сходимости результатов компьютерного моделирования и физического эксперимента. Для наглядного сопоставления результатов построен график (рис. 4.6).

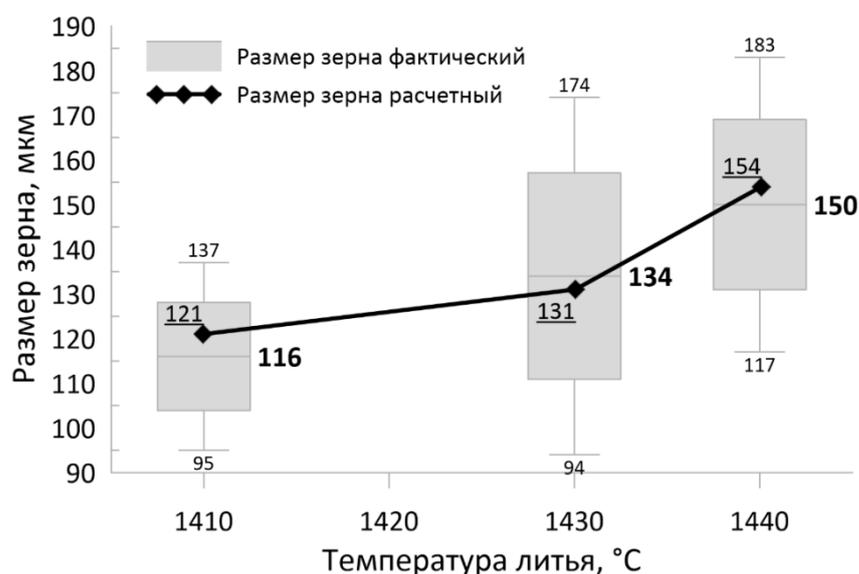


Рисунок 4.6 – Сопоставление расчетных и экспериментальных параметров литой структуры новой стали для различных режимов литья

На данном графике представлена зависимость между температурным режимом литья и размерными параметрами микроструктуры, при этом по физическим образцам указан средний размер зерна с присущим ему разбросом. Расхождение между размерами зерна, полученными с помощью модуля SAFE и в результате фактического измерения на образцах, составляет не более 4,0 %. Следовательно, расчетные данные достоверны в выбранном интервале температур.

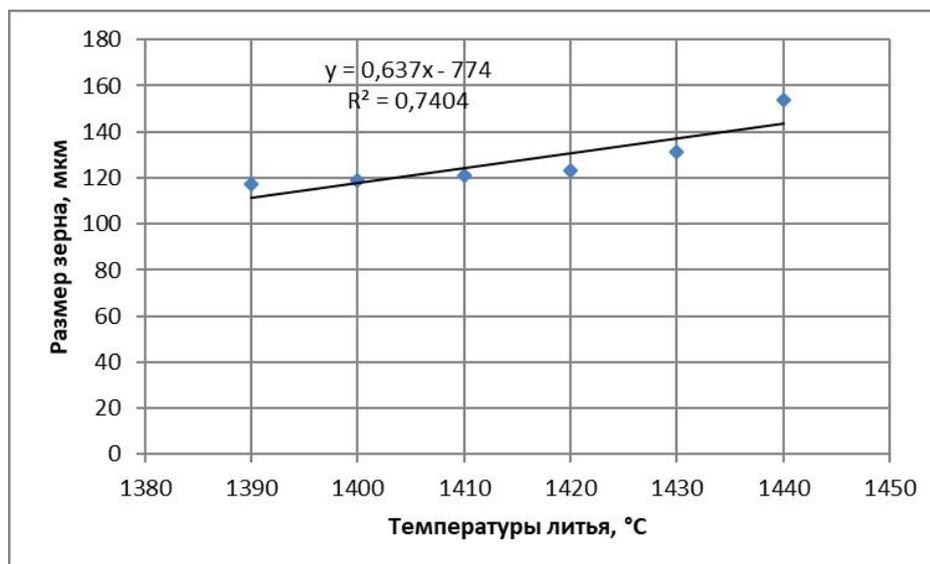


Рисунок 4.7 – Аппроксимация расчетных значений размеров зерна.

При этом возможно провести аппроксимацию значений графическим методом (рис. 4.7) и вывести линейное уравнение регрессии вида $y = f(x)$:

$$d_{GS} = 0,637T - 774, \quad (4.1)$$

где T – температура литья, °C;

d_{GS} – размер зерна (мкм).

Таким образом, полученная математическая зависимость позволяет с большой вероятностью ($R^2=0,74$) прогнозировать размер зерна, получаемый в отливках из стали Fe-1,1C-16Mn-0,8Si-1,3Cr-Mo-Ni в интервале температур разливки +1390÷1440 °C. На практике это означает, что, подставляя в формулу текущую температуру расплава, можно определить размерные параметры структуры и судить об уровне механических свойств изделия без использования сложного программного обеспечения. Поэтому рациональной температурой литья для ВМАС в данном случае является +1410 °C.

Следует отметить, что мелкозернистая структура, обладая меньшим сечением межзеренных границ и в последующем упрочняющаяся механизмом двойникования, является наиболее приемлемой, чем крупнозернистая с расширенными межзеренными границами, которые являются дополнительными ослаблениями ВМАС. Дислокационное скольжение механизма двойникования

структур является основным для измельчения зерна аустенита в процессе воздействия эксплуатационных нагрузок, в результате которых происходящая пластическая деформация способствует мартенситному упрочнению на поверхности контакта отливка – абразив. Воздействующие ударные нагрузки, приводят к распространению межкристаллитных трещин с их последующим объединением между собой. Продолжительно ударное воздействие расширяет раскрытие данных трещин, формируя кратер, который в дальнейшем разрушается частицами абразива. Вблизи пораженной поверхности происходит локальная рекристаллизация зерна, при которой в зоне удара возникает значительная разница в размерах зерна металлической матрицы, что ослабляет ее и негативно сказывается на ударной вязкости. Важно отметить и роль самих карбидов. В процессе контакта абразивных частиц с поверхностью, где происходит их скольжение, происходит разрушение верхнего слоя. Образование высокотвёрдых карбидов на поверхности контакта снижает негативное воздействие абразивных частиц [3, 40, 43, 63, 64].

Для анализа комплексного влияния элементов микролегирования, их концентрации и температурных режимов литья на новый состав ВМАС были проведены испытания образцов **I**, **II**, **III** и из стали Гадфильда 110Г13Л по ГОСТ 977-88, химический состав которого представлен в таблице 4.4, на абразивный износ и ударную вязкость.

Таблица 4.4 – Химический состав образца стали 110Г13Л для сравнительных испытаний, % (ост. Fe).

C	Mn	Si	Cr	Ni	S	P
1,13	13,18	0,80	0,6	0,22	0,01	0,047

Микроструктура сравнительного образца стандартной стали представлена на рис. 4.8 и обладает размерностью зерна аустенита от 300 до 1800 мкм, размером карбидных включений от 3 до 20 мкм и долей карбидных включений – 0,5 %.



Рисунок 4.8 – Микроструктура сравнительного образца из стали 110Г13Л (x100).

Результаты испытаний на абразивную износостойкость и определения ударной вязкости КСУ представлены в таблице 4.5.

Таблица 4.5 – Результаты испытаний на абразивный износ и ударную вязкость для образцов **I**, **II**, **III** и из стали 110Г13Л.

Образец	Начальная масса	Конечная масса	Потеря массы	Относительное изменение массы,	КСУ
	г			%	
I	71,43	67,53	3,9	5,5	23,3
II	79,69	78,08	1,61	2,0	26,4
III	69,18	67,93	1,25	1,8	28,3
110Г13Л	52,02	46,47	5,55	10,0	18,4

Приведенные данные с достаточной очевидностью свидетельствуют о значительной разнице, достигнутой в значениях таких ключевых показателей как абразивная износостойкость и ударная вязкость между образцами из новой ВМАС и из стали 110Г13Л. Так образец **III**, отлитый при пониженной температуре, обладает более высокой износостойкостью по сравнению с образцами **I** и **II**, и в сравнении с образцом из стали 110Г13Л его износостойкость повысилась 5,5 раз, а ударная вязкость – 1,5 раза.

Основываясь на представленных данных, можно сделать вывод о целесообразности применения описанного подхода к определению

оптимальной температуры литья высокомарганцевых аустенитных сталей. Расхождение между размерами зерна литой структуры на прогнозной модели и физических образцах не превышает 5 мкм (4,0 %). Экспериментально подтверждено, что рациональная температура расплава способствует формированию более мелкой микроструктуры, положительно сказывающейся на свойствах отливки: разливка металла при +1410 °С позволяет получить средний размер зерна 116 ± 21 мкм, минимальную потерю массы при контакте с абразивом (1,81 %) и высокую ударную вязкость (28,3 кГс×м/см²). Тогда как повышение температуры ведет к обратно пропорциональному изменению данных показателей.

Полученное линейное уравнение регрессии количественно описывает взаимосвязь температуры литья стали Fe-1,1C-16Mn-0,8Si-1,3Cr-Mo-Ni и получаемого размера зерна отливки, позволяя с высокой достоверностью предсказывать последний. Также данный опыт можно транслировать на другие сплавы с учетом их специфики при литье в разовые формы. Поддержание более низкой температуры жидкого металла может способствовать уменьшению расхода электроэнергии и износа футеровочных материалов.

4.2 Совершенствование технологии производства конусных броней из ВМАС

На основе проведенного компьютерного моделирования процесса литья отливки в виде конусной брони и верификации цифровой модели были установлены закономерности, которые были учтены при разработке и внедрении эффективной технологии в условиях литейном производстве ООО «Инжиниринг Строительство Обслуживание» филиала в г. Ачинск» для повышения механических и эксплуатационных свойств отливки из ВМАС, полученных методом фасонного литья. Последовательность технологического процесса получения данной отливки в разовой песчаной форме представлена на рис. 4.9.

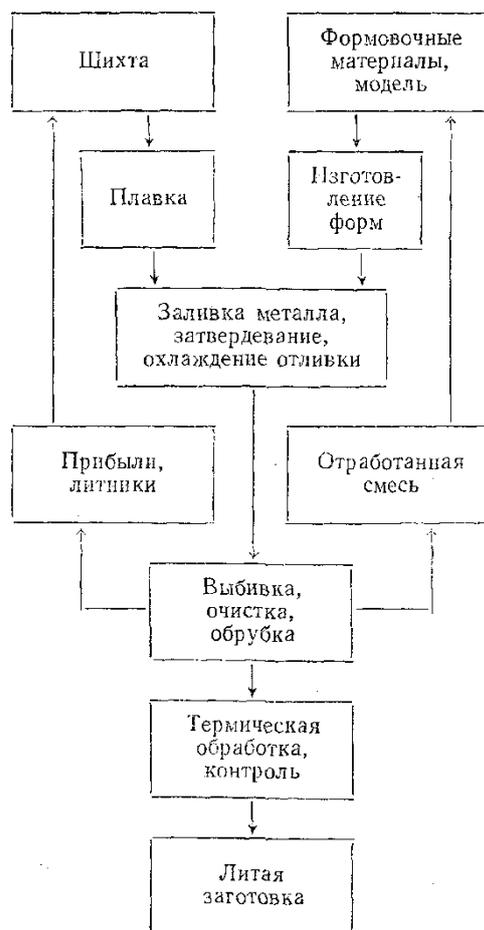


Рисунок 4.9 – Технологическая схема изготовления отливки из ВМАС [116].

Весь цикл изготовления отливки состоит из ряда основных и вспомогательных операций, осуществляемых как параллельно, так и последовательно в различных отделениях литейного цеха. Многообразные операции изготовления отливки условно можно разделить на следующие основные операции: выплавка ВМАС; изготовление литейной формы; заливка металла; охлаждение отливки и ее первичная обработка: выбивка, очистка, обрубка; термическая обработка и контроль качества.

Действующая технология литья отливки была скорректирована по следующим параметрам:

- 1) изменен химический состав ВМАС;
- 2) скорректирован состав шихты;
- 3) уменьшена температура литья;
- 4) изменена конструкция литейной оснастки.

Литье конусной брони дробилки из ВМАС новой марки Fe-1,1C-16Mn-0,8Si-1,3Cr-Mo-Ni происходило в литейном отделении ООО «Инжиниринг Строительство Обслуживание» филиала в г. Ачинск». Диапазон содержания элементов в ВМАС, % (Fe – ост.): 0,98–1,35 C; 11,88–16,41 Mn; 0,45–0,82 Si; 0,1–1,2 Cr; $\leq 0,02$ S; $\leq 0,05$ P. Состав металлозавалки включал в себя стальной лом, никель, молибден и известь загруженную на подину печи в количестве 1% от массы стального лома для лучшего шлакообразования.

Выплавку проводили в трехфазной электродуговой сталеплавильной печи с переменным током, технические характеристики приведены в таблице 4.6.

Таблица 4.6 – Технические характеристики печи ДПС.

Наименование параметра	Ед. изм.	Величина
Емкость печи	т	12
Мощность трансформатора	КВА	5000
Предел напряжения низкой стороны	В	278-115,5
Число ступеней	Ед.	12
Максимальный ток электродов	А	10400
Число фаз	Ед.	3
Частота тока	Гц	50
Диаметр электродов	мм	350

Футеровка печи была основной ($MgO > 91\%$), что позволило вести выплавку с осуществлением операций десульфурации и дефосфорации расплава. В качестве шихты использован стальной углеродистый лом. Корректировку по содержанию марганца производили FeMn78 (ГОСТ 4755–9) и Mn95 (ГОСТ 6008–90), хром введен в виде ферросплава FeCr010 (ГОСТ 4757–91). Диффузионное раскисление осуществлено FeSi65 (ГОСТ 1415–93), остаточное (глубинное) раскисление выполнено алюминием АВ91 (ГОСТ 295–98).

После выплавки сталь разливали в разовые песчаные формы диаметром 2300 мм и высотой 1500 мм. Состав формовочной смеси представлен в таблице

4.7. Магнезит $MgCO_3$, обладая химической нейтральностью к ВМАС, в качестве огнеупорного наполнителя позволяет избежать образования неметаллических включений в расплаве. В результате взаимодействия между оксидами железа и магния образуется магнезитоферрит ($MgO \cdot Fe_2O_3$), обладающий высокой температурой плавления ($+1750\text{ }^\circ\text{C}$), что обуславливает отсутствие жидкой фазы на поверхности раздела «металл–форма». Магнезитовые покрытия хорошо зарекомендовали себя при производстве отливок из высокомарганцевистой стали [58].

Таблица 4.7 – Состав наполнительной и облицовочной формовочных смесей, %.

Смесь	Кварцевой песок ЗКЗО2025 ГОСТ 2138-91	Магнезит ГОСТ 24862-81	Жидкое стекло М = 2,4 – 2,7 ГОСТ 13078-81	Едкий натр У = 1,42 – 1,50 г/см ³ ГОСТ 2263-79
Наполнительная	91,5 ÷ 91,0	-	8	0,5 ÷ 1,0
Облицовочная	-	92,5 ÷ 90,5	6,5 ÷ 7,5	1,0 ÷ 2,0

Свойства формовочных смесей представлены в таблице 4.8.

Таблица 4.8 – Свойства наполнительной и облицовочной формовочных смесей.

	Влажность, %	Прочность на сжатие сырого образца, кГс/см ²	Газопроницаемость, усл. ед.
Наполнительная	3,5 ÷ 6,0	0 ÷ 0,16	≥ 100
Облицовочная	3,5 ÷ 6,5	0,15 ÷ 0,35	≥ 80

При литье применялась новая конструкция литейной формы, изготовление которой происходило ручной формовкой. Последовательность процесса формовки представлено на рис. 4.10.



а



б



в

Рисунок 4.10 – Последовательность процесса формовки при изготовлении литейной формы:
а - донная часть с системой литейных каналов; б - форма низа; в - форма верх.

Новая конструкция литейной формы отличается разветвленной системой питателей с сифонным подводом, что обеспечивает равномерный подъем металла во всем объеме литейной формы и наилучшие условия для выхода газа.

После завершения операции плавления, были произведены технологические операции окислительного этапа, задачами которого являются:

- снижение содержания фосфора и серы;
- удаление растворенных в расплаве газов (азота и водорода), а также неметаллических включений;
- обеспечение достаточной окисленности металла для нормального протекания восстановительного периода;

- корректировка химического состава по содержанию молибдена.

Далее убирали полностью шлак и наводили новый окислительный шлак из следующей шлакообразующей смеси: извести СаО и плавикового шпата ФК92 (ГОСТ 7618-70). Расплав нагревали до температуры +1600°С подшлакового окисления. После получения жидкотекучего шлака делали присадку в ванну порцией смеси для окисления С, состоящей из железорудных окатышей 10 кг и извести 5 кг (из расчета на 1 тонну расплава). Для обеспечения равномерного и интенсивного кипения расплава при рудном кипении данные навески вводились в печь через каждые 10÷15 минут окислительного периода. Учитывая высокую температуру плавления Мо, корректировку по содержанию данного элемента производились при интенсивном рудном кипении ванны.

В период рудного кипения шлак должен оставаться пенистым и жидкоподвижным, чтобы самостоятельно сходить через порог рабочего окна печи. После завершения рудного кипения и подачи последней порции окислительной смеси провели чистое (безрудное) кипение в течение 10÷15 минут. Химический состав шлака окислительного периода представлен в таблице 4.9.

Таблица 4.9 – Состав шлака окислительного периода, %

CaO	SiO ₂	MnO	FeO	MgO	Al ₂ O ₃
46	16	7	20	8	3

После завершению окислительного периода приступали к восстановительному периоду выплавки, задачами которого являются:

- раскисление металла;
- доведение химического состава до заданного;
- удаление неметаллических включений;
- получения высокоосновного раскисленного шлака.

После удаления шлака окислительного периода наводили шлак восстановительного периода. Состав шлаковой смеси представлен в таблице 4.10.

Таблица 4.10 – Состав шлака восстановительного периода, %

CaO	SiO ₂	MnO	FeO	MgO	Al ₂ O ₃
46	16	7	20	8	3

После образования жидкоподвижного шлака восстановительного периода расплав нагревали до температуры +1620÷1630 °С. Шлак восстановительного периода предварительно был раскислен смесью из извести, плавикового шпата, молотого кокса (ГОСТ 3340) и молотого ферросилиция FeSi65 в количестве 0,5÷0,9% от массы жидкой ванны в соотношении 7:1:2:1 кг/т. После перемешивания в ванну вводили подогретый до температуры +600 °С феррохром марки FeCr010 ГОСТ 4757-91.

На следующем этапе плавки раскисляли шлак и проводили легирование марганцем при температуре расплава не менее +1630 °С.

Марганцевые ферросплавы FeMn78 (ГОСТ 4755-90) и FeMn95 (ГОСТ 6008-90) вводились в печь в четыре приёма в течение 40 минут. После каждой присадки марганцевых ферросплавов расплав перемешивали и обрабатывали шлак молотым коксом (1,5 кг/т) для восстановления Mn из шлака в расплав. По мере увеличения содержания Mn и C в расплаве температуры в печи снижали до +1480÷1500 °С.

После завершения процесса легирования в печь подавали раскислительную смесь для диффузионного раскисления, состоявшую из извести, плавикового шпата, молотого ферросилиция FeSi65 и молотого кокса в количестве 5 кг/т стали при соотношении 5:1:1:1 кг/т.

После завершения раскисления шлака восстановительного периода брались две пробы с интервалом 15 минут на определение химического состава

полученной стали. Результаты химического анализа проб представлены в таблице 4.11.

Таблица 4.11 – Результаты химического анализа проб № 1 и № 2, % (Fe ост.)

Проба	C	Mn	Si	Cr	Mo	Ni	S	P
№ 1	1,17	16,23	0,81	1,28	0,3	0,35	0,01	0,032
№ 2	1,15	16,27	0,78	1,28	0,3	0,35	0,01	0,032

Расплав выдерживали под раскисленным шлаком в течение 30 минут. Перед выпуском расплава из печи (рис. 4.11) и до выдачи металла в сталеразливочный ковш за 5 минут проводили остаточное раскисление алюминием АВ-91 (ГОСТ 295-98) в количестве 0,4 кг/т и силикокальцием СК25 (ГОСТ 4762-71) в количестве 1,5 кг/т. Температуры расплава в печи перед выпуском составляла +1490 °С.



Рисунок 4.11 – Выпуск металла из электродуговой печи ДСП.

Выдержка расплава перед заливкой литейной формы составила 9 минут. Температура заливки литейной формы (рис. 4.12) была равна +1410 °С, значение которой определили в главе 3.



Рисунок 4.12 – Заливка литейной формы.

Для проведения исследований по определению химического состава отливки и определения ее механических свойств после выплавки, сталь разливали в разовые песчаные формы для получения литых заготовок размерами 100×100×80 мм (рис. 4.13, 4.14).



Рисунок 4.13 – Общий вид литой заготовки для образцов



Рисунок 4.14 – Общий вид образца для определения ударной вязкости

Образцы прошли термическую обработку по следующему режиму: нагрев до $+300\text{ }^{\circ}\text{C}$, выдержка 2 ч; нагрев до $+700\text{ }^{\circ}\text{C}$, выдержка 3 ч; нагрев до $+1150\text{ }^{\circ}\text{C}$, выдержка 8 ч, помещение в закалочную среду (вода $+25\text{ }^{\circ}\text{C}$). Скорость нагрева в каждом интервале составляла $80\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{ч}$. Режим термообработки представлен на рис.4.15.

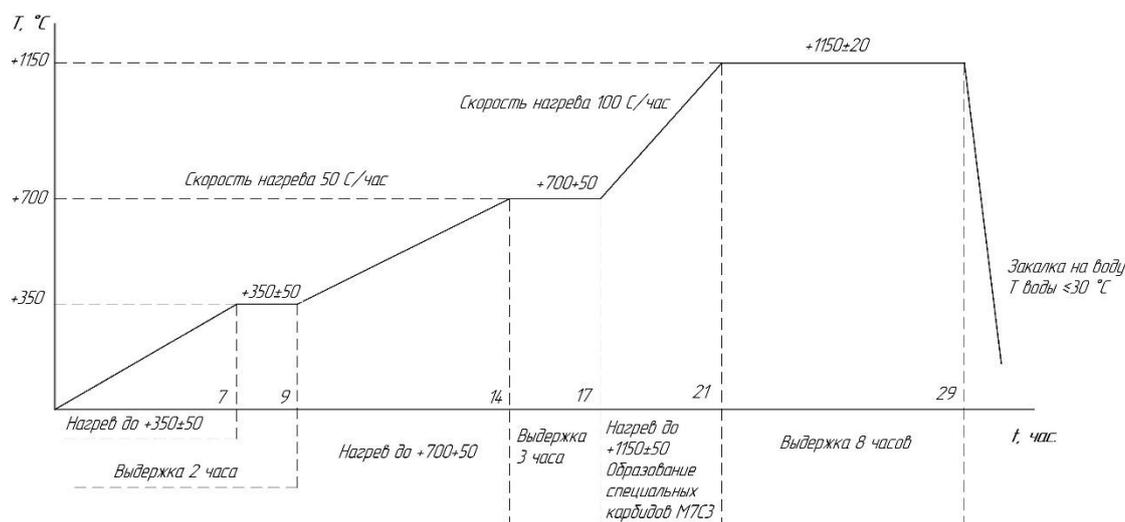


Рисунок 4.15 – График термической обработки образцов

Вырезку образцов из термообработанных заготовок на определение химического состава и ударной вязкости производили отрезным кругом по металлу А-24-S-BF на станке ВРН-20 без применения газопламенной аппаратуры, что позволило исключить перегрев образцов и их структурные изменения. Поэлементный состав образцов определяли в соответствии с ГОСТ Р 54153-2010 с использованием оптико-эмиссионного спектрометра ДФС-500 в комплекте со стендом очистки аргона «СОАР-1». Химический состав полученной отливки представлен в таблице 4.12.

Таблица 4.12 – Химический состав отливки, % (Fe ост.).

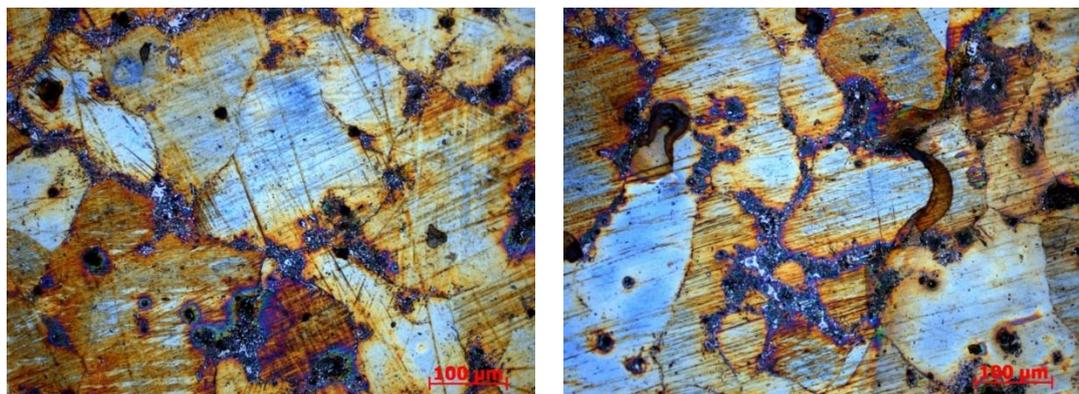
C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	S	P
1,19	16,23	0,91	1,28	0,35	0,20	0,01	0,032

Механические свойства, а именно ударную вязкость КСУ определяли по ГОСТ 9454-78 при комнатной температуре на образцах размерами 55x10x10 мм с U-образным надрезом-концентратором, имеющим радиус закругления 1 мм (рис. 4.11). Для получения значений КСУ использован копер маятниковый модели МК-30А с наибольшим запасом потенциальной энергии равным 30 Дж.

Механические свойства образцов полностью соответствовали целевым значениям, определённых как наиболее рациональные для конусной брони отливки и условий ее эксплуатации: ударная вязкость КСУ составляла 28,3 кГс×м/см², а твердость достигала значений 207 НВ.

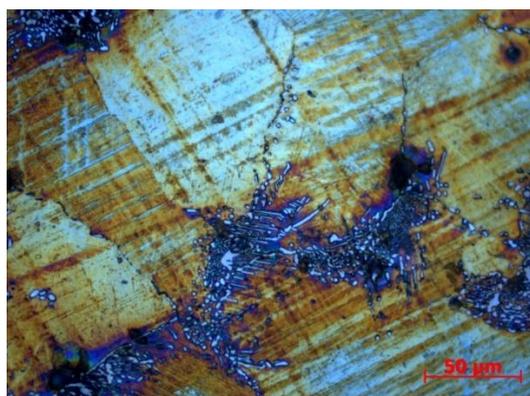
Механические свойства подтвердились металлографическими исследованиями. Микроструктура образца из стали системы Fe-1,1C-16Mn-0,8Si-1,3Cr-Mo-Ni представляет собой зерна аустенита с включениями карбидов по границам зерен. (рис. 4.16). При больших увеличения обнаруживаются небольшие области, состоящие из аустенита и пластинок (или иголок) карбидов, имеющих перлитоподобное строение, при этом аустенит не претерпевает $\gamma \rightarrow \alpha$ превращение.

Размер зерна аустенита в образце составляет от 109 до 182 мкм (средний размер зерна 146 ± 22 мкм), размер карбидных включений от 4 до 14 мкм (средний размер включений 7 ± 3 мкм), доля карбидных включений – 3,0 %.

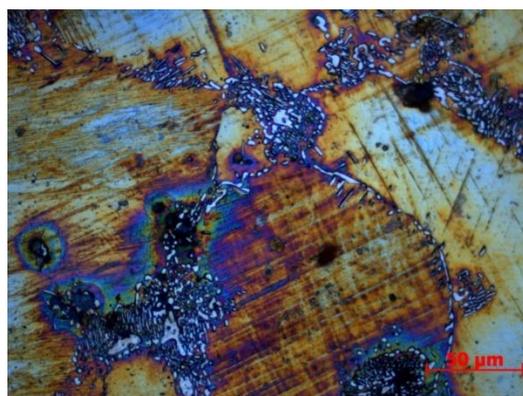


а

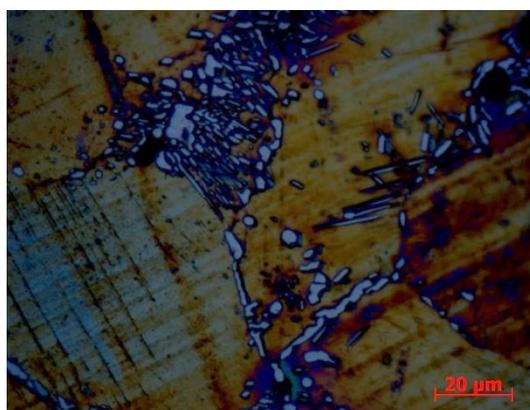
б



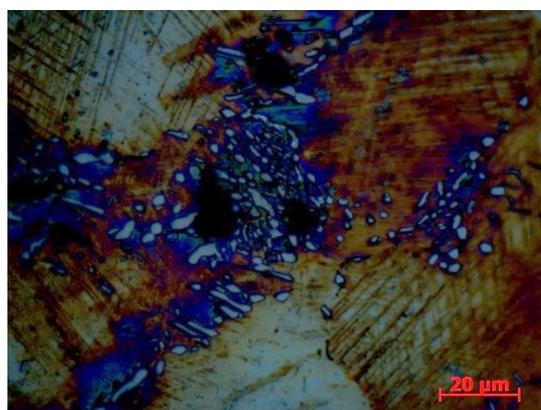
г



в



д



е

Рисунок 4.16 – Микроструктура образца из новой ВМАС при увеличениях : а, б – х 200; в, г – х 500; д, е – х 1000.

Результаты испытания на абразивный износ образцов из стали системы Fe-1,1C-16Mn-0,8Si-1,3Cr-Mo-Ni представлены в таблице 4.13.

Таблица 4.13 – Результаты испытания образцов на абразивный износ.

Начальная масса	Конечная масса	Потеря массы	Относительное изменение массы,
	г		%
77,19	73,64	3,55	4,6

Завершающим этапом изготовления конусной брони является ее механическая обработка, результат которой представлены на рис. 4.17, 4.18.



Рисунок 4.17 – Механическая обработка конусной брони на лоботокарном станке мод.1693.



Рисунок 4.18 – Обработанная поверхность отливки.

Промышленные испытания изготовленных отливок были проведены в условиях глиноземного производства на конусной дробилке КСД-2200, расположенной в отделении подготовки руды сырьевого цеха АО «РУСАЛ – Ачинск» ОК РУСАЛ. В результате проведенных испытаний было установлено, что разработанная технология литья отливки из нового химического состава ВМАС с позволили повысить нормативный срок службы рассматриваемых изделий на 56,25% (с 800 до 1250 машино-часов (рис. 4.19)), что подтверждается акте внедрения технических решений (Приложение – А) и в новом технологическом регламенте (Приложение – Б).

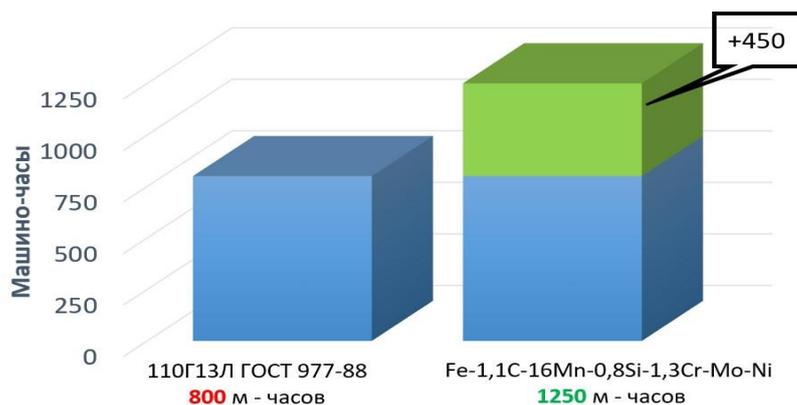


Рисунок 4.19 – Увеличения нормативного срока службы литых броней дробилок КСД – 2200, изготовленных по новой технологии

4.3 Выводы по главе

1. Разработана и верифицирована компьютерная модель влияния температурных режимов литья на формирование микроструктуры ВМАС нового сплава Fe-1,1C-16Mn-0,8Si-1,3Cr-Mo-Ni.

2. Разработана и внедрена новая технология литья конусной брони дробилки из новой ВМАС, обеспечивающая увеличение срока службы литых броней дробилок КСД – 2200 в 1,5 раза по сравнению с типовой сталью 110Г13Л.

3. Повышение эксплуатационных свойств отливки подтверждено проведенными исследованиями влияния конструктивных и технологических параметров при реализации новой технологии.

ОСНОВНЫЕ ВЫВОДЫ

1. Исследовано в программном комплексе Statistica с применением функции Дерринжера-Суич влияние варьирования концентраций легирующих элементов системы Fe-C-Mn-Si-Cr-Mo-Ni на формирование ударной вязкости КСУ отливки «броня конусная».

2. Установлено с применением программного комплекса ProCAST с помощью метода конечных элементов клеточного автомата CAFE и верифицировано в промышленных условиях, что при увеличении температуры литья отливки «броня конусная» из ВМАС с 1410 до 1440°C возрастает средний размер аутенитного зерна с 116 мкм до 150 мкм, что снижает ударную вязкость КСУ с 2,8 до 2,3 МДж/м² и вызывает увеличение потери массы образцов под действием абразивного износа с 1,8 до 5,5 %.

3. С помощью программного комплекса ProCAST определены формы и размеры усадочных дефектов в объеме отливки «броня конусная» при различных вариантах расположения элементов литниково-питающей системы, что позволяет прогнозировать усадочный процесс при разработке технологии литейной формы.

4. Научно обоснован и подтвержден в промышленных условиях новый состав ВМАС системы Fe-C-Mn-Si-Cr-Mo-Ni, который с наибольшей надёжностью обеспечивает достижение максимальных значений механических и эксплуатационных свойств отливки «броня конусная».

5. Разработан и внедрен новый технологический регламент для изготовления отливки «броня конусная», обеспечивающий повышение работоспособности металлургического оборудования в 1,5 раза, что подтверждается соответствующим актом внедрения.

6. Результаты исследований внедрены в учебный процесс Сибирского федерального университета и используются при обучении магистров по направлению 22.04.02 «Металлургия» и магистерской программе 22.04.02.07 «Теория и технология литейного производства цветных металлов и сплавов» и

аспирантов по специальности 2.6.3 – Литейное производство (технические науки).

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. ГОСТ 977-88. Отливки стальные. Общие технические условия. - М.: Изд.-во стандартов, 2004.
2. ГОСТ 21357-87. Отливки из хладостойкой и износостойкой стали. Общие технические условия. - М.: Изд.-во стандартов, 2002.
3. Chowdhury, P. On deformation behavior of Fe-Mn based structural alloys / P. Chowdhury, D. Canadinc, H. Sehitoglu // Materials Science and Engineering. - 2017. - P. 1-28.
4. Марочник сталей и сплавов. Марочник под редакцией В.Г. Сорокина. - М.: Машиностроение, 1989. - 609 с.
5. Эленгер, З. Производство отливок из специальных сталей. / З. Эленгер, К. Вебер. - Л.: Ленинград, 1960. - 50 с.
6. Филиппов, М.А. Износ и износостойкие материалы. / М.А. Филиппов, А.В. Макаров, О.Ю. Шешуков [и др.]. - НТИ (филиал) УрФУ, 2019. - 232 с.
7. Вдовин, К.Н. Выплавка высокомарганцевой стали в дуговой сталеплавильной печи. Технология. Сообщение 1 / К.Н. Вдовин, Н.А. Феоктистов, Е.В. Синицкий [и др.] // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. - 2015. - Том 58. - № 10. - С. 735 – 739.
8. Чайкин, В.А. Совершенствование технологии выплавки стали 110Г13Л методом переплава / В.А. Чайкин, К.Н. Вдовин, А.В. Чайкин, В.В. Колпаков. // Литейное и сварочное производство. Заготовительное производство в машиностроении. - 2019. - том 17. - № 4. -С. 147-154.
9. Лихолобов, Е.Ю. Повышение качества отливок из высокомарганцевой стали совершенствованием процесса ее выплавки и внепечной обработки: диссертация ... кандидата технических наук: 05.16.04 / Лихолобов Евгений Юрьевич. - Москва, 2012. - 149 с.
10. Шрамко, М.С. Разработка и внедрение технологии производства электростали с использованием отвального шлака металлического марганца:

диссертация ... кандидата технических наук : 05.16.02 / Шрамко Михаил Семенович. - Запорожье, 1984. - 178 с.

11. Суслов, А.А. Печи литейных цехов. / А.А. Суслов, О.А. Клыкова, И.А. Лупова. - Л.: ЛГТУ, 2014. - С. 4-47

12. Емельянова, А.П. Технология литейной формы. / А.П. Емельянова. - М.: Машиностроение, 1979. - 50 с.

13. Мирзаев, Д.А. Влияние металлургических факторов на механические свойства и износостойкость литых марганцевых сталей. / Д.А. Мирзаев, Ю.Д. Корягин, К.Ю. Окишев. // Известия Челябинского научного центра. - 1999. - Вып. 3. - С. 18-22.

14. Xiong, R. Effects of Si on the Microstructure and Work Hardening Behavior of Fe–17Mn–1.1C–xSi High Manganese Steels / R. Xiong, Y. Liu, H. Si, [etc] // The Korean Institute of Metals and Materials. - 2020. - P. 3891-2904.

15. Lindroosa, M. Crystal plasticity modeling and characterization of the deformation twinning and strain hardening in Hadfield steels. / M. Lindroosa, G. Cailletaudb, A. Laukkanena [etc] // Materials Science & Engineering. – 2018. – № 720. – P. 145 – 159.

16. Ayadi, S. Effect of heat treatments on the microstructure and wear resistance of a modified Hadfield steel / S. Ayadi, A. Hadji // Metallophysics and Advanced Technologies. – 2019. - № 41. – P. 607–620.

17. Mohammadnezhad, M. Effect of the Molybdenum on the Microstructural and Mechanical Properties of Hadfield Austenitic Manganese Steel. / M. Mohammadnezhad, V. Javaheri, M. Naseri. // The second International and the seventh joint conference of Iranian metallurgical engineering and Iranian foundry man scientific societies. - 2013. - P. 1-7.

18. Шульте, Ю.А. Металлургическая и горнорудная промышленность. / Ю.А. Шульте, А.И. Корнейчук, А.А. Шерстюк. - М.: Металлургия, 1971. -№ 2. - С. 48-50.

19. Давыдов, Н.Г. Высокомарганцевая сталь. / Н.Г. Давыдов. – М.: Металлургия, 1979. – 176 с.

20. Lu, Y. Predicting and Validating Multiple Defects in Metal Casting Processes Using an Integrated Computational Materials Engineering Approach: dissertation PHD: Y. Lu. - Ohio State University, 2019. -153 p.
21. Bhol, J. Comparative Study of Casting Simulation packages used in Foundries / J. Bhol, M. Selvan, T. Arun // International Journal of Latest Engineering and Management Research. - 2017. - № 2. - P. 58-61.
22. Rajkumar, I. Metal casting modeling software for small scale enterprises to improve efficacy and accuracy / I. Rajkumar, N. Rajini // Materials Today: Proceedings. -2021. - № 46. - P. 7866-7870.
23. Kukartsev, V. Features of Using Programs for Casting Processes Modeling / V. Kukartsev, I. Kaposhko, V. Kukartsev [etc] // Software Engineering Application in Informatics. - 2021. - № 1. - P. 23-30.
24. ГОСТ Р ИСО 14284-2009. Сталь и чугун. Отбор и подготовка образцов для определения химического состава. - М.: Стандартиформ, 2010.
25. ГОСТ 12344-2003. Стали легированные и высоколегированные. Методы определения углерода. - М.: Стандартиформ, 2008.
26. ГОСТ 9147-80. Посуда и оборудование лабораторное фарфоровое. Технические условия. - М.: Стандартиформ, 2011.
27. Jafarian, H.R. The influence of austenitization temperature on microstructural developments, mechanical properties, fracture mode and wear mechanism of Hadfield high manganese steel / H.R. Jafarian, M. Sabzi, S.H. Mousavi [etc] // Journal of materials research and technology. - 2021. - № 10. - P. 819-831.
28. ГОСТ 9454-78. Металлы. Метод испытания на ударный изгиб при пониженных комнатных и повышенных температурах. - М.: Издательство стандартов, 1994.
29. ГОСТ 17367-71. Металлы. Методы испытания на абразивное изнашивание при трении о закрепленные абразивные частицы. - М.: Издательство стандартов, 1972.
30. ГОСТ 9012-59. Металлы. Метод измерения твердости по Бринеллю. - М.: Стандартиформ, 2007.

31. ГОСТ 23409.5-86. Пески формовочные, смеси формовочные и стержневые. Метод определения влаги. - М.: Издательство стандартов, 1986.
32. ГОСТ 23409.7-78. Пески формовочные, смеси формовочные и стержневые. Методы определения прочности при сжатии, растяжении, изгибе и срезе. - М.: Издательство стандартов, 1986.
33. ГОСТ 23409.6-78. Пески формовочные, смеси формовочные и стержневые. Метод определения газопроницаемости. - М.: Издательство стандартов, 1985.
34. ГОСТ 7502-98. Рулетки измерительные металлические. Технические условия. - М.: Стандартиформ, 2006.
35. ГОСТ 166-89. Штангенциркули. Технические условия. – М.: Издательство стандартов, 2003.
36. ГОСТ 427-75. Линейки измерительные металлические. Технические условия. - М.: Стандартиформ, 2007.
37. ГОСТ 8233-56. Сталь. Эталоны микроструктуры. - М.: Издательство стандартов, 2004.
38. ГОСТ 5639-82. Сталь и сплавы. Методы выявления и определения величины зерна. - М.: Издательство стандартов, 2003.
39. Lindroosa, M. Crystal plasticity modeling and characterization of the deformation twinning and strain hardening in Hadfield steels. / M. Lindroosa, G. Cailletaudb, A. Laukkanena [etc] // Materials Science & Engineering – 2018. – № 720. – P. 145–159.
40. Chen Chen, Wear behavior and the corresponding work hardening characteristics of Hadfield steel / C. Chen, B Lu, H. Ma, [etc] // Tribology International. – 2018. - № 121. – P. 389–399.
41. Горленко, Д.А. Влияние легирования феррохромом на химический состав и морфологию карбидной фазы стали Гадфильда / Д.А. Горленко, И.В. Михалкина, Н.А. Феоктистов // Технологии металлургии, машиностроения и материалобработки. – 2020. - № 19. – С. 101-106.

42. Колокольцев В.М., Исследование механизмов абразивного и ударно-абразивного изнашивания высокомарганцевой стали. / В.М. Колокольцев, К.Н. Вдовин, В.П. Черепанов [и др.] // Вестник МГТУ им. Г.И. Носова. – 2017. – Том 15. - № 2. – С. 54-62.

43. Varela, L.B. Roller crushers in iron mining, how does the degradation of Hadfield steel components occur / L.B. Varela, T. Gustavo, M. Masoumi [etc] // Engineering Failure Analysis. – 2021. - № 122. – P. 1–18.

44. Bukzem, A.L. Optimization of carboxymethyl chitosan synthesis using response surface methodology and desirability function. / A.L. Bukzem, R. Signinia, D.M. dos Santosa [etc] // International Journal of Biological Macromolecules. – 2016. – № 85. – P. 615-624.

45. Williams, B.A. Surrogate model selection for design space approximation and surrogatebased optimization. / B.A. Williams, S. Cremaschi // Computer aided chemical engineering. – 2019. – № 47. - P. 353-358.

46. Вдовин, К.Н. Механизм ударно-абразивного изнашивания высокомарганцевой стали. / К.Н. Вдовин, В.П. Черепанов, В.М. Колокольцев [и др.] // Вестник МГТУ им. Г.И. Носова. – 2018. - № 2. – С. 51-64.

47. Lencinaa, R. Assessing wear performance of two high-carbon Hadfield steels through field tests in the mining industry./ R. Lencinaa, C. Calettia, K. Brunellib [etc] // Procedia Materials Science. - № 9. – С. 358-366.

48. Xiangji, Li Study on grain refinement of copper-based liner by vacuum gradient heat treatment process using response surface methodology. / Li Xiangji, Xu Meng, Jiahui Wang [etc] // Journal of Materials Research and Technology. – 2021. - № 15. – С.2345 – 2354.

49. Olugbenga, Ogunbiyi Optimization of spark plasma sintering parameters of Inconel 738LC alloy using response surface methodology (RSM). / Olugbenga Ogunbiyi, Tamba Jamiru, Rotimi Sadiku, [etc] // International Journal of Lightweight Materials and Manufacture. – 2020. - № 3. – P. 177 – 188.

50. Sura Jasem Mohammed Breig Response surface methodology: A review on its applications and challenges in microbial cultures. / Sura Jasem Mohammed Breig, Khalid Jaber Kadhum Luti. // *Materials Today: Proceedings.* – 2021. – № 42. – P. 2277 – 2284.

51. Elif Eker Kahveci Hydrogen PEMFC stack performance analysis through experimental study of operating parameters by using response surface methodology (RSM). / Elif Eker Kahveci, Imdat Taymaz. // *International Journal of Hydrogen Energy.* – 2021. - № 7. – P. 1–11.

52. Jankovic, A. Designing the design of experiments (DOE) – An investigation on the influence of different factorial designs on the characterization of complex systems./ Jankovic A., Chaudhary G., Goia F.// *Energy & Buildings.* - 2021. - № 250. - P. 1-17.

53. Balasubramania, M. Application of Box–Behnken design for fabrication of titanium alloy and 304 stainless steel joints with silver interlayer by diffusion bonding. / M. Balasubramania. // *Materials & Design.* - 2015. -№ 77. - P. 161-169.

54. Mathivanan, K. Optimization and prediction of AZ91D stellite-6 coated magnesium alloy using Box Behnken design and hybrid deep belief network. / Mathivanan K., Thirumalaikumarasamy M., Ashokkumar S. // *Journal of Materials Research and Technology.* - 2021. - № 15. - P. 2953-2969.

55. Wang, M. Box-behnken design to enhance the corrosion resistance of plasma sprayed Fe-based amorphous coating. / M.Wang, Z. Zhou, Q. Wang, Y. Liu. // *Results in Physics.* - 2019. - № 15. - P. 1-10.

56. Sitholie, C. Process knowledge for improving quality in sand casting foundries: A literure review./ Sinthole C., Nyembwe K., Olubambi P.// *Procedia Manufacturing.* -2019. -№ 35. - P. 356-360

57. Giannetti, C. Knowledge management and knowledge discovery for process improvement and sustainable manufacturing: a foundry case study/ Giannetti C., Ransing R., Ransing M. [etc]// *Sustainable Design and Manufacturing.* - 2014. - P. 554-565

58. Мамина, Л.И. Формовочные материалы / Л.И. Мамина, Б.А. Кулаков. - К.: Красноярск СФУ, 2011. - 287 с.
59. Ridgeway, C. Prediction of location specific mechanical properties of aluminum casting using a new CA-FEA (cellular automaton-finite element analysis) approach./ Ridgeway C., Gu C., Rippling K. // Materials and Design. - 2020. – № 194. - P. 1-14.
60. Xuewei, Y. Multi-scale modeling of liquid-metal cooling directional solidification and solidification behavior of nickel-based superalloy casting. / Xuewei Y., Xu Q., Qingyan X., Guoqiang T. // Journal of Materials Science and Technology. - 2021. - № 67. - P. 36-39.
61. Chen, Z. Numerical Simulation on Solidification Structure of 30Cr2Ni4MoV Steel Under Different Temperature Gradient Using Procast Software. / Chen Z., Zhang J. // CFD Modeling and Simulation in Material Processing. - 2018. - P. 3-8.
62. Hou. Y. Effect of Nb Addition on Dendrite Growth and Equiaxed Grain Ratio of Fe-20 Pct Cr High-Purity Ferritic Stainless Steel. / Hou Y., Li S., Cheng G. // Metallurgical and materials transactions. - 2018. - № 49. - P.5445 – 5457.
63. Гиннэ С.В. Материаловедение / С.В. Гиннэ. - К.: Красноярск СИБГТУ, 2017. - 276 с.
64. Chen, C. Strain hardening and nanocrystallization behaviors in Hadfield steel subjected to surface severe plastic deformation. / Chen C., LV B., Feng X., Zhang F., Beladi H. // Materials Science and Engineering. - 2018. - № 729. - P. 178-184.
65. Bleck W. Physical metallurgy of hight manganese steels. / Bleck W., Haase C. // Metals. - 2019. -№ 9. - P. 1-4
66. Kaar, S. Effect of Manganese on the Structure-Properties Relationship of Cold Rolled AHSS Treated by a Quenching and Partitioning Process. / Kaar S., Krizan D., Schnerider R. // Metals. - 2019. - № 9. - P. 1-15.
67. Amini, K. The Effect of Silicon Percentage and Shot Peening Operation on Mechanical Properties of Hadfield Steel Containing 17% Manganese. / K. Amini

// Protection of metals and physical chemistry of surface. - 2021. - № 57. - P. 589-596.

68. Gorlenko, D. Mechanisms of cast structure and stressed state formation in Hadfield steel. / D. Gorlenko, K. Vdovin, N. Feoktistov // China foundry. - 2016. - № 6. - P 433-442.

69. El Fawkhry M. Feasibility of new ladle-treated Hadfield steel for mining purposes. / El Fawkhry M. // International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials. - 2018. - № 3. -P. 300-309.

70. El Fawkhry M. Modified Hadfield steel for castings of high and low gouging applications. / El Fawkhry M. // International Journal of Metalcasting. - 2021. - № 15. - P. 613-624.

71. Chen H. Effects of impact energy on the wear resistance and work hardening mechanism of medium manganese austenitic steel. / Chen H., Zhao D., Wang Q. [etc] // Tsinghua university press. - 2017. - № 5. - P. 447-454.

72. Torabi S. Investigation the effect of manganese content on the properties of high manganese austenitic steel. / Torabi S., Amini K., Naseri M. // Advanced design and manufacturing technology. - 2017. - № 1. - P. 75-83.

73. Rodrigo L. Assessing wear performance of two high-carbon Hadfield steels through field tests in the mining industry. / Rodrigo L., Caletti C., Brunelli K. [etc]. // Procedia Materials Science. - 2015. - № 9. - P. 358-366.

74. Ayadi, S. Microstructure and wear behavior of a Cr-Mo-Nb alloyed manganese steel. / Ayadi S., Hadji A., Haker K. [etc]. // Journal of Materials Research and Technology. - 2020. - № 9. - P. 11545–11562.

75. Lychagin, D. Deformation and wear of Hadfield steel single crystals under dry sliding friction. / Lychagin D., Phillipov A., Novitskays O. // Wear. - 2022. - № 488-489. - P. 1-14.

76. Zambrano, O. A Review on the Effect of Impact Toughness and Fracture Toughness on Impact-Abrasion Wear. / Zambrano O. // Journal of Materials Engineering and Performance. - 2021. - № 30. - P. 7101-7116.

77. Lynn S. A comparison between predictive modelling approaches for spirally reinforced composite catheter tubing using Classical Statistical DOE and a Custom DOE Design. / Lynn S., Tanner D., Ryan A. // *Proceedings Manufacturing*. - 2020. - № 51. - P. 967 – 974.

78. Alcantar-Mondragón N. Effect of PWHT on the dissolution of δ -ferrite in the welded joint of 12Cr–1Mo steels for steam turbines. / Alcantar-Mondragon N., Calderon-Reyes F., Garcia-V. // *Journal of Materials Research and Technology*. – 2021. – № 10. – P. 1262-1279.

79. Gurol, U. Effect of carbon and manganese content on the microstructure and mechanical properties of high manganese austenitic steel. / Gurol U., Kurnaz C. // *Journal of mining and metallurgy section B: Metallurgy*. - 2020. - № 56. - P. 171-182.

80. Dezfoli A. Modeling of poly-crystalline silicon ingot crystallization during casting and theoretical suggestion for ingot quality improvement. / Dezfoli A., Hwang W., Augusto J. // *Materials Science in Semiconductor Processing*. - 2016. - № 53. - P. 36-46.

81. Abdullin A. New capabilities of the ProCast 2017 Software in simulating casting processes. / Abdullin A. // *Metallurgist*. - 2017. - № 61. - P. 433-438.

82. Zhong H. Influences of superheat and cooling intensity on macrostructure and macrosegregation of duplex stainless steel studied by thermal simulation. / Zhong H., Chen X., Liu Y. // *Iron steel*. China iron and steel research institute group. - 2021. - № 28. - P. 1125-1132.

83. Zhang F. Simulation of the Composition and Cooling Rate Effects on the Solidification Path of Casting Aluminum Alloys. / Zhang F., Zhang C., Lu S., Chen S., Cao W. // *Phase Equilib. Diffus.* - 2020. - № 41. - P. 793 - 803.

84. Dong X. Effect of casting temperature on continuously-cast bearing steel GCR15 billet structure formation. / Dong X., Liu H., Peng C., Pei Z. // *Metallurgist*. - 2017. - № 61. - P. 19 -25.

85. Арапов, С.Л. Применение математической статистики для повышения ударной вязкости отливок из стали Гадфильда / С.Л. Арапов, С.В. Беляев, А.А. Косович [и др.] // *Металлург* – 2022 - № 9, сентябрь - С. 55–61.

86. Арапов, С.Л.. Цифровой эксперимент как метод повышения механических свойств стали Гадфильда / С.Л. Арапов, С.В. Беляев, А.А. Косович [и др.] // *Черные металлы* - 2022. – № 10. - С 45-51.

87. Арапов, С.Л. Цифровая обработка данных как инструмент оптимизации химического состава стали / С.Л. Арапов, С.В. Беляев, А.А. Косович [и др.] // *Сборник тезисов докладов XI Международной научно-практической конференции «Прогрессивные литейные технологии», «НИТУ«МИСиС», г. Москва, 9 – 11 ноября 2022 года / Под редакцией проф. В.Д. Белова и доц. А.В. Колтыгина — М.: МИСиС, 2022 - С. 405-409.*

88. Арапов, С.Л. Разработка компьютерной модели влияния Si на ударную вязкость высокомарганцевой стали / С.Л. Арапов, С.В. Беляев, А.А. Косович [и др.] // *Сборник тезисов докладов LVIII международной научно-практической конференции «Вопросы технических и физико-математических наук в свете современных исследований», «СибАК», г. Новосибирск, 30 декабря 2022 года / Под редакцией проф. С.М. Ахмедова – Н.: СибАК, 2022 –С. 82-87.*

89. Арапов, С.Л. Графическая модель влияния молибдена на ударную вязкость высокомарганцевой стали системы Fe-C-Mn-Si-Mo / С.Л. Арапов, С.В. Беляев, А.А. Косович [и др.] // *Сборник тезисов докладов международной научно-практической конференции «Современные научные подходы в фундаментальных и прикладных исследованиях», ГНИИ «Нацразвитие», г. Санкт-Петербург, 16 декабря 2022 года / - СПб.: ГНИИ «Нацразвитие», 2022 – С. 41-43.*

90. Арапов, С.Л.. Разработка цифровой модели литейного процесса изготовления деталей горно-обоганительного оборудования / С.Л. Арапов, С.В. Беляев, А.А. Косович [и др.] // *Сборник тезисов докладов XI Международной научно-практической конференции «Прогрессивные литейные технологии»,*

«НИТУ«МИСиС», г. Москва, 9 – 11 ноября 2022 года / Под редакцией проф. В.Д. Белова и доц. А.В. Колтыгина — М.: МИСиС, 2022 - С. 400-404.

91. Арапов, С.Л.. Разработка цифровой модели влияния режимов литья на формирование микроструктуры стали / С.Л. Арапов, С.В. Беляев, А.А. Косович [и др.] // Сборник тезисов докладов XI Международной научно-практической конференции «Прогрессивные литейные технологии», «НИТУ«МИСиС», г. Москва, 9 – 11 ноября 2022 года / Под редакцией проф. В.Д. Белова и доц. А.В. Колтыгина — М.: МИСиС, 2022 - С. 395-399.

92. Арапов, С.Л. Разработка компьютерной модели литейного процесса изготовления деталей горно-обоганительного оборудования / С.Л. Арапов, С.В. Беляев, А.А. Косович [и др.] // Литейщик России. - 2023. - № 1. –С. 15-17.

93. Арапов, С.Л. Разработка цифровой модели влияния режимов литья на формирование микроструктуры стали / С.Л. Арапов, С.В. Беляев, А.А. Косович [и др.] // Литейщик России. - 2023. - № 1. –С. 32-34.

94. Arapov S. Application of mathematical statistics to improve Hadfield steel casting impact strength / Arapov S., Belyaev S., Kosovich A [etc]. // Metallurgist. - 2023. - № 66. – P. 1083-1091.

95. Вдовин, К.Н. Обзор результатов исследования стали Гадфильда. / К.Н. Вдовин, Н.А. Феоктистов, Д.А. Горленко [и др.] // Технологии металлургии, машиностроения и материалобработки. – 2018. - № 17. – С. 80-90.

96. Коршунов, Л.Г. Влияние алюминия на структурные превращения и износостойкость стали Гадфильда при трении. / Л.Г. Коршунов, Н.Л. Черненко // Физика металлов и металловедение. – 2018. – Том 119. - № 7. – С. 746-752.

97. Вдовин, К.Н. Изучение влияния азотированного феррованадия на параметры микроструктуры литых изделий из стали Гадфильда. / К.Н. Вдовин, О.А. Никитенко, Н.А. Феоктистов [и др.] // Литейщик России. – 2018. - № 3. – С. 23-37.

98. Марукович, Е.И. Динамическое легирование высокомарганцевой стали. / Е.И. Марукович, С.М. Ушеренко, А.А. Андрушевич [и др.] // Литье и металлургия. – 2020. - № 2. – С. 69-74.

99. Михалкина, И.В. Современные технические решения повышения эксплуатационных свойств отливок из стали марки 110Г13Л. / И.В. Михалкина, Д.Ю. Бычков, Б.Н. Мамедов [и др.] // Технологии металлургии, машиностроения и материалобработки. – 2019. - № 18. – С 72-81.

100. Попова, Н.А. Механизмы упрочнения и особенности стадийности деформации в высокомарганцевой аустенитной стали Гадфильда. / Н.А. Попова, А.А. Клопотов, Е.Л. Никоненко [и др.] // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. – 2022. – Том 19. - № 4. – С. 423-436.

101. Белоусов, Г.С. Свойства железомарганцевого аустенита, легированного азотом до сверхравновесных концентраций. / Г.С. Белоусов // Проблемы черной металлургии и материаловедения. – 2021. - № 2. – С. 56-59.

102. Устройство печи ИТП. [Электронный ресурс]. – Режим доступа : <https://www.sodnal.org/catalog/induktsionnye-plavilnye-pechi/induktsionnye-plavilnye-pechi-serii-ist-dlya-plavki-chernykh-i-tsvetnykh-metallov/>.

103. Электромагнитная циркуляция расплава. [Электронный ресурс]. – Режим доступа : <https://azbukametalla.ru/entsiklopediya/v/vikhrevye-toki.html>.

104. Компоновка оборудования печи ДСП. [Электронный ресурс]. – Режим доступа : https://www.comterm.ru/about_us_ru/press_ru/index.php?ELEMENT_ID=2301.

105. Моделирование процесса литья. [Электронный ресурс]. – Режим доступа : <https://de.m.wikipedia.org/wiki/Gie%C3%9Fprozess-Simulation>.

106. Ravi B. Casting simulation – best practices. / Ravi B. // Enginiring. – 2010. - №58. – Р. 1-11.

107. Шлифовальный станок 3E881. [Электронный ресурс]. – Режим доступа : <https://flagma.ua/stanok-polirovalno-shlifovalny-dlya-obrazcov-04060010.html>.

108. Эмиссионные оптические спектрометры ДФС-500. [Электронный ресурс]. – Режим доступа : <https://okb-spectr.ru/products/spectrometers/dfs500>.

109. Эмиссионные оптические спектрометры МСАИV5. [Электронный ресурс]. – Режим доступа : <https://www.spectr-lab.ru/catalog/nastolnye-spektrometry/spektrometr-emissionnyu-msaii-v5/>.

110. Микроскоп Метам РВ-21. [Электронный ресурс]. – Режим доступа : <https://pribori24.ru/prod/mikroskop-metallograficheskij-lomo-metam-rv-21/>.

111. Микроскоп Observer.A1m, Carl Zeiss. [Электронный ресурс]. – Режим доступа : <https://all-pribors.ru/opisanie/57061-14-axio-observer-a1m-60957>.

112. Копер маятниковый модели МК-30А. [Электронный ресурс]. – Режим доступа : <https://rscim.ru/produkcija/mayatnikovie-kopri/mk-30a>.

113. Автоматический шлифовально-полировальный станок АТМ SAPHIR 520. [Электронный ресурс]. – Режим доступа : <https://www.qatm.ru/ru/products/grinding-polishing-etching/automatic-grinder-polisher/saphir-550-rubin-520/>.

114. Твердомер ТШ-2. [Электронный ресурс]. – Режим доступа : <https://www.geo-ndt.ru/pribor-2536-tverdomer-tsh-2m.htm>.

115. Отсчетный микроскоп МПБ-2. [Электронный ресурс]. – Режим доступа : <https://chelzavod.ru/pribory-izmeritelnye-opticheskie/mikroskopu/mikroskop-otsechnyj-tipa-mpb-2/>.

116. Технологическая схема изготовления отливки. [Электронный ресурс]. – Режим доступа : <https://extxe.com/215/tehnologicheskij-process-izgotovlenija-otlivok-v-peschano-glinistyh-formah/>.

СПИСОК СОКРАЩЕНИЙ И УСЛОВНЫХ ОБОЗНАЧЕНИЙ

ВМАС – высокомарганцевая аустенитная сталь;

СФУ – ФГАОУ ВО «Сибирский федеральный университет»;

МИСиС – НИТУ «Московский институт стали и сплавов»;

КСУ – обозначение ударной вязкости с U-образным концентратором;

НВ – обозначение твердости по Бринеллю;

НV – обозначение твердости по Виккерсу;

ИТЦ – инженерно-технологический центр;

ДСП – дуговая сталеплавильная печь;

ИТП – индукционная тигельная печь;

НТД – нормативно-техническая документация;

DoE – методология планирования эксперимента (design of experiments);

RSM – методология поверхности отклика (response surface methodology);

SAFE – клеточный автомат конечных элементов (cellular automaton finite element).

Акт о внедрении технических решений

 Инжиниринг
Строительство
Обслуживание
филиал в г. Ачинск

УТВЕРЖДАЮ

Директор ДРТО

ООО «ИСО» Ачинск

В.В. Соловьев

2022 г.

АКТ

о внедрении технических решений по повышению качества броней дробилок КСД – 2200

Настоящим актом подтверждается, что результаты совместных научно-исследовательских работ, проводимых в период с января по декабрь 2021 г. коллективом ученых кафедры «Литейное производство» Института цветных металлов и материаловедения ФГАОУ ВО «Сибирский федеральный университет» в составе: Беляев С.В., Лесив Е.М., Хохлов А.Г., Калдарумиди Р.П., Матюшина М.А. и с участием специалистов ДРТО ООО «ИСО» Ачинск в составе: Мордвинов Н.В., Арапов С.Л. по повышению качества отливок из высокомарганцевой стали в виде броней дробилок КСД – 2200 внедрены на предприятиях ОК РУСАЛ. В результате проведения теоретических, лабораторных, полупромышленных исследований и опытно-промышленных испытаний разработана и внедрена технология и нормативно-технологическая документация на производство броней дробилок КСД – 2200, позволяющая повысить нормативный срок службы данных деталей с 800 до 1250 часов.

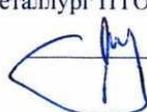
По разработанному технологическому регламенту для выбранного рационального химического состава высокомарганцевой стали по научно-обоснованным технологическим режимам выплавки, литья и термической обработки отливок были изготовлены квалификационные партии отливок из высокомарганцевой стали в виде броней дробилок КСД – 2200, полностью удовлетворяющих требованиям стандартов ОК РУСАЛ и техническим требованиям заказчиков и потребителей данной продукции.

от ООО «ИСО» Ачинск

Начальник ЦРОСЦ

 Мордвинов Н.В.

Главный металлург ПТО РМБ

 Арапов С.Л.

от ИЦМиМ ФГАОУ ВО «СФУ»

Директор ИЦМиМ

 Баранов В.Н.

М. П. Института цветных металлов и материаловедения

заведующий кафедрой «Литейное производство»  Беляев С.В.



Технологический регламент изготовления отливок броней конусных дробилок



Инжиниринг
Строительство
Обслуживание
Филиал в г. Ачинск

ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЙ РЕГЛАМЕНТ

ИЗГОТОВЛЕНИЕ ОТЛИВОК БРОНЕЙ КОНУСНЫХ ДРОБИЛОК

Область применения: Повышение качества продукции

	Должность	ФИО	Подпись	Дата
Разработал	Главный металлург ПТО РМБ	Арапов С.Л.		
Согласовал	Начальник ПТО РМБ	Лекомцев А.Б.		
Согласовал	Начальник ОТКиАП	Трасковская Н.А.		
Утвердил	Директор РМБ	Мамаев А.В.		

Номер текущей редакции документа	Редакция № 1
Подразделение разработчик	Производственно-технический отдел РМБ

Филиал ООО «ИСО» в г. Ачинск
Технологический регламент «Изготовление отливок броней конусных дробилок»

1. Назначение и область применения

1.1. Настоящая технологический регламент включает в себя и устанавливает параметры изготовления литейных формы, выплавки и разливки стали, а также термической обработки, при получении отливок броней конусных дробилок в литейном цеху Ремонтно-механической базы филиала ООО «Инжиниринг Строительство Обслуживание» в г. Ачинск.

2. Изготовление литейных форм

2.1. Состав наполнительной и облицовочной формовочной смеси.

Таблица 1 – Состав наполнительной и облицовочной формовочных смесей, %.

Смесь	Кварцевый песок ЗКЗО2025 ГОСТ 2138-91	Магнезит ГОСТ 24862-81	Жидкое стекло М = 2,4 – 2,7 ГОСТ 13078-81	Едкий натр У = 1,42 – 1,50 г/см ³ ГОСТ 2263-79
Наполнительная	91,5 ÷ 91,0	-	8	0,5 ÷ 1,0
Облицовочная	-	92,5 ÷ 90,5	6,5 ÷ 7,5	1,0 ÷ 2,0

2.2. Свойства наполнительной и облицовочной формовочной смеси

Таблица 2 – Свойства наполнительной и облицовочной формовочных смесей.

	Влажность, %	Прочность на сжатие сырого образца, кгс/см ²	Газопроницаемость, усл. ед.
Наполнительная	3,5 ÷ 6,0	0 ÷ 0,16	≥ 100
Облицовочная	3,5 ÷ 6,5	0,15 ÷ 0,35	≥ 80

2.3. При выполнении технологических операций, выборе инструмента и наборе оборудования руководствоваться:

- При подготовке формовочной смеси – ТИ-07-30
- При изготовлении литейных форм – ТИ-07-28

3. Выплавка стали 110Г16Х2МНЛ в печах ДСП-12 и ДСП-6

3.1. Химический состав стали 110Г16Х2МНЛ

Таблица 3 – Заданный химический состав стали 110Г16Х2МНЛ, %.

C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	S	P	Fe
1,0 ÷ 1,4	11,5 ÷ 17,0	0,5 ÷ 1,0	1,0 ÷ 1,5	0,3 ÷ 0,5	0,35 ÷ 0,55	≤ 0,03	≤ 0,07	ост.

3.2. Состав и содержание компонентов шихты.

Филиал ООО «ИСО» в г. Ачинск
Технологический регламент «Изготовление отливок броней конусных дробилок»

Таблица 4 – Состав и содержание компонентов шихты для выплавки стали 110Г16Х2МНЛ.

Назначение	Материал	Содержание, %	
Металлошихта	Стальной лом СА1, СА2 (ГОСТ 2787-2019)	74,83	100%
Корректировка Mn	FeMn78 (ГОСТ 4755-91) ; Mn95 (ГОСТ 6008-90)	11; 10	
Корректировка Si	FeSi45 (ГОСТ 1415-93)	1	
Ввод Cr	FeCr010 (ГОСТ 4757-91)	2	
Ввод Mo	FeMo6 (ГОСТ 4759-91)	0,72	
Ввод Ni	H-4 (ГОСТ 849-2018)	0,45	
Диффузионное раскисление	FeSi65 (ГОСТ 1415-93)	0,13	Сверх 100%
Остаточное раскисление	AB91 (ГОСТ 295-98)	0,29	

3.3. При выполнении технологических операций, руководствоваться ТИ-07-42

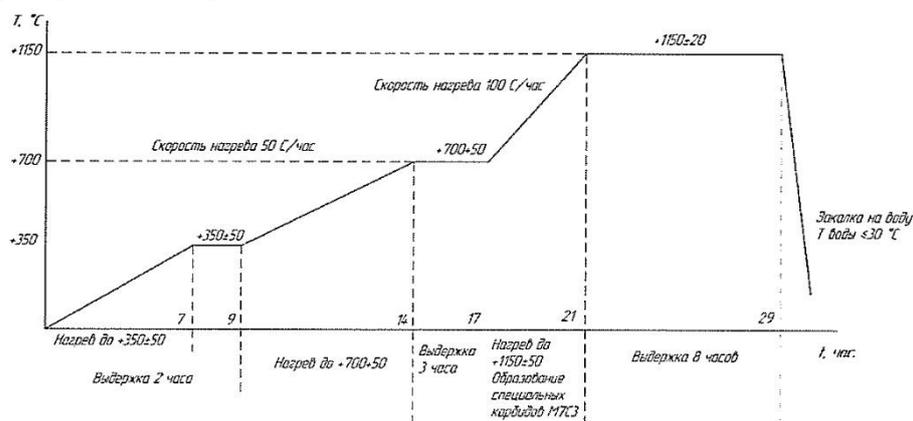
3.4. Температурные режимы.

Таблица 5 – Температурные режимы для стали 110Г16Х2МНЛ

Параметр	Значение
Температура металла в печи перед выпуском, °С	+ 1500 ÷ 1530
Температура металла в ковше после выпуска, °С	+ 1460 ÷ 1500
Время выдержки металла в ковше, мин.	7 ÷ 10
Температура металла при заливке формы, °С	+ 1410 ÷ 1430
Время заливки формы ,сек. (расчетное)	411 ±82
Остывание отливок в форме, час	48

4. Термическая обработка.

4.1. График термической обработки.



4.2. При выполнении технологических операций, руководствоваться ТИ-07-49

Акт внедрения в учебный процесс



ИНСТИТУТ ЦВЕТНЫХ МЕТАЛЛОВ
И МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЯ

660025, г. Красноярск,
пр.им. газеты Красноярский рабочий, 95
Телефон (391) 206-36-98, факс (391)206-36-93
E-mail: vnbar79@mail.ru

№ _____
от 03.03.2023

А К Т ВНЕДРЕНИЯ В УЧЕБНЫЙ ПРОЦЕСС

Настоящим актом подтверждается, что разработанные коллективом ученых в составе: Беляев С.В., Лесив Е.М., Косович А.А., Партыко Е.Г., Арапов С.Л. компьютерные модели, учитывающие химический состав стали, конструктивные и технологические параметры литья, для проведения следующих исследований: в программном комплексе ProCAST с помощью метода «конечных элементов клеточного автомата» (Cellular Automaton Finite Element или CAFE) анализ формирования структуры при фасонном литье крупногабаритных отливок их высокомарганцевой аустенитной стали; в программном комплексе Statistica с применением функции Дерринжера-Суич выбор рационального химического состава ВМАС для достижения максимальных значений механических и эксплуатационных свойств отливок, внедрены в учебный процесс и применяются при обучении магистров по направлению 22.04.02 «Металлургия» и магистерской программы 22.04.02.07 «Теория и технология литейного производства цветных металлов и сплавов» и аспирантов по специальности 2.6.3. «Литейное производство» (технические науки) и используются при проведении лекционных и лабораторных занятий по дисциплинам «Технология литейного производства цветных металлов и сплавов», «Управление качеством литейной продукции», что позволяет повысить эффективность обучения и проведения научно-исследовательских курсовых и диссертационных работ.

Директор Института цветных металлов
и материаловедения



 В.Н. Баранов

Заведующий кафедрой
«Литейное производство»

 С.В. Беляев

Исполнитель: Тинькова С.М.
Тел.: +7 913 045 12 24
e-mail: tinkovasetlana@mail.ru