

МИНИСТЕРСТВО НАУКИ И ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ  
РЕСПУБЛИКИ КАЗАХСТАН  
НАО «КАРАГАНДИНСКИЙ ТЕХНИЧЕСКИЙ УНИВЕРСИТЕТ  
ИМЕНИ АБЫЛКАСА САГИНОВА»

УДК 669.01

На правах рукописи

**АУБАКИРОВ ДАСТАН РАХМЕТОЛЛАЕВИЧ**

**Разработка и исследование технологии производства износостойких  
чугунных отливок с использованием модификаторов**

8D07203 - Metallurgia

Диссертация на соискание степени  
доктора философии PhD.

Научные консультанты:

д.т.н., профессор  
Исагулов А.З.

д.т.н., профессор  
Акбердин А. А.

PhD., профессор  
Michot G.(Франция,  
Университет Лотарингии)

Республика Казахстан  
Караганда, 2022

## Содержание

<b>Нормативные ссылки.....</b>	<b>4</b>
<b>Обозначения и сокращения.....</b>	<b>5</b>
<b>Введение.....</b>	<b>6</b>
<b>1 Анализ современного состояния технологий производства изделий из износостойких чугунов.....</b>	<b>11</b>
1.1 Область применения и условия работы изделий из износостойких чугунов в горно-металлургической промышленности.....	11
1.2 Анализ условий работы чугунных мелющих шаров. Основные причины износа и разрушения .....	17
1.3 Обзор современного состояния исследований процесса модифицирования белых чугунов с целью повышения их свойств.....	20
1.4 Постановка задач исследования на основе проведённого анализа.....	21
<b>2 Материалы и методы.....</b>	<b>23</b>
2.1 Компьютерное моделирование фазового состава опытного сплава при введении модифицирующих добавок .....	23
2.2 Методика лабораторных исследований по выплавке и модифицированию низкохромистого чугуна (НХЧ).....	24
2.3 Методика подготовки образцов .....	27
2.4 Определение твёрдости НХЧ .....	29
2.5 Исследование микроструктуры опытных образцов.....	30
2.6 Исследование эксплуатационных свойств опытных образцов.....	30
2.7 Методика опытно-промышленных экспериментов по выплавке и модифицированию НХЧ.....	32
<b>3 Компьютерное моделирование процессов фазообразования в хромистых чугунах.....</b>	<b>34</b>
3.1 Разработка математического описания фазовой диаграммы Fe-Fe <sub>3</sub> C.....	34
3.2 Термодинамическое моделирование фазообразования в хромистых чугунах с помощью ПО TERRA и ThermoCalc .....	38
3.3 Оценка влияния модифицирующих бор- и барийсодержащих ферродобавок на фазообразование в НХЧ.....	46
3.4 Выводы по разделу.....	51
<b>4 Экспериментальные исследования влияния бор- и барийсодержащих модификаторов на структуру и свойства НХЧ.....</b>	<b>52</b>
4.1 Влияние модификаторов на твёрдость НХЧ.....	52
4.2 Влияние модификаторов на микроструктуру НХЧ .....	60
4.3 Влияние модификаторов на износостойкие свойства НХЧ .....	71
4.4 Выводы по разделу.....	84
<b>5 Апробация опытных модификаторов в производственных условиях.....</b>	<b>85</b>
5.1 Структура и свойства шаров из немодифицированного НХЧ.....	85
5.2 Результаты модифицирующей обработки НХЧ карботермическим	

ферробором.....	86
5.3 Результаты модифицирования НХЧ ферросиликобарием.....	87
5.4 Результаты модифицирования НХЧ борбариевым ферросплавом.....	88
5.5 Выводы по разделу.....	90
<b>6 Разработка технологии производства отливок из НХЧ с использованием модификаторов .....</b>	<b>91</b>
6.1 Обоснование выбора методов литья и модифицирования	91
6.2 Особенности процесса внутриформенного модифицирования применительно к технологии ЛГМ.....	94
6.3 Расчёт размеров полости в модели стояка для размещения модификатора.....	96
6.4 Проведение опытно-промышленных испытаний по разработанной технологии.....	98
6.5 Технико-экономическое обоснование эффективности модифицирования НХЧ комплексным борбариевым ферросплавом.....	103
6.6 Выводы по разделу.....	107
<b>Заключение.....</b>	<b>109</b>
<b>Список использованных источников.....</b>	<b>110</b>
Приложение А. Акт о проведении промышленных испытаний.....	118
Приложение Б. Акт о выплавке опытной партии мелющих шаров .....	120
Приложение В. Акт о промышленных испытаниях мелющих шаров.....	122
Приложение Г. Технологическая карта.....	124
Приложение Д. Патент на полезную модель.....	127
Приложение Е. Расчёты по математической обработке результатов экспериментов по модифицированию НХЧ.....	128
Приложение Ж. Акт о внедрении результатов научно-исследовательской работы в учебный процесс КарГУ.....	138

## Нормативные ссылки

- В настоящей диссертации использованы ссылки на следующие стандарты:
- ГОСТ 27674-88. «Трение, изнашивание и смазка. Термины и определения»;
- ASTM G99-959. «Standard Test Method for Wear Testing with a Pin-on-Disk Apparatus»;
- DIN50324. «Testing of Friction and Wear Model Test for Sliding Friction of Solids (Ball-on-Disc System)»;
- ГОСТ 7524-2015. «Шары мелющие стальные для шаровых мельниц. Технические условия»;
- СТ РК 2310-2013. «Шары литые чугунные мелющие. Технические условия»;
- СТ ТОО 404383730012-004. «Шары литые стальные мелющие. Технические условия»;
- СТ ТОО 070341015761-010-2012. «Шары стальные мелющие. Технические условия»;
- СТ РК 2461-2014. «Шары стальные катаные Технические условия»;
- ТУ 14-2-882-90. «Шары мелющие из хромоникелевого чугуна»;
- ГОСТ 7293-85. «Чугун с шаровидным графитом для отливок. Марки»;
- ГОСТ 1497-84. «Металлы. Методы испытаний на растяжение»;
- ГОСТ 27208-87. «Отливки из чугуна. Методы механических испытаний»;
- ГОСТ 4757-91. «Феррохром. Технические требования и условия поставки»;
- ГОСТ 2787-2019. «Металлы черные вторичные. Общие технические условия»;
- ГОСТ 805-95. «Чугун пердедельный. Технические условия»;
- ГОСТ 29220-91. «Концентраты плавиковошпатовые металлургические. Технические условия»;
- ГОСТ 18704-78. «Кислота борная. Технические условия»;
- ГОСТ 1415-93. «Ферросилиций. Технические требования и условия поставки»;
- ГОСТ 4755-91. «Ферромарганец. Технические требования и условия поставки»;
- ГОСТ 10726-74. «Камень известковый»;
- ТУ 6-05-2040-87. «Полистирол вспенивающийся с модифицированной поверхностью частиц»;
- ТУ 2389-016-45518510-99. «Смазка силиконовая».

## Перечень обозначений и сокращений

ИХЧ – износостойкий хромистый чугун;

КПД – коэффициент полезного действия, характеризующий эффективность системы (устройства, машины) в отношении преобразования или передачи энергии. Величина безразмерная, часто измеряется в процентах;

НРС – твёрдость по методу Роквелла, величина безразмерная;

ББМ – комплексный борбариевый модификатор (сод. Si-19,56%; В-8,88%; Ва-3,92%; Са-1,87%; Fe ост.);

НХЧ – низкохромистый чугун (Cr до 1%);

РЗМ – редкоземельные металлы;

СХНЧ – среднелегированный хромоникелевый чугун;

ВЧШГ – высокопрочный чугун с шаровидным графитом;

ПГФ – песчано-глинистая форма из ПГС (песчано-глинистой смеси);

ЛГМ – литьё по газифицируемым моделям;

ХТС – химически-твердеющая смесь;

ЛПС – литниково-питающая система;

ФБ – ферробор;

ФСБа – ферросиликобарий;

РК – реакционная камера;

ТВГ – технологический выход годного.

## Введение

Несмотря на высокий темп развития современной мировой науки и техники во многих важнейших областях жизнедеятельности человека, проблемы повышения экономической эффективности производственных процессов добычи и переработки минерального рудного сырья в горно-металлургическом промышленном секторе по сей день не теряют своей актуальности. От эффективности решения данных вопросов зависят экономики многих стран мира, основанные на экспорте природных ресурсов. Особенно это справедливо для многих слаборазвитых и развивающихся стран, имеющих зачастую серьёзные запасы природных ископаемых, но при этом, по исторически сложившимся обстоятельствам, достаточно низкий уровень развития промышленного производства.

Одним из важнейших вопросов в современном машиностроении является повышение эксплуатационного срока изнашивающихся деталей и узлов технологического оборудования, от решения которого напрямую зависит технико-экономическая эффективность производства в целом.

Решение данной проблемы, в первую очередь, предусматривает либо повышение специальных свойств уже существующих износостойких сплавов для производства деталей оборудования, либо создание принципиально новых составов и технологий.

*Актуальность работы.* Ежегодные потери на трение и износ во всём мире составляют сотни миллиардов долларов. Преждевременный износ машин, приборов, оборудования и инструмента приводит к колоссальным затратам. Износ – одна из главных причин ремонта. В некоторых случаях ремонт и техническое обслуживание приблизительно обходятся для различных изделий техники, по разным оценкам, в 3-10 раз больше стоимости их изготовления.

Значительная часть (около 30 %) мировых энергетических ресурсов в различных формах расходуется на трение, 80-90 % подвижных частей машин выходят из строя вследствие износа. При этом снижаются КПД, точность, экономичность, надёжность и долговечность машин, ухудшаются динамические и акустические характеристики [1].

К износостойким сплавам в зависимости от условий работы предъявляется ряд специфических требований, но общим требованием является, естественно, высокое сопротивление износу, твердость и прочность. При этом надо подчеркнуть, что износостойкость и твердость поверхности не всегда имеют прямую корреляцию. Например, сталь 40ХН2МФ после объемной закалки и низкого отпуска имеет твердость порядка 51 HRC, однако ее износостойкость ниже, чем у стали 38ХН2МА с твердостью 43 HRC.

В первую очередь, конечно, износостойкость сплава определяется видом износа и условиями эксплуатации детали. По виду нагрузок, действующих на поверхность материала в процессе эксплуатации, виды изнашивания можно разделить на 8 основных групп [1, 2]: абразивное изнашивание, коррозионно-механическое изнашивание, адгезионное изнашивание, усталостное

изнашивание, изнашивание при фреттинг-коррозии, эрозионное изнашивание, кавитационное изнашивание и изнашивание при заедании. По ГОСТ 27674-88 «Трение изнашивание, смазка. Термины и определения» изнашивание деталей машин и механизмов классифицируют по причинам, вызывающим износ: механический, коррозионно-механический, газоабразивный и т.д. В действительности же, практически всегда, реальный износ деталей протекает при комплексном воздействии перечисленных причин, т.е. одновременно он может быть и механическим и гидроабразивным (например, при перекачке пульпы или шламов) и т.д. Поэтому, если отвлечься от специфических видов износа, таких как эрозионно-химический например, то во многих случаях детали машин и механизмов подвергаются, в основном, механическому износу с различными знакопеременными нагрузками, в том числе ударными. Иными словами, разрушение поверхности во многих случаях связано не только с истиранием, но и с возникновением трещин, сколов и других подобных дефектов при ударном воздействии.

Если рассмотреть условия эксплуатации многих узлов и деталей металлургических агрегатов (например, звездочки и муфты обжиговых и агломерационных машин, кузнечно-прессового оборудования, челноковые распределители шихты, окомкователи и пр.), то все нагрузки в первом приближении можно разделить на 2 вида: собственно истирающие и ударные. Между тем, большинство мероприятий, направленных на повышение качества износостойких сплавов, как правило, связывают только с увеличением твердости и износостойкости.

Большинство из применяемых за рубежом технологий и методов повышения износостойкости деталей и отливок (высокое или комплексное легирование сплава, термомеханическая обработка изделий и др.) у нас не находят применения в массовом производстве из-за дороговизны материалов и оборудования.

В связи с этим не теряют актуальности вопросы совершенствования рабочих свойств таких относительно недорогих, технологичных и наиболее доступных для отечественных производителей материалов, как низколегированные белые чугуны. В данной работе предлагается использование технологии модифицирования новой отечественной комплексной борбариевой добавкой, как одного из наиболее эффективных и доступных методов улучшения параметров структуры литого сплава.

*Объект исследования:* низколегированный хромистый чугун (НХЧ) с содержанием хрома до 1%, который служит одним из наиболее доступных материалов для производства литых износостойких деталей в Республике Казахстан.

*Предмет исследования:* структура и свойства низкохромистого чугуна после обработки опытными модификаторами.

*Цель работы:* Повышение износостойких свойств низколегированного хромистого чугуна путём обработки сплава бор- и барийсодержащими модификаторами отечественного производства.

*Задачи исследования.* Для достижения этой цели необходимо решить следующие задачи:

- провести анализ составов и свойств современных промышленных марок износостойких чугунов для производства литых деталей, работающих в условиях ударно-абразивного изнашивания. Подобрать оптимальный состав чугуна и технологию модифицирования;

- выполнить полный термодинамический анализ процесса выплавки и внепечной обработки НХЧ бор- и барийсодержащими добавками для определения особенностей влияния хрома, бора и бария на фазовый состав и свойства;

- провести лабораторно-экспериментальные исследования по выплавке и внутриформенному модифицированию НХЧ бор- и барийсодержащими добавками, исследовать микроструктуру, твёрдость и ударопрочность полученных образцов. Скорректировать расход модифицирующих добавок;

- определить зависимость механических свойств НХЧ от степени легирования хромом и количества вводимых модифицирующих добавок – ферробора, ферросиликобария и комплексного ББМ. Установить оптимальный расход модификаторов;

- выполнить серии опытно-промышленных испытаний по модифицированию НХЧ бор- и барийсодержащими добавками, исследовать эксплуатационные свойства полученных образцов. Определить оптимальный по модифицирующему воздействию на структуру и износостойкие свойства чугуна тип модификатора;

- разработать технологическую карту производства износостойких чугунных отливок с использованием модификаторов.

*Научная новизна:*

- разработано математическое описание диаграммы Fe–Fe<sub>3</sub>C, позволяющее автоматически рассчитывать фазовый и структурный состав сплавов данной системы с высокой точностью без использования графических методов (правило отрезков);

- теоретически обосновано и экспериментально подтверждено существование новых фаз (FeV и BaS) в низкохромистых чугунах после обработки опытными модификаторами;

- установлены зависимости твёрдости, стойкости при истирании и ударно-динамическом воздействии от содержания хрома и количества вводимых модификаторов;

- установлены зависимости между параметрами микроструктуры (дисперсность, морфология и количество структурных составляющих) и количеством и природой опытных модификаторов;

*Практическая значимость:*

- определён оптимальный модификатор для НХЧ, позволяющий повысить твёрдость, износостойкость и срок эксплуатации деталей на 9-12%;

- разработана технология ввода модификатора (внутриформенное модифицирование) при литье по газифицируемым моделям, позволяющая

значительно сократить расход модификатора и время технологического процесса;

- разработана технология производства износостойких мелющих шаров с использованием модификаторов, разработана и согласована технологическая карта процесса.

*Методы исследования.* В данной работе применялись следующие методы:

- математический метод определения фазового состава чугуна, основанный на математическом описании линий равновесия фазовой диаграммы Fe-Fe<sub>3</sub>C;

- термодинамическое моделирование процесса выплавки и модифицирования сплава с использованием ПО TERRA, HSC Chemistry и ThermoCalc;

- математическое планирование эксперимента с применением метода Малышева-Протоdjeяконова;

- физическое моделирование процессов плавки чугуна, заливки и внутриформенного модифицирования отливок, полученных методом ЛГМ;

- методы металлографического анализа образцов (оптическая микроскопия, сканирующая электронная микроскопия, МРСА);

- методы количественного и качественного анализа микроструктуры образцов с применением ПО Thixomet PRO;

- определение твёрдости металлических образцов с применением методов Виккерса и Роквелла;

- методы определения механических свойств образцов согласно стандартам ASTM G99-959 и DIN50324 (при истирании по схеме «шарик-диск» и при циклическом ударно-динамическом воздействии).

*Основные положения выносимые на защиту:*

- математический метод определения фазового состава чугуна, основанный на математическом описании линий равновесия диаграммы Fe<sub>3</sub>C;

- результаты термодинамического моделирования процесса выплавки и модифицирования НХЧ опытными модификаторами;

- результаты лабораторных исследований по внутриформенному модифицированию НХЧ бор- и барийсодержащими модификаторами;

- результаты опытно-промышленных работ по выплавке и модифицированию НХЧ бор- и барийсодержащими модификаторами;

- результаты исследования микроструктуры и износостойких свойств образцов из модифицированного чугуна;

- технология производства износостойких чугунных отливок с использованием модификаторов, включающая новый способ ввода модификатора при производстве отливок методом ЛГМ.

*Работа выполнялась* на кафедре «Нанотехнологии и металлургия» Карагандинского технического университета имени Абылкаса Сагинова и в лаборатории «Бор» Химико-металлургического института имени Ж. Абишева.

*Апробация работы.* По результатам проведённых исследований опубликовано 9 работ в отечественных и зарубежных изданиях, в том числе:

- 3 статьи в международных научных журналах («Metallurgist» (Russia) – процентиль 45, «Metalurgija» (Croatia) – процентиль 37, «Metals» (Швейцария) – процентиль 76);

- 3 статьи в научных изданиях рекомендованных ККСОН МНВО РК («Труды Университета» №3 (80) (Караганда, Казахстан), «Вестник КазНУ», №6 (142) (Алматы, Казахстан), «Труды Университета» №2 (87) (Караганда, Казахстан);

- 2 статьи в иных отечественных изданиях (Материалы международного научно-практического журнала «Global Science and Innovations 2019: Central Asia» и «Material and Mechanical Engineering Technology» Volume 4 (2020));

- получен патент на полезную модель «Способ производства износостойкого хромистого чугуна».

Основные результаты исследований были представлены автором в 5 докладах на международных научно-практических конференциях «Интеграция науки, образования и производства – основа реализации Плана нации» (Сагиновские чтения №№12-14).

По результатам проведённых промышленных испытаний были получены акты:

- акт испытаний технологии производства модифицированных мелющих шаров (в условиях ТОО «QazCarbon»);

- акт промышленных испытаний по производству мелющих шаров с использованием разработанной технологии внутриформенного модифицирования (в условиях ТОО «КМЗ имени Пархоменко»);

- акт промышленных испытаний мелющих шаров (в условиях ТОО «КМЗ имени Пархоменко»).

*Объём и структура работы.* Данная диссертационная работа состоит из следующих частей - введения, 6 основных разделов, заключения, списка использованных источников и 7 приложений. Диссертация изложена на 119 страницах машинописного текста, содержит 64 рисунка, 27 таблиц и список использованной литературы, состоящий из 114 наименований.

# 1 АНАЛИЗ СОВРЕМЕННОГО СОСТОЯНИЯ ТЕХНОЛОГИЙ ПРОИЗВОДСТВА ИЗДЕЛИЙ ИЗ ИЗНОСОСТОЙКИХ ЧУГУНОВ

## 1.1 Область применения и условия работы изделий из износостойких чугунов в горно-металлургической промышленности

В связи с устойчивой мировой тенденцией наращивания темпов и объёмов производства в горноперерабатывающей промышленности, в настоящее время возникают вопросы улучшения износостойких характеристик рабочих органов основного технологического оборудования без значительного повышения себестоимости. Данные проблемы особенно актуальны и для процессов производства мелющих тел из белого чугуна, так как их расход в технологическом переделе довольно значителен, а ежегодные затраты на их производство, в мировом масштабе, колоссальны [3]. Всего в мире, по некоторым данным, на процессы размола и измельчения природного сырья затрачивается около 10% от производимой электроэнергии и несколько миллионов тонн изделий из легированных сталей и чугунов, в виде мелющих тел и элементов защиты и рабочих частей оборудования [4].

К мелющим телам, в зависимости от условий работы, предъявляется ряд специфических требований, но общим требованием является, естественно, высокое сопротивление износу, твердость и прочность [5]. От эффективности решения вопросов повышения износостойкости деталей машин и оборудования зависят экономики многих стран мира, основанные на экспорте природных ресурсов. Особенно это справедливо для многих слаборазвитых и развивающихся стран, имеющих зачастую серьёзные запасы природных ископаемых, но при этом, по исторически сложившимся обстоятельствам, достаточно низкий уровень развития промышленного производства.

Высококачественными считаются мелющие тела из высокохромистого чугуна (MAXICROM<sup>®</sup>, HARDALLOY<sup>®</sup>, DUOMAX<sup>®</sup>, DUROMAX<sup>®</sup> и др.), выпускаемые бельгийской компанией Magotteaux [6,7]. Однако во Франции, Канаде и США для производства качественных шаров распространение получил никельсодержащий низкохромистый (0,5% Cr) мартенситный чугун типа «Нихард» [8,9]. Считают, что в нём практически весь хром находится в карбидах цементитного типа  $(Fe,Cr)_3C$ , а весь никель растворен в металлической основе.

Несмотря на то, что в современном информационном поле имеются многочисленные данные об исследованиях в направлении микролегирования и модифицирования чугунов, вопросы влияния некоторых модифицирующих составов на свойства и структуру чугунов в определённых условиях на сегодняшний день мало изучены и остаются актуальными. К числу подобных тем можно отнести характер влияния таких элементов, как бор и барий на структуру и свойства металлов и сплавов. И, если литературные сведения, описывающие результаты практического применения указанных элементов для улучшения качества сталей, серых, высоко-и сложнолегированных белых

чугунов [10-15], в современных источниках нечасто, но встречаются, то достоверной и общедоступной информации об одновременном влиянии модифицирования бор- и барийсодержащими добавками низколегированных хромистых износостойких чугунов в многочисленных информационных базах, в данное время, практически не имеется.

В настоящее время основными крупнейшими предприятиями металлургической отрасли Республики Казахстан являются: «Корпорация Казахмыс», группа компаний ERG, компания «Arcelor Mittal», на долю которых приходится 80-90% всей казахстанской экспортной металлургической продукции (золото, серебро, медь, алюминий, цинк, хром, свинец, марганец, никель, ферросплавы, железорудный и медный концентраты, чёрный и цветной металлопрокат и др.).

Технопарк оборудования данных предприятий, для обеспечения бесперебойной работы производства, кроме модернизации также нуждается в постоянном техническом обслуживании и замене деталей и сменных запасных частей.

Изучение потребности основных производственных площадок металлургического сектора Республики Казахстан показывает, что немалая доля (до 40-50 %) подобных деталей приходится на детали из износостойких ударопрочных сплавов, способных выдерживать высокие ударно-абразивные нагрузки при эксплуатации.

Анализ потребности в деталях металлургических агрегатов на предприятиях РК выявил основную номенклатуру изделий из износостойких сплавов, пользующихся повышенным спросом. Самые распространённые изделия из износостойких сплавов можно условно разделить по назначению на несколько основных групп [16]: мелющие тела, элементы футеровки мельниц, била молотковых дробилок для руды и др. сыпучих материалов, детали промышленных насосов.

Годовой объём мирового производства мелющих тел составляет порядка 3 млн. тн, из которых около 20 % приходится на шары малых диаметров от 20 до 50 мм, а остальные 80 % - на шары средних и больших диаметров от 60 до 120 мм. В нашу страну большая часть мелющих шаров импортируется, в основном из России и Китая.

Согласно данным маркетингового исследования, на долю США и Канады приходится 600 тыс. т, ЮАР — 600 тыс. т, стран СНГ — 475 тыс. т, Китая — более 400 тыс. т, Австралии — 375 тыс. т, потребность в мелющих шарах на внутреннем рынке Казахстана также довольно значительна и приближается к отметке 100 тыс. т в год [2,5,7]. В нашей стране 43 % мелющих шаров используется для твердых и относительно бедных железных руд, на медные и никелевые руды приходится 22 %, на цемент — не более 10 % этих изделий [17].

Основными потребителями мелющей продукции в горно-металлургической отрасли Казахстана являются:

- горно-обогажительные фабрики «Корпорации Казахмыс» (Жезказганские обогажительные фабрики №1, 2, Сатпаевская ОФ – г. Сатпаев, Балхашская ОФ, Нурказганская ОФ – г. Караганда, Карагайлинская ОФ – п. Карагайлы);

- обогажительные фабрики группы KAZ Minerals, ВКО (Николаевская ОФ – п. Усть-Таловка, Жезкентская ОФ – п. Жезкент, Белоусовская ОФ – п. Белоусовка, новые проекты Бозшакольская и Актогайская ОФ, ОФ Бозымчак – Кыргызская Республика);

- предприятия евразийской группы ERG–Eurasian Resources Group (АО ТНК «Казхром» – Донской горно-обогажительный комбинат, г. Хромтау, фабрики рудоподготовки и обогащения АО «Соколовско-Сарбайское горно-обогажительное объединение», г. Рудный);

- обогажительные фабрики ТОО «Казцинк» («Altyntau Kokshetau» - Васильковское золоторудное месторождение, г. Кокшетау, Риддерская ОФ – г. Риддер, Зырьяновская ОФ – г. Зыряновск);

- обогажительные фабрики АО ГМК «Казахалтын», г. Степногорск (на рудниках Аксу, Бестобе и Жолымбет).

При эксплуатации барабанных мельниц с мелющими телами расходы на покрытие износа шаров, стержней и футеровки составляют одну из главных статей затрат на измельчение и достигают стоимости энергетических затрат, а иногда и превышают их.

Стоит отметить, что затраты на дробление и измельчение составляют около 60-70 % от общей стоимости переработки руды [18,19], а доля затрат на мелющие шары, например, при переделе 1 т железорудного концентрата составляет выше 10% от себестоимости. При этом на приобретение шаров приходится до 35% всех затрат на процесс измельчения [20].

В работе [18] также показано, что износ шаров в сопоставимых условиях при сухом измельчении железистых кварцитов значительно меньше, чем при мокрых способах измельчения, и напрямую зависит от твёрдости мелющих шаров.

Удельный расход мелющих тел, в зависимости от вышеперечисленных параметров, составляет от 0,5 до 2,8 кг на тонну перерабатываемой руды [7].

Сведения по годовому объёму переработки руды и расходу мелющих шаров основных потребителей мелющей продукции в Республике Казахстан приведена в таблице 1.

Таблица 1 – Данные по объёмам переработки руды и удельному расходу мелющих шаров горно-металлургических предприятий РК [21]

Предприятие	Основная продукция	Переработка руды, млн. т / год	Расход мелющих шаров, тыс.т / год
ЖОФ №1	Медный концентрат	до 8,0	до 12,0
ЖОФ №2		до 13,0	до 18,5
СОФ №3		до 4,0	до 2,5
Балхашская ОФ, ЦОМР	Медный и свинцовый концентраты	до 8,0	до 5,0

Продолжение таблицы 1

Предприятие	Основная продукция	Переработка руды, млн. т / год	Расход мелющих шаров, тыс.т / год
Балхашская ОФ, Молибденовый цех	Медный и свинцовый концентраты	до 0,208	до 0,6
Нурказганская ОФ	Медный концентрат	до 3,5	до 2,5
Карагайлинская ОФ	Свинцовый и цинковый концентраты	до 0,5	до 0,5
Николаевская ОФ	Медный, золотосодержащий, свинцовый и цинковый концентраты	до 2,6	до 6,0
Жезкентская ОФ		до 1,7	до 2,0
Белоусовская ОФ		до 0,8	до 1,3
Бозшакольская ОФ		до 30,0	до 35,0 <sup>2</sup>
Актогайская ОФ		до 25,0	до 30,0 <sup>2</sup>
Донской горно-обогатительный комбинат	Окатыши, брикеты, хромовые концентраты	до 3,7	до 7,5
АО «ССГПО»	Железорудный концентрат и окатыши	до 40,0	до 30,0 <sup>2</sup>
АО «БАСТ»	Медный и никелевый концентраты	до 1,4 <sup>1</sup>	до 1,1 <sup>2</sup>

1) Проектная мощность, запланированная на ближайшие годы (информация с официальных источников).

2) Приближённые расчётные данные.

В качестве основного материала для мелющих тел, в зависимости от применяемой технологии производства, используются стали мартенситного класса и литейные легированные специальные чугуны, характеризующиеся высокой износостойкостью и ударной вязкостью.

На сегодняшний день, около 66% мелющих тел по всему миру производятся из стали методом поперечно-винтовой прокатки на шаропрокатных станах, 13% приходится на стальные цилиндры  $\varnothing 20-30$  мм (цильпебсы), 16% составляют чугунные шары и цильпебсы, 5% - остальное [7].

Информация по годовому объёму производства мелющих тел наиболее крупными производителями страны представлена в таблице 2.

Таблица 2 – Данные по производителям мелющих шаров в Республике Казахстан

Предприятие - производитель	Вид продукции	Марка сплава	ГОСТ	Годовой объём произв., тыс. т
ТОО «QazCarbon - Карагандинский литейный завод», (г. Караганда)	Шары мелющие литые $\varnothing 30-100$ мм	Износост. хром. спец. чугун	СТ РК 2310-2013	до 35,0

Продолжение таблицы 2

Предприятие - производитель	Вид продукции	Марка сплава	ГОСТ	Годовой объём произв., тыс. т
ТОО «QazCarbon - Карагандинский литейный завод»	Шары мелющие литые $\varnothing$ 30-100 мм	Ст. 80ГСЛ	СТ ТОО 404383730012-004-2010	до 2,5
ТОО «KSPSteel» (г. Павлодар)	Шары мелющие катаные $\varnothing$ 40-100 мм	Ст. 65Г	ГОСТ 7524-89, СТ ТОО 070341015761-010-2012	до 48,0
ТОО «Кастинг» (г. Павлодар)	Шары мелющие катаные $\varnothing$ 35-100 мм	Ст. ШХ15	СТ РК2461-2014	до 42,0
АО «Востокмаш-завод» (г. Усть-Каменогорск)	Шары мелющие литые $\varnothing$ 80-120 мм	ИЧХ15Г4НТ	ТУ 14-2-882-90	до 15,0
АО «ССГПО» (г.Рудный)	Шары мелющие катаные $\varnothing$ 30-100 мм	Ст. Ш-3	-	до 12,0

Существенными недостатками метода поперечно-клиновой прокатки при изготовлении шаров, кроме высокой стоимости (около 1600 \$/т), являются многостадийность и высокие энергетические затраты. А также, данной технологии свойственно большое количество дефектов: шары с перемычками, «рейка», закат плены, накат (ложный полюс), незаполнение переднего торца шара и т.д. [19].

Чугунные шары изготавливаются литьём в песчано-глинистых (ПГФ) или металлических формах (кокилях) из специальных износостойких чугунов легированных хромом [23], марганцем, никелем, титаном.

В настоящее время лидирующей среди мировых производителей литых чугунных мелющих тел является компания Magotteaux (Бельгия), которая на 16 заводах, расположенных по всему миру, выпускает порядка 320 тысяч тонн высококачественной мелющей продукции из высоколегированного хромистого чугуна стоимостью около 1210\$ за тонну [7]. Также к крупным производителям мелющих тел дальнего зарубежья можно отнести ME Elecmetal (Чили) [24], Shandong Shengye Grinding Ball Co. Ltd. (Китай), Gerdau Ameristeel (Бразилия), Vitkovice (Чехия), ScowMetals (ЮАР), The ArmcoTriangle and Moly-Cop (США) [18], Bragonzi (Италия), Sociedad Santaana de Boluetta (Испания) и др.

Информация о методах изготовления, твёрдости на поверхности и стоимости помольных шаров из разных стран мира представлена в таблице 3.

Таблица 3 – Сравнительные технико-экономические показатели некоторых наиболее крупных производителей мелющих шаров

Производитель	Сплав	Способ производства	Твёрдость на поверхности, HRC, ед.	Приближительная стоимость 1 тонны, \$
Scow Metals (ЮАР)	низкоуглеродистая сталь	поперечно-винтовая прокатка, легирование молибденом и медью, термообработка	62-65	свыше 800
Magotteaux (Бельгия)	высоколегированный чугу́н	литьё в кокиль, легирование хромом (12-25%), термообработка	62-64	свыше 1200
Vitcovice Cylindersas (Чехия)	углеродистая низколегированная сталь	прокатка, ковка, легирование марганцем (0,2-1,35%), кремнием (0,1-1,2%), хромом (до 1,65%), термообработка	59-65	около 1120
Bragonzi (Италия)	углеродистая низколегированная сталь С70	прокатка, легирование марганцем (около 0,6%), термообработка	-	-
Shandong Shengye Grinding Ball Co. Ltd. (Китай)	низкоуглеродистая легированная сталь	ковка, легирование марганцем (0,7-1,2%) термообработка	52-65	-
Wuxi Mettle (Китай)	углеродистая легированная сталь	прокатка, легирование марганцем (0,7-2,5%), кремнием (0,4-2,0%), хромом (0,5-3,5%), термообработка	58-64	-
Jinan Zhongwei Casting and Forging Grinding Ball Co., Ltd. (Китай)	высоколегированный белый чугу́н	литьё, легирование хромом (10-20%), термообработка	58-64	1170
ОАО «Гурьевский металлургический завод» (Россия)	инструментальная легированная сталь	прокатка, легирование марганцем, термообработка	50-55	-
ОАО «ЕВРАЗ – Нижнетагильский металлургический комбинат» (Россия)	углеродистая низколегированная сталь 70Г	поперечно-винтовая прокатка, легирование марганцем (0,9-1,2%), термообработка	около 55	-

Продолжение таблицы 3

Производитель	Сплав	Способ производства	Твёрдость на поверхности, HRC, ед.	Приближительная стоимость 1 тонны, \$
ОАО «Новокузнецкий металлургический комбинат» (Россия)	углеродистая низколегированная сталь Ш2	прокатка, легирование марганцем (0,7-0,8%), термообработка	около 55	-
Люденовский чугунолитейный завод («Кронтиф»)	низколегированный белый чугун	литьё в ПГФ, легирование хромом	50-52	около 350
ПАО «Донецкий металлопрокатный завод» (Украина)	углеродистая сталь Ш2	поперечно-винтовая прокатка, легирование марганцем (0,67-0,72%), термообработка	58-62	-
ТОО «KSP Steel» (Казахстан)	углеродистая низколегированная сталь 65Г	прокатка, легирование марганцем, термообработка	около 55	-
ТОО «QazCarbon» (Казахстан)	низколегированный белый чугун	литьё в ПГФ, легирование хромом	42-50	617
ТОО «Кастинг» (Казахстан)	углеродистая низколегированная сталь ШХ-15	прокатка, легирование хромом, термообработка	49-55	795
АО «ССГПО» (Казахстан)	углеродистая низколегированная сталь Ш-3	прокатка, легирование хромом, термообработка	около 55	-
ТОО «КазАрм-пром» (Казахстан)	низколегированный белый чугун	литьё в кокиль, легирование хромом	около 50	-

Среди стран СНГ рынок производителей мелющей продукции представлен компаниями: ОАО ЕВРАЗ Объединенный Западно-Сибирский металлургический комбинат (Россия), ОАО «Нижнетагильский Металлургический Комбинат» (Россия), ООО «Завод «Энергостил» (Украина), ЗАО «Кронтиф-Центр (Сукремльский чугунолитейный завод)» (Россия), ПАО «Металлургический комбинат «Азовсталь» (Украина).

## 1.2 Анализ условий работы чугунных мелющих шаров. Основные причины износа и разрушения

Важным фактором при создании, эксплуатации и ремонте ряда деталей, работающих в условиях износа, является знание условий эксплуатации и выявление причин износа. Необходимо учитывать условия эксплуатации индивидуально каждой детали, её конструкции, технологических особенностей изготовления и ремонта, а также множество других факторов с тем, чтобы осуществить правильный выбор марки износостойкого сплава.

При подробном изучении причин износа и разрушения деталей их можно условно разделить на две основные группы:

- причины, связанные с нарушениями технологии производства: использование некачественной исходной шихты, нарушение химического состава, нарушение режимов основных технологических операций;

- причины, связанные с неправильным монтажом и эксплуатацией деталей: нарушение требований монтажных и сборочных чертежей (например, неправильная посадка узлов оборудования), несоблюдение режима проведения технического обслуживания, изменение технологических параметров эксплуатации (например, в случае с шарами – эксплуатация мельниц при низком уровне рудной и/или шаровой загрузки, когда при малом количестве руды или её отсутствии в мельнице шары перетирают (изнашивают) сами себя, а также вследствие низкой суммарной переработки руды на мельнице закономерно увеличивается удельный расход шаров).

Причины износа мелющих тел имеют разную природу. При сухом измельчении мелющие тела изнашиваются в основном в результате абразивного действия. При мокром измельчении в агрессивных (химически активных) водных средах абразивное изнашивание сопровождается коррозионным, при котором металл разрушается вследствие химического или электрохимического взаимодействия со средой.

Перечисленные факторы износа являются объективными и не могут быть устранены, т.к. обусловлены физическими причинами технологического процесса.

Субъективными факторами износа являются характеристики самого мелющего тела. Среди факторов, значительно влияющих на преждевременный износ и разрушение мелющих шаров можно выделить два основных.

*Низкая ударостойкость.* Покол шаров чаще всего случается с шарами больших диаметров от 80 до 120 мм вследствие недостаточной ударной вязкости, а также по причине наличия технологического брака, например, газовых, усадочных или шлаковых раковин, часто возникающих при литье или глубоких объёмных трещин, которые могут возникнуть в период кристаллизации или после проведения закалки, если не обеспечиваются условия отпуска для снятия внутренних напряжений в шаре. Также, к возникновению трещин может привести повышенное содержание вредных примесей, таких, как сера и фосфор.

Если рассмотреть подробнее причины возникновения раковин в литых шарах, то можно отметить следующее [25]:

- высокая газотворная способность формовочной смеси из-за избыточной влажности, которая снижается химической или термической сушкой форм перед заливкой;

- низкая газопроницаемость формовочной смеси по причине высокого глиносодержания или других связующих компонентов. Устраняется установкой дополнительных выпоров и выполнением вентиляционных каналов в форме;

- повышенная газонасыщенность металла вследствие использования грязной и окисленной металлошихты. В данном случае в жидком металле содержится большое количество свободного азота, водорода и кислорода. Эта проблема решается внутриваночным или внутриваночным раскислением жидкого расплава алюминия, силикокальцием, ферросилицием или их смесями перед разливкой;

- пониженная жидкотекучесть металла вследствие нарушения химического состава металла (отклонения по содержанию углерода и/или кремния) или низкой температуры заливки, что препятствует удалению газовых пузырьков через литниково-питающую систему. Для обеспечения высокой жидкотекучести сплава необходимо обеспечить стабильное содержание химических элементов при плавке, а также необходимую температуру перегрева металла перед выпуском из печи;

- повышенная температура заливки, которая ведёт к увеличению объёмной усадки, при которой возникают раковины преимущественно в центральной части шара. В этом случае поверхностные слои шара в результате теплообмена с формой кристаллизуются и питаются жидким металлом из центральной части шара;

- недостаточное питание шара в период кристаллизации, когда усадочные раковины локализуются ближе к месту подвода металла. При правильном расчёте суммарной площади поперечного сечения элементов литниково-питающей системы (питателей, питающих бобышек и прибылей). Улучшение условий направленной кристаллизации отливок также достигаются путём применения экзотермических изделий в виде вставок или покрывных смесей.

Для предотвращения дефектов, связанных с отклонениями температуры сплава необходим строгий контроль температуры в окислительный и восстановительный периоды плавки, а также непосредственно перед выпуском жидкого металла из печи и заливкой;

- наличие неметаллических примесей в теле отливки в виде шлака, частиц огнеупоров, формовочной смеси и окисных плёнок. Эти дефекты могут быть устранены применением фильтрующих вставок.

Трещины в шарах, в основном, возникают из-за возникновения внутренних напряжений при высоких скоростях охлаждения. Данный дефект может возникать при закалке с последующим охлаждением на воздухе. Для устранения этой проблемы проводят отпуск [25].

*Низкая объёмная твёрдость шара.* Для шаров, выпускаемых на предприятиях стран СНГ, актуальным является повышение поверхностной твердости при увеличении глубины залегания упрочненного слоя. Качество катаного шара по ГОСТ 7524-89 отстаёт от мирового уровня по показателю поверхностной и объёмной твердости, но не менее важным является его способность не раскалываться от соударений. Если имеются внутренние дефекты и не выдержан режим термического упрочнения, то шар быстро раскалывается и затем изнашивается.

По принятой на заводах СНГ технологии производства стальных катаных шаров, непосредственно после прокатки изделия подвергаются неполной закалке в воду с последующим самоотпуском. При этом невозможно достигнуть сквозной прокаливаемости, толщина закаленного слоя (мартенситной скорлупы) не превышает 12-15 мм, и твердость шара значительно снижается к центру. Кроме того, данная технология требует строгого температурного контроля - перекаленный продукт в мельнице может расколоться [26].

### **1.3 Обзор современного состояния исследований процесса модифицирования белых чугунов с целью повышения их свойств**

Известны факты положительного воздействия присадок бора и бария на свойства стали различных марок [11-13,15,27-33]. При этом, воздействие указанных элементов на структуру и свойства чугунов остаётся недостаточно изученным и, в целом, во всём мире научные исследования в области металловедения чёрных металлов и сплавов промышленного значения посвящены изучению сталей, поскольку промышленное применение чугунов незаслуженно считается менее перспективным, а исследования в данном направлении неактуальными. Наиболее значимые научные труды, посвящённые изучению структуры и свойств чугунов, относятся к периоду середины-конца XX века [30,34-40]. В подавляющей части изданий того периода вопросы структурообразования, влияния отдельных элементов, повышения износостойкости белых чугунов попросту не включены, либо представлены в виде краткой общеизвестной информации.

Значительного увеличения твёрдости и ударной вязкости белого НХЧ добились авторы работ [41,42], но высокий результат в данных случаях обеспечивается не только модифицирующей обработкой чугуна, но проведением последующей термической обработки.

Из работы [43] известно, что заметного улучшения микроструктуры и повышения твёрдости низколегированного белого чугуна до 61 HRC можно добиться введением в расплав около 0,5% Си. В исследованиях [44,45] авторы применили бор для модифицирования комплексно-легированных износостойких белых чугунов различного состава, что позволило добиться значительного улучшения морфологии первичных карбидов путём изменения

их химического состава. Однако вышеуказанные методы предполагают также и дополнительное легирование чугуна комплексом легирующих элементов: Mn, Ni, Mo, Ti, Al и Nb, что оказывает существенное влияние на себестоимость.

Работы [45-48] посвящены исследованиям влияния комплексного модифицирования РЗМ-содержащими модификаторами различного состава на микроструктуру и свойства хромистых чугунов. Причём комплексные модификаторы, используемых в данных исследованиях, зачастую имеют довольно сложный состав. В них, помимо РЗМ, содержатся такие элементы, как Ti, Mg, V, Bi, N, K, Zn, Na, Al.

Известны также положительные результаты научных исследований по модифицированию белого чугуна борсодержащими комплексными модификаторами [49,50], доказывающие эффективность применения бора для улучшения структуры и рабочих свойств чугуна. При этом исследователи отмечают улучшение морфологии и распределения карбидов в структуре от сетчатого до компактного речного и, как следствие, повышение твердости и ударной вязкости металла.

Результаты испытаний на износостойкость в условиях сухого скольжения хромистых чугунов модифицированных микродозами бора [51] также подтверждают высокий модифицирующий эффект бора для повышения износостойких качеств литых деталей. Однако учёными отмечается высокая реактивность бора - часть бора непосредственно после введения в жидкий расплав расходуется на раскисление и деазотизацию металла, а оставшееся количество так называемого «активного» бора оказывает уже непосредственно модифицирующее воздействие и микролегирует матрицу [30]. Поэтому на характер воздействия бора на структуру и свойства чугуна оказывает сильное влияние не только количество вводимой добавки, но и исходное содержание в чугуне таких элементов, как кислород и азот.

Таким образом, из анализа современных модификаторов, используемых для повышения износостойких качеств белого чугуна следует, что высокая эффективность большинства из указанных добавок обеспечивается комплексным воздействием группы активных элементов, сочетанием их легирующего и модифицирующего воздействия на металл, и, в ряде случаев, применением обязательной термической обработки.

Известно, что бор в белом чугуне сильно увеличивает его прокаливаемость, увеличивает микротвёрдость и общую твёрдость, способствует образованию в структуре дисперсных упрочняющих тугоплавких частиц, повышающих износостойкость, снижает технологическую температуру разлива сплавов за счёт приближения химического состава сплава к эвтектике [52]. Однако повышенное исходное содержание таких вредных примесей, как кислород, азот и сера в чугунах обыкновенного качества, выплавляемых на подавляющем большинстве литейных заводов, несмотря на все перечисленные положительные качества бора как модификатора, значительно ограничивает эффективность его использования в чистом виде. Считается, что оптимальных

результатов можно достичь при введении бора в составе специальных комплексных ферросплавов [11,13,30,49,50].

Тем временем, общеизвестным фактом является то, что барий, наряду с кальцием и магнием является одним из самых эффективных раскислителей, десульфураторов и модификаторов чугуна и стали [30,31,53]. Барий в составе модифицирующих добавок приводит к измельчению структуры обрабатываемого сплава, гомогенизации жидкого металла, снижению температуры ликвидуса, повышению технологической пластичности [32]. Одними из немаловажных свойств бария в составе комплексных модификаторов, являются также и его способности снижать реактивность остальных активных элементов добавки [30] и заметно увеличивать продолжительность их действия, усиливая и продлевая общий модифицирующий эффект [33].

#### **1.4 Постановка задач исследования на основе проведённого анализа**

Из проведённого анализа следует, что на сегодняшний день в информационном поле отсутствуют какие-либо известные результаты исследований по практическому применению ферродобавок, содержащих одновременно бор и барий. Исследования комплексного модифицирующего воздействия бора и бария на износостойкие свойства такого наиболее доступного и дешёвого литейного сплава, как низкохромистый белый чугун, представляют несомненный интерес и практическую ценность.

В настоящем исследовании для сопоставимого анализа планируется использовать ферросплавы отечественного производства:

- 1) ферробор карботермического способа выплавки, по хим.составу близкий к FeB12;
- 2) ферросиликобарий марки FeSi60Ba20,
- 3) борбариевый модификатор (ББМ).

Для определения эффективности предлагаемых модификаторов для повышения износостойких свойств НХЧ необходимо решение следующих задач:

- выполнить полный термодинамический анализ процесса выплавки и внепечной обработки НХЧ предлагаемыми добавками для определения особенностей влияния легирующих и модифицирующих элементов на фазовый состав и свойства;
- провести лабораторно-экспериментальные исследования по выплавке и внутриформенному модифицированию НХЧ бор- и барийсодержащими добавками, исследовать микроструктуру, твёрдость и ударопрочность полученных образцов;
- определить зависимость эксплуатационных характеристик чугуна (твёрдости, износостойкости и ударостойкости) от степени легирования хромом

и количества вводимых модифицирующих добавок, установить значения оптимального расхода модификаторов;

- выполнить серии опытно-промышленных испытаний по разработанной технологии, исследовать эксплуатационные характеристики полученных образцов, определить оптимальный по модифицирующему воздействию на структуру и износостойкие свойства чугуна тип модификатора;

- разработать технологию производства износостойких чугунных отливок с использованием модификаторов.

## 2 МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ

Научное обоснование технологического процесса является залогом успешной его реализации на практике. Распространённый способ его изучения по отдельным химическим реакциям представляется недостаточно корректным.

В исследовательской практике для таких целей рекомендуется применять полный термодинамический анализ, когда удаётся учесть взаимодействие всех участников процесса, находящихся в твёрдом, жидком и газообразном состоянии в широком диапазоне температур и давлений [54-57].

Усилия научного сообщества в этом направлении привели к созданию численных методов анализа сложных технологических процессов, реализованных в виде пакета прикладных компьютерных программ.

В настоящее время стало очевидным, что такой подход позволяет многократно снижать материальные и временные затраты на совершенствование существующих и создание новых технологических процессов и изделий. Такой подход получил широкое распространение в исследовательской практике [58-62].

### 2.1 Компьютерное моделирование фазового состава опытного сплава при введении модифицирующих добавок

Исследования по определению фазового состава хромистого чугуна при различном уровне легирования хромом и введении модифицирующих бор- и барийсодержащих добавок вели в программном комплексе TERRA версии 4.6 [63], являющемся модернизированной версией программы АСТРА [64] использованием программы HSC Chemistry 5.11 [65].

Применяемый комплекс позволяет обнаруживать в металле  $10^{-20}$ - $10^{-30}$  массовых долей любой фазы. Для удобства анализа учитывали фазу при её содержании  $10^{-3}$  и более массовых долей. Расчёты вели в диапазоне температур 500-2000 К и давлении в изучаемой системе 0,1 МПа.

Для определения количества структурных составляющих в опытном чугуне вывели математическую модель, в которой математически описали линии равновесия двойной диаграммы Fe-Fe<sub>3</sub>C. Определение количества фаз по полученным уравнениям не требует геометрических построений, что значительно ускоряет расчёт количества фаз по сравнению с традиционным методом «отрезков».

Провели фазовый анализ хромистого чугуна и оценили влияние хрома на фазообразование при различных его содержаниях (от 1 до 30%) [66]. В качестве лигатуры использовали высокоуглеродистый феррохром марки ФХ800А ГОСТ 4757-91 следующего состава (мас.%): 69,06Cr, 1,46Si, 2,97C, 0,05P, 0,045S.

За базовый сплав, для исследования образующихся фаз в НХЧ, был принят чугун следующего состава (мас.%): 3,18 C, 0,66 Si, 0,63 Mn, 1,05 Cr, 0,03 S, 0,32 P, ост. Fe.

Данная марка чугуна используется для производства шаров на двух из наиболее крупных заводов-производителей литых мелющих тел в Республике Казахстан: ТОО «QazCarbon» (г. Караганда) мощностью 40 тыс. тонн в год и ТОО «КазАрмапром» (г. Уральск) – 20 тыс. тонн в год.

Для анализа влияния бор- и барийсодержащих модифицирующих добавок на фазовый состав НХЧ провели расчёт фазовых составов с присадкой:

- 1) отдельно бора, в количестве от 0,001 до 1% от массы;
- 2) отдельно бария, в количестве от 0,001 до 1% от массы;
- 3) одновременно бора и бария, в количестве от 0,001 до 1% по содержанию бора в чугуне.

Для сравнения результатов и получения более полного представления о фазообразовании работы по моделированию фазового состава хромистого чугуна повторили с использованием программы ThermoCalc 2021a (Швеция) [67] с элементной базой TCFe8.

## 2.2 Методика лабораторных опытов по выплавке и модифицированию НХЧ

Опыты по выплавке НХЧ и модифицированию бор- и барийсодержащими ферродобавками проводились на базе научно-исследовательской лаборатории «Бор» ХМИ им. Ж. Абишева (г. Караганда, Республика Казахстан).

В лабораторной печи Таммана (рисунок 1) методом переплава производили выплавку белого НХЧ следующего химического состава (% мас.): 3,18% С, 0,66% Si, 0,63% Mn, 1,05% Cr, 0,03% S, 0,32% P, ост. Fe. Плавку вели в алундовых тиглях. Масса чугуна одной плавки составляла 0,4-0,5 кг.



Рисунок 1 – Плавильная печь Таммана в процессе выплавки чугуна

Металлическую шихту – брак чугунных шаров и феррохром (рисунок 2) загружали непосредственно в тигель.



Рисунок 2 – Металлическая шихта и пенополистероловые модели, подготовленные для отливки образцов

После полного расплавления шихты, доводили температуру металла в тигле до 1500°C и заливали в вакуумируемую ЛГМ-форму (рисунок 3) с пенополистероловой моделью с модификатором внутри (рисунок 4). Температуру металла в печи контролировали с помощью стационарной вольфрам-рениевой термопары ВАР-5 (ВР-5)/ВР-20.



Рисунок 3 – Вакуумируемая ЛГМ-форма: а – перед заливкой; б – после заливки чугуна

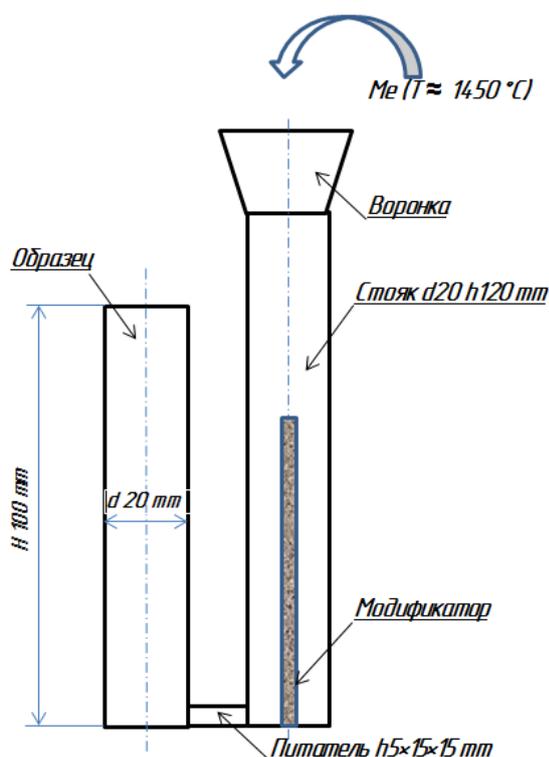


Рисунок 4 – Схема модели с размещённым внутри неё модификатором для внутриформенного модифицирования НХЧ

Было проведено 3 серии плавов, в которых в качестве модификаторов были использованы отдельно друг от друга ферробор ФБ12, ферросиликобарий ФС60Ба20 и новый комплексный борбариевый модификатор, состав которых и диапазон расходов приведён в таблице 4.

Таблица 4 – Химический состав и расход применяемых модификаторов, %

Модификатор	Содержание основных химических элементов, %									Расход модификаторов, % от массы чугуна
	C	Si	S	P	Fe	B	Ba	Al	Ca	
ФБ12 <sup>1</sup>	0,78	4,05	0,011	0,031	~ 80,0	14,63	-	0,40	-	0,04; 0,08; 0,14; 0,20; 0,27
ФС60Ba20 <sup>2</sup>	-	56,24	0,014	0,024	18,5	-	20,52	2,51	-	0,03; 0,05; 0,08; 0,10; 0,15
ББМ <sup>3</sup>	-	19,56	-	-	ост.	8,88	3,92	-	1,87	0,07; 0,14; 0,22; 0,34; 0,45

Примечание: 1 – ферробор (рисунок 5, а), выплавленный карботермическим способом в лаборатории «Бор» Химико-металлургического института имени Ж. Абишева (Казахстан, г. Караганда) [68];

2- ферросиликобарий (рисунок 5, б), производства «Аксуский завод ферросплавов» (Казахстан, г. Аксу);

3 – новый комплексный борбариевый ферросплав (рисунок 5, с), выплавленный в лаборатории «Бор» Химико-металлургического института имени Ж. Абишева (Казахстан, г. Караганда) [69-72].

Химический состав чугуна и применяемых ферродобавок определялся методом мокрой химии в сертифицированной лаборатории Химико-металлургического института им. Ж. Абишева (г. Караганда).

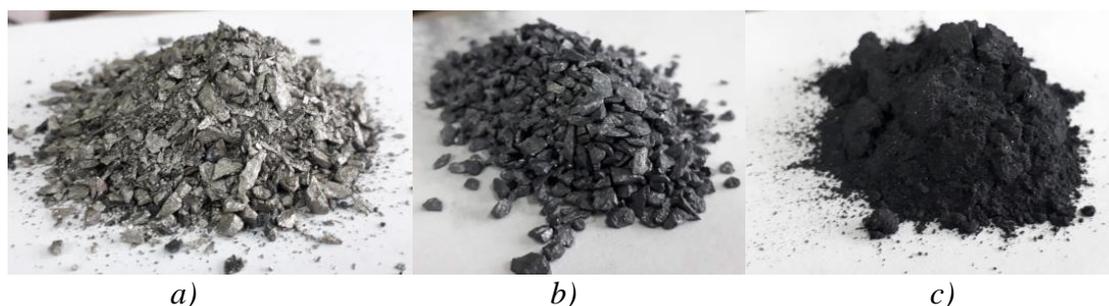


Рисунок 5 – Добавки, использованные для внепечной обработки НХЧ:  
а – ФБ12; б –ФС60Ba20; с - ББМ

Дозы модификаторов и расчётное остаточное содержание основных модифицирующих элементов в чугуне представлены в таблице 5.

Таблица 5 – Дозы модификаторов и расчётное остаточное содержание модифицирующих элементов в металле

Модификатор	Расход модификаторов / Остаточное содержание модифицирующего элемента в металле, масс. %									
	Q <sub>FeB1</sub>	p <sub>B1</sub>	Q <sub>FeB2</sub>	p <sub>B2</sub>	Q <sub>FeB3</sub>	p <sub>B3</sub>	Q <sub>FeB4</sub>	p <sub>B4</sub>	Q <sub>FeB5</sub>	p <sub>B5</sub>
ФБ12	0,04	0,003	0,08	0,006	0,14	0,01	0,20	0,015	0,27	0,02
ФС60Ba20	Q <sub>FeSiBa1</sub>	p <sub>Ba1</sub>	Q <sub>FeSiBa2</sub>	p <sub>Ba2</sub>	Q <sub>FeSiBa3</sub>	p <sub>Ba3</sub>	Q <sub>FeSiBa4</sub>	p <sub>Ba4</sub>	Q <sub>FeSiBa5</sub>	p <sub>Ba5</sub>
	0,03	0,003	0,05	0,005	0,08	0,008	0,10	0,010	0,15	0,015
ББМ	Q <sub>BBM1</sub>	p <sub>Ba1</sub>	Q <sub>BBM2</sub>	p <sub>Ba2</sub>	Q <sub>BBM3</sub>	p <sub>Ba3</sub>	Q <sub>BBM4</sub>	p <sub>Ba4</sub>	Q <sub>BBM5</sub>	p <sub>Ba5</sub>
	0,07	0,003/0,001	0,14	0,006/0,003	0,22	0,01/0,004	0,34	0,015/0,007	0,45	0,02/0,009

*Примечание:  $Q_{FeB}$ ,  $Q_{FeSiBa}$ ,  $Q_{BBM}$  – расход ФБ, ФСБа и ББМ, % от массы чугуна;  
 $p_B$ ,  $p_{Ba}$ ,  $p_{B/Ba}$  – остаточное содержание бора и бария в металле, % по массе.*

В первой серии опытов проводили модифицирование НХЧ карботермическим ФБ. Модифицирование чугуна проводили по технологии *in-mould*, адаптированной для метода литья по газифицируемым моделям. Модифицирующий заряд, состоящий из рассчитанного количества мелких измельчённых частиц ФБ12, размещали непосредственно в тело пенополистероловой модели, в нижней части стояка, в осевой части, как показано на рисунке 4.

После полного расплавления шихты и выдержки расплава при температуре 1500 °С в течении 1 минуты производили отливку проб  $\varnothing 20 \times 100$  мм методом литья по газифицируемым моделям, под давлением около 0,35 атм. Для обеспечения разрежения в форме применяли компрессорную установку модели УК 25-1,6.

Металл в форму заливался спокойно, жидкотекучесть - высокая. Выбивку отливок проводили после двухминутной выдержки в форме, при температуре около 600°С (рисунок 6).



Рисунок 6 – Отливка во время выбивки из формы

Во второй и третьей сериях опытов НХЧ модифицировали ФСБа и ББМ. Выплавку чугуна, модифицирование и выбивку отливок проводили в тех же условиях, что и ранее.

### **2.3 Методика подготовки образцов**

Работы по разделке и подготовке проб проводились в Исследовательской лаборатории инженерного профиля НАО «КарТУ имени Абылкаса Сагинова» (г. Караганда, Республика Казахстан).

Из модифицированных чугунов были получены цилиндрические стержни  $\varnothing 20$  мм (рисунок 7), которые потом были разделаны с помощью ручной отрезной машины Unitom-2, Struers A/S (Дания) на образцы высотой около 10 мм для дальнейшего замера твёрдости.



Рисунок 7 – Литые из модифицированного чугуна стержни для изготовления образцов

Из средней части полученных отливок, по схеме, представленной на рисунке 8, были вырезаны образцы  $\varnothing 20 \times 10$  мм для измерения твёрдости на твердомере макро Виккерса Wilson VH 1150 (США), проведения металлографических исследований на световом микроскопе Zeiss Axio Vert 200MAT, (Германия) и определения механических свойств (испытания на ударно-динамическое воздействие и истирание). Шероховатость поверхности образцов, подготовленных для замера твёрдости составила около  $R_z 2,5$ . Твёрдость образцов измеряли на поверхности по плоскости реза в четырёх точках через равные промежутки, на расстоянии 3 мм от края.

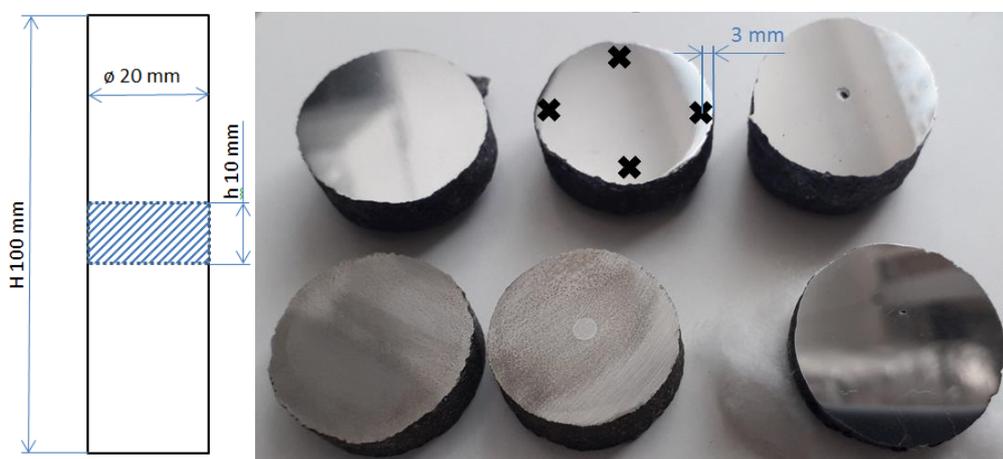


Рисунок 8 – Схема отрезки образцов из литых заготовок для проведения металлографических исследований, измерения твёрдости, испытания на износ и ударно-динамическое воздействие (точки измерения твёрдости поверхности отмечены на поверхности реза знаком x)

Подготовка металлографических образцов проводилась на оборудовании и по методическим указаниям Metalog Guide компании «Struers A/S» (Дания), согласно методики Е [73].

Контролируемые поверхности образцов подготавливали на шлифовально-полировальном станке LaboPol-5, Struers A/S (Дания) с использованием алмазных дисков MD-Piano 220.

## 2.4 Определение твёрдости НХЧ

Измерение твёрдости опытных образцов проводили в лаборатории «Международного центра материаловедения» НАО «КарТУ имени Абылкаса Сагинова» (г. Караганда, Республика Казахстан).

Твёрдость каждого образца измеряли на твердомере Wilson VH 1150 с нагрузкой 5 кг в четырёх противоположных точках, на расстоянии около 2-3 мм от поверхности, как показано на рисунке 8.

Опыты по исследованию влияния содержания хрома и расхода модификаторов на твёрдость НХЧ проводили с применением метода математического планирования эксперимента.

В качестве основной функции отклика был принят показатель твёрдости выплавленных образцов чугуна. В связи с тем, что ударостойкость образцов контролировалась на нестандартном оборудовании (заводском копре), во избежание внесения искажений, было принято решение, при общей оценке результатов, данные тестов на ударопрочность учитывать, но не включать в расчёты в качестве выходной характеристики.

В исследования влияния содержания хрома на твёрдость НХЧ проводили легирование сплава Сг от 1 до 5%.

При планировании опытов руководствовались методом Протождяконова М. М. с применением разработок Малышева В. П. [74]. Для ускорения расчетов использовали компьютерную программу Analiz 3.0 - «Расчёты по методу вероятностно-детерминированного планирования эксперимента».

Количество факторов для построения матрицы эксперимента –  $m = 6$  (где  $X_1$  – содержание основного легирующего карбидообразующего элемента в чугуне – хрома в % по массе;  $X_2$  – расход вводимого модификатора в % по массе;  $X_3, X_4, X_5, X_6$  – вакантные факторы).

Число уровней факторов было принято  $p = 5$ , соответственно количество экспериментов равняется:

$$n = p^2 = 25.$$

Таким образом используем схему 6-факторного эксперимента на 5 уровнях (25 опытов), при этом условие  $m \leq p + 1$  у нас не нарушено (число факторов не должно превышать число уровней более чем на 1).

В качестве основных факторов, влияющих на твёрдость НХЧ приняли содержание хрома в чугуне –  $p_{Cr}$  и расход используемых модификаторов –  $Q$ . Уровни факторов приняты согласно значений таблицы 5.

## 2.5 Исследование микроструктуры опытных образцов

Исследования микроструктуры образцов из модифицированного НХЧ осуществлялись в металлографических лабораториях кафедр «Нанотехнологии и металлургия» НАО «КарТУ имени Абылкаса Сагинова» (г. Караганда, Республика Казахстан) и «Порошковой металлургии и функциональных покрытий» НИТУ «Московский институт стали и сплавов» (г. Москва, Российская Федерация).

Для исследования микроструктуры микрошлифы были протравлены 3% спиртовым раствором  $\text{HNO}_3$ .

Металлографические исследования структуры образцов проводились на световом микроскопе Zeiss Axio Vert 200MAT, (Германия). Количественный анализ микроструктуры образцов проводили с помощью анализатора изображений Thixomet Pro (сборка 0031).

Элементный анализ образцов проводился методами ЭДС (энергодисперсионного анализа) и СОМРО (отражённых электронов) на растровом сканирующем электронном микроскопе JEOL JSM-7600F (Япония) с детектором OXFORD X-Max 80 (Япония) в режиме SEI (вторичных электронов), при мощности 15 кВт. Для анализа полученных снимков использовали программу-анализатор Aztec Version 3.1.

Для исследования влияния вводимых модификаторов на структуру и механические свойства НХЧ, содержащего 1% Cr, из опытных образцов с наилучшей твёрдостью были отобраны и подготовлены образцы, характеристики и условные обозначения которых приведены в таблице 6.

Таблица 6 – Типы и условное обозначение исследуемых образцов

№ п/п	Характеристика образца	Расход вводимого модификатора, % от массы чугуна	Условное обозначение	Твёрдость НРС, ед.
1	Немодифицированный НХЧ	-	sample 0	49
2	НХЧ модифицированный ФБ12	0,08	sample 1	56
3	НХЧ модифицированный ФС60Ба20	0,05	sample 2	59
4	НХЧ модифицированный ББМ	0,14	sample 3	57

В качестве образца для сравнения использовали также и пробу из немодифицированного НХЧ (sample 0).

Оптимальные расходы указанных добавок для модифицирования НХЧ были установлены в результате опытов, описанных в работах [75-77].

## 2.6 Исследование эксплуатационных свойств опытных образцов

Испытания образцов из модифицированного НХЧ на истирание и циклическое ударно-динамическое воздействие проводились на лабораторной

базе кафедры «Порошковой металлургии и функциональных покрытий» НИТУ «Московский институт стали и сплавов» (г. Москва, Российская Федерация).

Испытания образцов на истирание проводились согласно стандартам ASTM G99-959 и DIN50324 на высокотемпературной машине трения Hightemperature Tribometer (CSM Instruments, Швейцария) в режиме одностороннего вращения (рисунок 9) при следующих условиях: температура – 25°C; влажность – 70%; среда испытания – воздух; форма контр-тела – шар; материал контр-тела –  $Al_2O_3$ ; диаметр контр-тела – 6 мм; линейная скорость – 10 см/сек; нагрузка – 5 Н; дистанция – 300 м.

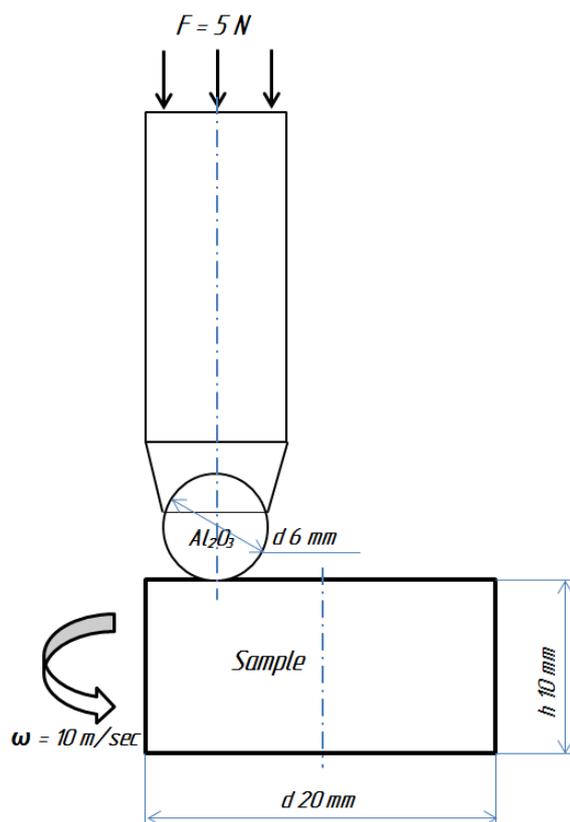


Рисунок 9 – Схема испытания образцов на истирание при сухом трении

При этом в качестве контр-тела был выбран шарик из оксида алюминия в связи с тем, что данное вещество обладает высокой твёрдостью и прочностью, широко распространено в природе и занимает значительную долю в составе перерабатываемой руды (базальты, граниты, глины, полевые шпаты, корунд и др.). Алюминий по распространённости в земной коре является первым среди металлов и третьим среди всех известных элементов. Учитывая состав и твёрдость испытываемого НХЧ, дистанцию пути в 300 метров посчитали достаточной для предварительной оценки износостойких свойств поверхности образцов.

Остальные параметры - температуру, скорость скольжения и нагрузку на образец подбирали приближённо к реальным условиям работы мелющих тел в барабанной мельнице при сухом измельчении.

Испытание на циклическое ударно-динамическое воздействие осуществляли с помощью прибора Impact Tester (СемеСоп, Германия, Греция). Исследуемые образцы подвергались ряду ударов с постоянной частотой 50 Гц с использованием шарика из твердого сплава WC-Co диаметром 5 мм при нагрузках 500 и 700 Н. Количество ударов составило  $10^5$ . Испытания на износ и удар проводились также по поверхности реза образцов.

Для определения параметров деформации дорожек износа использовали оптический профилометр Veeco WYKO-NT 1100 (США).

Для сравнения достигнутых результатов повторили все вышеуказанные тесты на образцах из немодифицированного НХЧ аналогичного состава при тех же условиях.

## **2.7 Методика опытно-промышленных экспериментов по выплавке и модифицированию НХЧ**

Опытные плавки чугуна для отливки мелющих шаров производились в период с 27.01.2021 г. по 17.02.2021 г. в литейном цехе №001 ТОО «QazCarbon» (г. Караганда), согласно действующего технологического процесса предприятия, на индукционной печи с ёмкостью тигля 5,0 тонн.

Образцы отливались из НХЧ с перлитной структурой, химического состава (мас. %): 3,18С, 0,66Si, 0,63Mn, 1,05Cr, 0,03S, 0,32P, ост. Fe, соответствующего СТ РК 2310-2013, согласно которому осуществляется производство мелющих тел на ТОО «QazCarbon». В качестве модифицирующих добавок поочерёдно использовались те же ферродобавки, что описаны в подразделе 2.2 «Методика лабораторных опытов по выплавке и модифицированию НХЧ». Изготовление литых образцов велось согласно разработанного способа производства износостойкого хромистого чугуна [78].

Порции модификаторов рассчитывались с учётом усвоения активных элементов (бора и бария) около 50% и остаточного содержания в чугуне  $B \approx 0,006$  и  $0,02\%$   $Ba \approx 0,005$  и  $0,01\%$ . Фракция модификаторов: FeB ~ 1,0÷3,0 мм, FeSiBa и ББМ  $\leq 1$  мм. Указанные дозировки модификаторов были предварительно испытаны в лабораторных условиях [76,79].

Рассчитанные порции модификаторов подавали в струю металла в сливном жёлобе раздаточного ковша при температуре чугуна  $\sim 1380 - 1420^\circ\text{C}$  (переносной оптический пирометр «Луч»).

Произвели заливку форм шаров  $\varnothing 40$  мм в сырые песчано-глинистые формы (рисунок 10) при температуре  $\sim 1340 - 1380^\circ\text{C}$  и дальнейшую выбивку согласно установленного технологического процесса.



a)



b)

Рисунок 10 – Процесс подготовки форм для отливки чугунных шаров на конвейере:  
 а – монтаж моделей низа шаров  $\varnothing 40$  мм на прессовой формовочной машине ПФ-4;  
 б – готовая нижняя полуформа шаров из сырой песчано-глинистой смеси

После полного остывания литья, отобрали образцы шаров для испытаний на твёрдость и удар, а также для проведения металлографических исследований.



Рисунок 11 – Отбор шаров из модифицированного НХЧ для проведения механических и металлографических испытаний



a)



b)

Рисунок 12 – Испытание шаров из модифицированного НХЧ на ударном копре:  
 а) снизу шары до разрушения на копре; б) половинки шаров, разрушенных на копре

Результаты испытаний полученных образцов на твёрдость и ударостойкость представлены в разделе 5. По результатам проведённых работ был составлен акт промышленных испытаний (Приложение А).

### 3 КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ ФАЗООБРАЗОВАНИЯ В ХРОМИСТЫХ ЧУГУНАХ

Одной из основных задач данного исследования является выявление зависимостей механических свойств НХЧ, определяющих качество мелющих шаров, от особенностей состава и структуры сплава. Результаты исследований, представленные в данной главе, с помощью применения методов компьютерного моделирования позволяют предсказать фазообразование при введении новых модификаторов.

#### 3.1 Математическое описание фазовой диаграммы Fe-Fe<sub>3</sub>C

Основным методом построения диаграмм состояния является экспериментальный [80]. Но применяются и расчётные, базирующиеся на изучении зависимости свободной энергии системы от температуры, давления, концентрации всех компонентов во всех фазах [81,82].

Первым шагом для упрощения расчётов фазового состава чугуна нами была поставлена и решена задача по математическому описанию существующих диаграмм состояния для определения вида и быстрого расчёта количества образующихся фаз [83].

Используемый подход демонстрируется на примере бинарной системы. Состояние двойной системы определяется тремя независимыми параметрами: температурой ( $T$ ), давлением ( $p$ ) и содержанием ( $x$ ) одного из компонентов. Поэтому диаграмма состояния такой системы трёхмерна. Обычно принимают постоянными  $T$  или  $p$  и рассматривают соответствующие плоские сечения диаграммы состояния, называемые соответственно изотермическими ( $p-x$ ) или изобарными ( $T-x$ ) диаграммами состояния. В конденсированных системах роль давления сравнительно невелика и в качестве параметров состояния обычно выбирают  $T$  и состав (концентрацию одного из компонентов). В настоящей работе находилась связь между этими параметрами состояния в виде математических уравнений.

В качестве объекта исследования выбрана диаграмма Fe-Fe<sub>3</sub>C, графически представленная на рисунке 13.

Для нахождения количества фаз в ней обычно применяется правило отрезков (рычага). В сплаве К с 3,6% углерода при температуре 1100°C фазовыми составляющими являются аустенит ( $\gamma$ ) и цементит ( $Fe_3C$ ).

Составы обеих фаз определяются проекциями точек  $b$  и  $c$  на горизонтальную ось, а их количество ( $K$ ) находится по известным выражениям для правила отрезков:

$$K_{\gamma} = ac/bc \cdot 100\% = (6,67 - 3,6) \cdot 100 / (6,67 - 2,0) = 65,7\% \quad (1)$$

$$K_{\text{ц}} = ba/bc \cdot 100\% = (3,6 - 2) \cdot 100 / (6,67 - 2) = 34,3\% \quad (2)$$

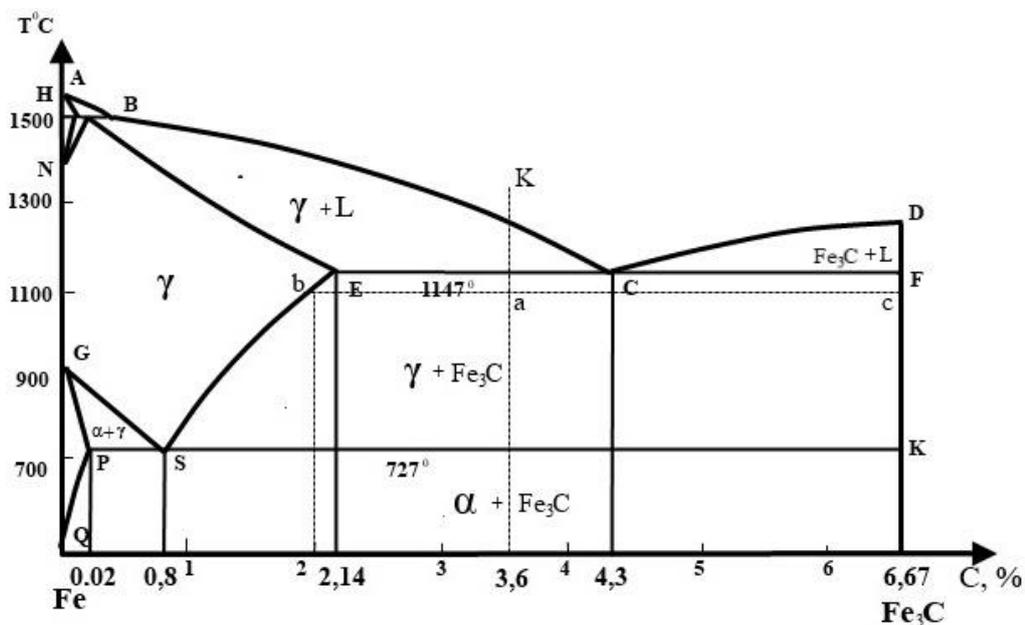


Рисунок 13 – Диаграмма состояния системы Fe–Fe<sub>3</sub>C

Процедура эта простая, но требует много времени, если необходимо определить для сопоставления между собой фазовые составы целого ряда металлов. Её можно упростить, описав математически линии равновесия на диаграмме.

Из структуры уравнений (1) и (2) следует, что для использования метода рычага надо предварительно определить длины отрезков  $ac$ ,  $bc$  и  $ba$ . Длина отрезка  $ac$  равна разнице в содержании углерода в точке «a» и в точке «c». Также определяется длина отрезков  $bc$  и  $ba$ . Можно заметить, что длины этих отрезков не являются постоянными, а для конкретного сплава меняются с температурой в соответствии с наклоном линий равновесия на диаграмме. Наклон, например, линии  $ES$  отображает изменение растворимости углерода в аустените с температурой. И его надо учитывать каждый раз через геометрическое построение при смене температуры.

Решение этой задачи можно упростить, если найти закономерность изменения содержания углерода с температурой на линии равновесия в виде математического выражения. Для линии  $ES$  может быть применена следующая процедура. В точке «E» при температуре 1147°C содержание углерода составляет 2,14%, а в точке «S» при температуре 727°C содержание углерода составляет 0,8% (рисунок 13). В приближении прямой уравнение линии  $ES$  по координатам двух точек запишется так [84]:

$$y = y_1 + \{(y_2 - y_1) \cdot (x - x_1)\} / (x_2 - x_1) \quad (3)$$

Здесь  $x_1$  и  $y_1$  – температура и содержание углерода в первой точке,  $x_2$  и  $y_2$  тоже самое во второй точке,  $x$  это температура, которую мы задаём, а  $y$  – содержание углерода, которое мы получим расчётом при температуре  $x$ .

Подставив численные значения координат, получим следующее:  
 $y = 2,14 + (0,8 - 2,14) \cdot (x - 1147) / (727 - 1147) = 2,14 + (-1,34) / (-420) \cdot (x - 1147)$ .

После вычислений получится следующая формула:

$$y = 0,00319 \cdot x - 1,51893 \quad (4)$$

В изучаемой области  $y$  это содержание углерода в аустените  $C_\gamma$ , а  $x$  это температура  $T$ . Тогда искомое уравнение запишется так:

$$C_\gamma = 0,00319 \cdot T - 1,51893 \quad (5)$$

При подстановке в него температуры  $1147^\circ\text{C}$  содержание углерода оказывается равным:

$$C_\gamma = 0,00319 \cdot 1147 - 1,51893 = 2,14\%$$

Эта величина в точности соответствует содержанию углерода в аустените (2,14%) при  $1147^\circ\text{C}$  по диаграмме (рисунок 13).

Итак, найдено уравнение для левой ограничительной линии в области  $SEFK$ , где расположен исследуемый сплав с 3,6% С, т.е. для линии  $ES$ . Далее необходимо найти уравнение для правой ограничительной линии на диаграмме состояния. Но она - прямая вертикальная линия цементита и на всём протяжении для всех температур содержание углерода в цементите ( $y_2 = C_\Pi$ ) составляет 6,67%.

Имея полученные данные, длину отрезков « $ac$ », « $bc$ » и « $ba$ » можно расписать через концентрации углерода следующим образом:

$$ac = C_\Pi - C_\gamma, \quad bc = C_\Pi - C_\gamma \text{ и } ba = C_\gamma - C_\Pi,$$

где  $C_\gamma$  – заданное содержание углерода в изучаемом чугуна.

Тогда уравнения (1) и (2) можно расписать так:

$$K_\gamma = 100 \cdot (C_\Pi - C_\gamma) / (C_\Pi - C_\gamma) \quad (6)$$

$$\text{и } K_\Pi = 100 \cdot (C_\gamma - C_\Pi) / (C_\Pi - C_\gamma) \quad (7)$$

Теперь в этих уравнениях надо заменить  $C_\gamma$  на уравнение (5) и подставить известное содержание углерода в цементите 6,67%. В результате получатся следующие уравнения:

$$K_\gamma = 100 \cdot (6,67 - C_\gamma) / (6,67 - 0,003193 \cdot T + 1,51893), \quad (8)$$

$$K_\Pi = 100 \cdot (C_\gamma - 6,67 - 0,00319 \cdot T + 1,51893) / (C_\Pi - 0,00318 \cdot T + 1,51893) \quad (9)$$

Теперь проверим уравнения при следующих условиях: зададим в опытном чугуна содержание углерода в количестве  $C_{\text{ч}} = 3,6\%$  и найдём количество образующихся фаз при температуре  $T = 1100^{\circ}\text{C}$ :

$$K_{\gamma} = 100 \cdot (6,67 - 3,6) / (6,67 - 0,00319 \cdot 1100 + 1,51893) = 307 / 4,67663 = 65,65\%,$$

$$K_{\text{ц}} = 100 \cdot (3,6 - 0,00319 \cdot 1100 + 1,51893) / (6,67 - 0,00319 \cdot 1100 + 1,51893) = 160,663 / 4,67663 = 34,35\%.$$

Получены совпадающие с уравнениями (1) и (2) данные. Но предложенный подход не требует геометрических построений и значительно ускоряет расчёт количества фаз.

Итак, получено уравнение, которое в пределах области  $S-E-F-K$  на диаграмме состояния  $\text{Fe}-\text{Fe}_3\text{C}$  позволяет рассчитать количество аустенита и цементита в чугуна с любым содержанием углерода (от 2,14 до 6,67%), задаваясь только температурой (от 727 до 1147 $^{\circ}\text{C}$ ).

Аналогичный подход использован для области  $C-D-F$ , где имеются цементит ( $\text{Fe}_3\text{C}$ ) и жидкость ( $L$ ). Выведенные для неё уравнения имеют вид:

$$K_{\text{ц}} = 100 \cdot (6,67 - C_{\text{ч}}) / (6,67 - 0,019268 \cdot T + 17,800), \quad (10)$$

$$K_{\text{ж}} = 100 \cdot (C_{\text{ч}} - 6,67 - 0,019268 \cdot T + 17,800) / (C_{\text{ж}} - 0,019268 \cdot T + 17,800) \quad (11)$$

Найденные при температуре 1147 $^{\circ}\text{C}$  количества цементита и жидкости для чугуна с 5,6% углерода оказались следующими:

$$K_{\text{ц}} = 45,15\% \text{ и } K_{\text{ж}} = 54,85\%.$$

Аналогичный результат получается при использовании ручного метода по правилу отрезков.

Подобным образом описали все области диаграммы состояния  $\text{Fe}-\text{Fe}_3\text{C}$ . Для облегчения расчётов на основе выведенных уравнений можно создать компьютерную программу. При задании с пульта содержания углерода в исследуемом металле и температуры, компьютер будет находить требуемую область, выполнять расчёт и выдавать на монитор или печать фазовый состав в массовых процентах. Не предвидится препятствий для создания математических моделей и для других бинарных систем.

Таким образом, произведено математическое описание и получены математические уравнения для создания компьютерной программы по расчёту фазового состава металла в наиболее важной для металлургии системе  $\text{Fe}-\text{Fe}_3\text{C}$ .

### 3.2 Термодинамическое моделирование фазообразования в хромистых чугунах с помощью ПО TERRA и ThermoCalc

В настоящей работе, наряду с математической моделью диаграммы Fe-Fe<sub>3</sub>C, использованы программы TERRA и ThermoCalc 2021a, изучено влияние хрома на фазовый состав чугуна.

В качестве базового (исходного) принят серый чугун состава (мас.%): 3,6 C, 2,2 Si, 0,65 Mn, 0,01 S, 0,2 P, 93,34 Fe, в который присаживали до 30% Cr.

Полученный в ходе расчётов фазовый состав исходного серого чугуна показан на рисунке 14.

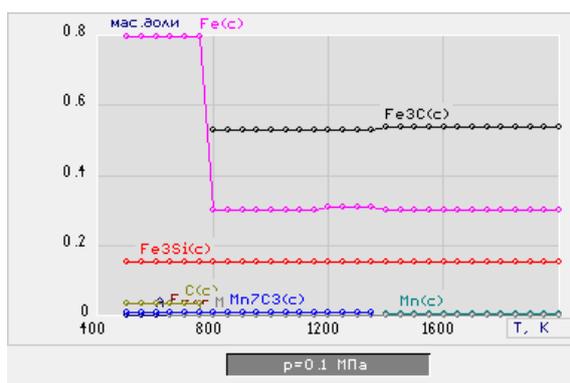


Рисунок 14 – Фазовый состав серого чугуна

Можно видеть, что уже при низких температурах в исходном чугуне образуется силицид железа Fe<sub>3</sub>Si по реакции:



О достоверности этого свидетельствует отрицательное значение изменения энергии Гиббса в широком диапазоне температур, полученное с использованием комплекса HSC (таблица 7).

Таблица 7 – Результаты термодинамических расчётов реакции  $3\text{Fe} + \text{Si} = \text{Fe}_3\text{Si}$

T, K	ΔH, кДж/моль	ΔS, Дж/моль·K	ΔG, кДж/моль	K	lgK
273,000	-93,529	3,623	-94,519	1,220E+018	18,086
373,000	-92,767	5,738	-94,907	1,958E+013	13,292
473,000	-91,823	8,055	-95,632	3,646E+010	10,562
573,000	-92,427	6,930	-96,399	6,144E+008	8,788
673,000	-93,213	5,647	-97,014	3,391E+007	7,530
773,000	-91,722	7,653	-97,639	3,966E+006	6,598
873,000	-86,224	14,331	-98,735	8,094E+005	5,908
973,000	-88,131	12,336	-100,134	2,377E+005	5,376
1073,000	-93,384	7,178	-101,085	8,343E+004	4,921
1173,000	-93,280	7,241	-101,773	3,407E+004	4,532
1273,000	-91,283	8,782	-102,463	1,602E+004	4,205

Продолжение таблицы 7

Т, К	$\Delta H$ , кДж/моль	$\Delta S$ , Дж/моль·К	$\Delta G$ , кДж/моль	К	lgK
1373,000	-87,198	11,888	-103,520	8,683E+003	3,939
1473,000	-89,249	10,484	-104,691	5,162E+003	3,713
1573,000	-103,562	1,138	-105,352	3,153E+003	3,499

В районе 800 К имеет место резкое падение в чугуна содержания свободного железа (Fe) и углерода (C). Вероятной причиной этого является образование из них карбида железа ( $Fe_3C$ ) по реакции:



Правда комплекс HSC показывает, что это происходит при 1073 К, когда изменение энергии Гиббса становится отрицательным (таблица 8). Это различие объясняется несовпадением используемых в этих комплексах термодинамических данных участников реакции.

Таблица 8 – Результаты термодинамических расчётов реакции  $3Fe + C = Fe_3C$

Т, К	$\Delta H$ , кДж/моль	$\Delta S$ , Дж/моль·К	$\Delta G$ , кДж/моль	К	lgK
273,000	24,496	14,905	20,427	1,234E-004	-3,909
373,000	26,840	22,235	18,547	2,527E-003	-2,597
473,000	29,725	28,963	16,025	1,699E-002	-1,770
573,000	30,618	30,702	13,026	6,493E-002	-1,188
673,000	30,604	30,700	9,943	1,691E-001	-0,772
773,000	29,536	29,239	6,934	3,399E-001	-0,469
873,000	27,151	26,357	4,141	5,652E-001	-0,248
973,000	22,885	21,753	1,719	8,086E-001	-0,092
1073,000	16,582	15,580	-0,136	1,015E+000	0,007
1173,000	13,129	12,493	-1,525	1,169E+000	0,068
1273,000	9,495	9,434	-2,514	1,268E+000	0,103
1373,000	9,006	9,064	-3,440	1,352E+000	0,131
1473,000	8,347	8,602	-4,324	1,423E+000	0,153
1573,000	7,522	8,061	-5,157	1,483E+000	0,171

Марганец образует небольшое количество карбида  $Mn_7C_3$  и сульфида  $MnS$ , а фосфор оказывается связанным в фосфид железа  $Fe_2P$ . Карбид железа образует самостоятельную фазу, именуемую цементитом, а остальные составляющие вместе с железом в  $\gamma$  или  $\alpha$  форме образуют твёрдый раствор. Это соответствует известной структурной диаграмме системы  $Fe-Fe_3C$  (рисунок 13), математическое описание которой было дано выше.

Изучено влияние хрома на фазовый состав чугуна. В теоретических разработках его вводят иногда в виде металлического хрома, а в технологических (на практике) используют выпускаемый промышленностью феррохром. Оба варианта рассмотрены ниже. Фазовый состав чугуна при присадке металлического хрома показан на рисунке 15.

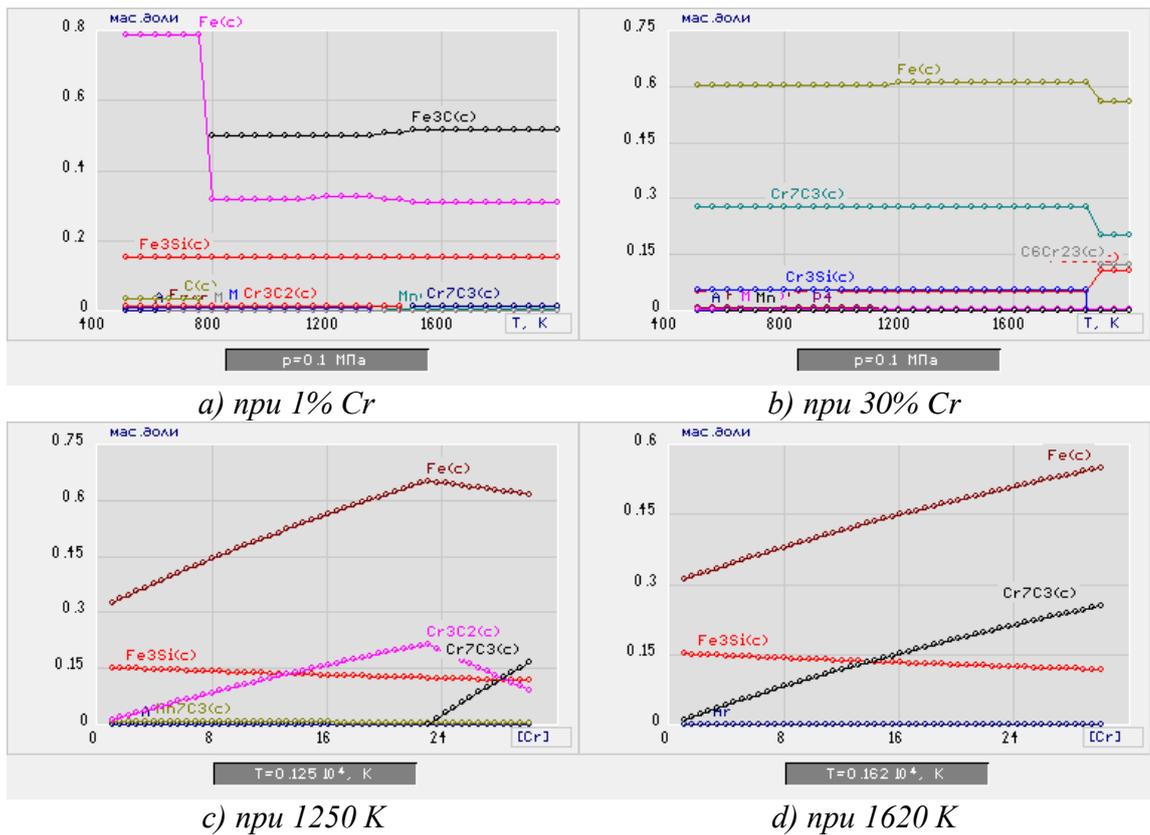


Рисунок 15 – Фазовый состав чугуна при присадке металлического хрома

В чугуне с 1% хрома доминирующей карбидной фазой является  $Fe_3C$ . При температурах более 800К его количество в среднем составляет 0,5 массовых долей. Карбиды хрома представлены небольшим количеством  $Cr_3C_2$  и  $Cr_7C_3$ . Причём  $Cr_3C_2$  существует до 1450К (0,012 массовых долей), сменяясь далее (1500К) на  $Cr_7C_3$  (0,011 массовых долей). Это означает, что при температурах плавки и заливки чугуна с 1% хрома в нём имеется  $Cr_7C_3$ .

Повышение содержания хрома в чугуне до 30% заметно меняет его фазовый состав. Изменение энергии Гиббса протекания реакции, например:



существенно превышает (таблица 9) таковую для реакции образования карбида железа (таблица 8). По этой причине в структуре доминирует карбид  $Cr_7C_3$ . Его количество в среднем составляет 0,28 массовых долей. Карбид  $Cr_3C_2$  отсутствует во всём диапазоне температур. При значительном перегреве чугуна (1800К) отмечено появление карбида  $Cr_{23}C_6$  (рисунок 15, b), но такая ситуация не характерна для плавки и разлива чугуна. Карбид железа в структуре отсутствует из-за отвлечения углерода на образование карбидов хрома.

На этом же рисунке показана динамика изменения фазового состава чугуна с постепенным ростом в нём хрома при фиксированных температурах. При относительно низких температурах (1250К или 977°C), вплоть до 24% хрома в чугуне, в нём доминирует карбид  $Cr_3C_2$ , сменяясь с дальнейшим ростом хрома

карбидом  $\text{Cr}_7\text{C}_3$ . При температурах плавки и разливки чугуна (1620K или 1347°C) в структуре чугуна из карбидов хрома присутствует только  $\text{Cr}_7\text{C}_3$  (рисунок 15, d).

На практике легирование чугуна производится не чистым хромом, а феррохромом. Считают, что промышленный феррохром, содержащий ~ 60% хрома и 6-7% углерода, имеет в своём составе преимущественно гексагональный карбид железа и хрома  $(\text{Cr,Fe})_7\text{C}_3$  [85]. В богатых по хром (65-70%) и углероду (8-10%) сортах феррохрома может превалировать карбид  $\text{Cr}_7\text{C}_3$ .

Таблица 9 – Результаты термодинамических расчётов реакции  $7\text{Cr} + 3\text{C} = \text{Cr}_7\text{C}_3$

Т, К	$\Delta\text{H}$ , кДж/моль	$\Delta\text{S}$ , Дж/моль·К	$\Delta\text{G}$ , кДж/моль	К	lgK
298,000	-160,669	18,967	-166,321	1,432E+029	29,156
398,000	-158,294	25,801	-168,563	1,332E+022	22,124
498,000	-155,725	31,561	-171,442	9,636E+017	17,984
598,000	-153,311	35,984	-174,830	1,873E+015	15,272
698,000	-151,163	39,313	-178,603	2,327E+013	13,367
798,000	-149,326	41,776	-182,664	9,070E+011	11,958
898,000	-147,849	43,525	-186,934	7,490E+010	10,874
998,000	-146,792	44,645	-191,348	1,037E+010	10,016
1098,000	-146,229	45,187	-195,844	2,078E+009	9,318
1198,000	-146,237	45,184	-200,367	5,458E+008	8,737
1298,000	-146,896	44,659	-204,864	1,757E+008	8,245
1398,000	-148,298	43,622	-209,282	6,610E+007	7,820
1498,000	-150,539	42,078	-213,571	2,804E+007	7,448
1598,000	-153,714	40,029	-217,681	1,306E+007	7,116
1698,000	-157,923	37,478	-221,560	6,551E+006	6,816
1798,000	-163,264	34,424	-225,159	3,482E+006	6,542
1898,000	-169,840	30,868	-228,428	1,937E+006	6,287
1998,000	-177,753	26,809	-231,316	1,117E+006	6,048
2000,000	-177,925	26,722	-231,370	1,105E+006	6,043

Чистый  $\text{Cr}_7\text{C}_3$  является устойчивым соединением и не меняет свой состав при нагреве в нейтральной (аргон) атмосфере. Оценили его поведение в расплавленном чугуне при расходе  $\text{Cr}_7\text{C}_3$  из расчета получения в металле 1 и 30% хрома. Полученные данные показаны на рисунке 16.

По сравнению с использованием металлического хрома (рисунок 15) в данном случае отмечается более высокое содержание карбидов хрома. Неизменным остаётся существование карбида  $\text{Cr}_7\text{C}_3$  при высоких температурах (рисунок 16).

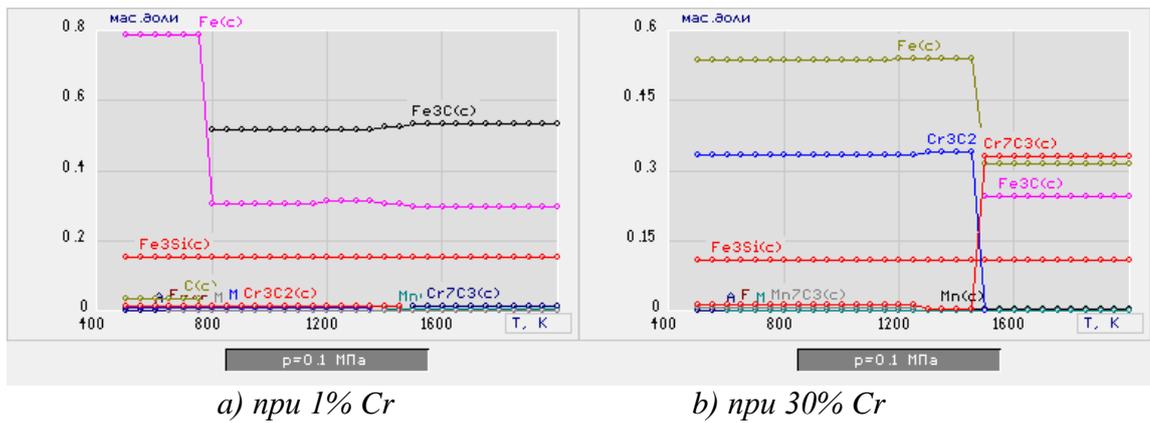


Рисунок 16 – Влияние присадок  $Cr_7C_3$  на фазовый состав чугуна

Оценили влияние углеродистого феррохрома на фазовый состав исходного чугуна, поскольку он используется на практике для легирования хромом. Использованный для исследования феррохром содержал (мас.%): 70Cr, 0,5Si, 8,2C, 0,02S, 0,03P, 21,25Fe. При расчётах учли переход всех его элементов в чугун. Полученные данные приведены на рисунке 17.

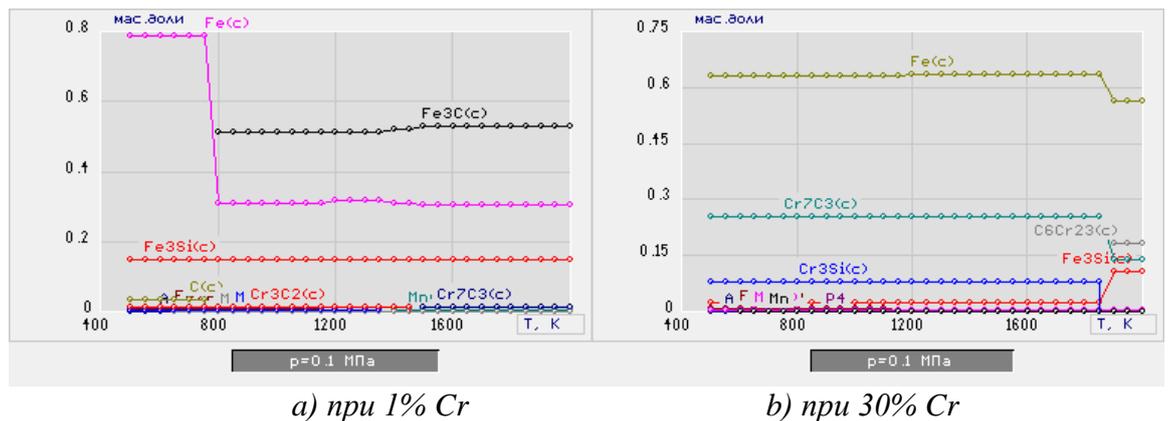


Рисунок 17 – Фазовый состав чугуна при легировании феррохромом

При 1% хрома в чугуне, как и в случае присадки  $Cr_7C_3$ , доминирующей карбидной фазой является  $Fe_3C$ , а смена  $Cr_3C_2$  на  $Cr_7C_3$  происходит при 1500K. При высоком содержании хрома (30%) как при низких (500K), так и высоких температурах (1600K) формируется карбид  $Cr_7C_3$ . Здесь имеется схожесть с присадкой металлического хрома (рисунок 15, b), а не  $Cr_7C_3$ , когда в структуре присутствуют и  $Cr_3C_2$  и  $Cr_7C_3$  (рисунок 16, b).

Таким образом, при температурах плавки и разливки образуется карбид  $Cr_7C_3$  при любой концентрации хрома в чугуне. При образовании достаточного количества  $Cr_7C_3$  для получения износостойкого металла, его необходимо сохранять, регулируя режим охлаждения отливки в форме. О формировании карбида  $Cr_7C_3$  в чугуне речь может идти только в случае присадки металлического хрома. Используемый на практике феррохром уже содержит карбиды и задачей является правильное их использование для повышения качества отливок.

## Моделирование фазообразования и расчёт количества фазовых составляющих в чугунах при различном содержании хрома

Фазовый состав НХЧ при содержании хрома 1,0% показан на рисунке 18.

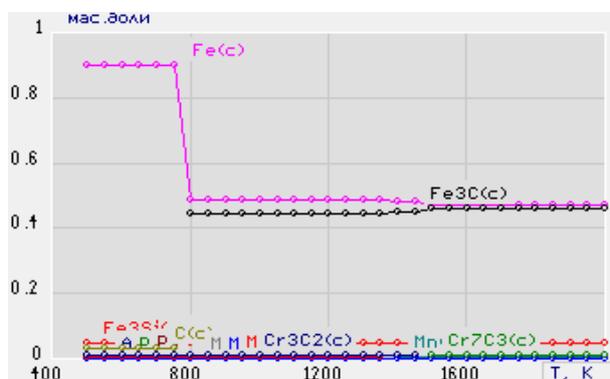


Рисунок 18 – Образование конденсированных фаз в базовом (немодифицированном) хромистом чугуна (Cr-1,0%)

По результатам расчёта видно, что основную карбидную фазу чугуна данного состава представляет карбид железа, который образуется по реакции (13) в интервале температур 800 – 2000К (527 - 1727°C). Массовая доля образующейся фазы Fe<sub>3</sub>C при этом составляет от 47,4% (при 527°C) до 48,9% (при 1727°C). При более низких температурах цементит распадается с образованием графита. Поэтому технология производства чугунных шаров из данного сплава предусматривает раннюю выбивку форм при температуре не менее 600°C.

Также можно отметить присутствие небольшого количества тригонального карбида Cr<sub>7</sub>C<sub>3</sub> (до 1,2% по массе). Марганец также образует небольшое количество карбида Mn<sub>7</sub>C<sub>3</sub> (около 0,7% мас.) при температурах ниже 1350К (1077°C). Количество данного карбида зависит от исходного содержания марганца в шихте. Кроме того, часть марганца, поскольку он является активным десульфуратором, расходуется на образование сульфида марганца MnS (≈0,11% по массе).

Кремний в чугунах данного состава образует конденсированную фазу, по реакции (12), – силицид железа Fe<sub>3</sub>Si (около 3,5% по массе), количество которого практически не меняется и зависит от исходного содержания Si. Остальная его часть переходит в газовые фазы SiS, SiS<sub>2</sub>, SiC<sub>2</sub>.

Сера с марганцем образует сульфид MnS, количество которого в металле зависит от её исходного содержания, остальная часть переходит также в газообразные фазы, как в чистом виде- S, S<sub>2</sub>, так и в виде соединений с другими элементами шихты- PS, CS, CS<sub>2</sub>, CP, SiS, SiS<sub>2</sub>, SiC<sub>2</sub>, FeS, MnS, CrS.

Фосфор при температуре 500К (227°C) и ниже образует фосфидную эвтектику, а остальная его часть также образует газы – P, P<sub>2</sub>, P<sub>3</sub>, P<sub>4</sub>, PS, CP.

Результаты моделирования фазового состава НХЧ с содержанием хрома до 1,0% по массе программой ThermoCalc 2021a [67] показаны на рисунке 19.

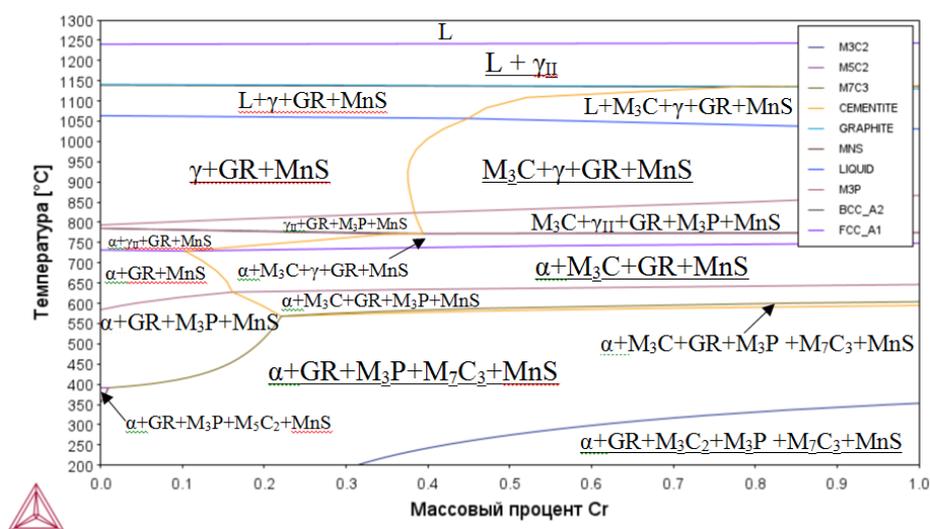
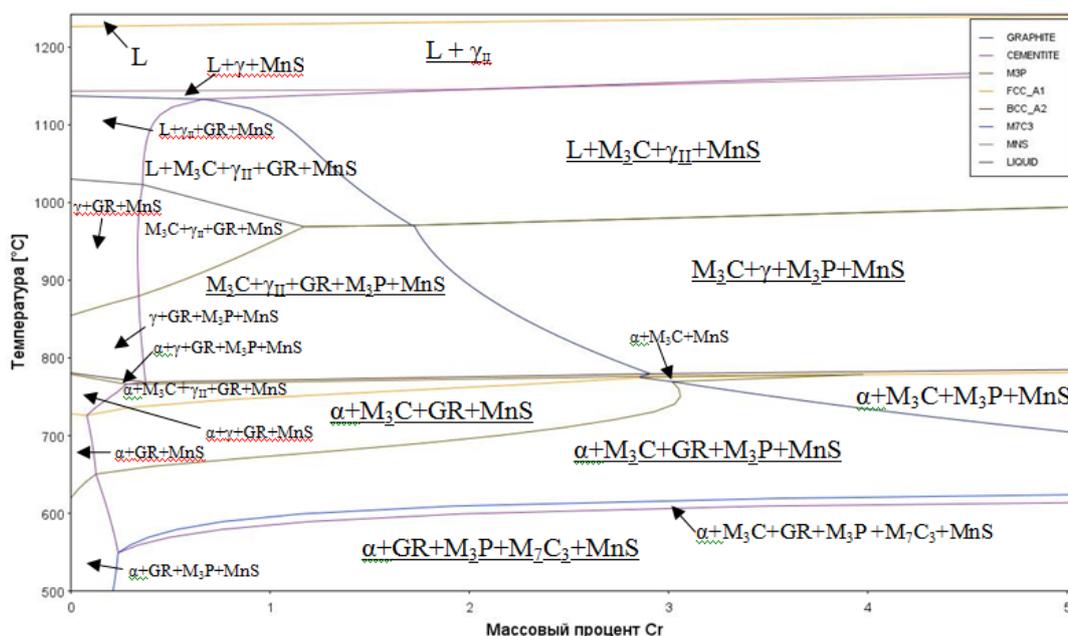


Рисунок 19 – Фазовая диаграмма НХЧ (Cr до 1,0%)

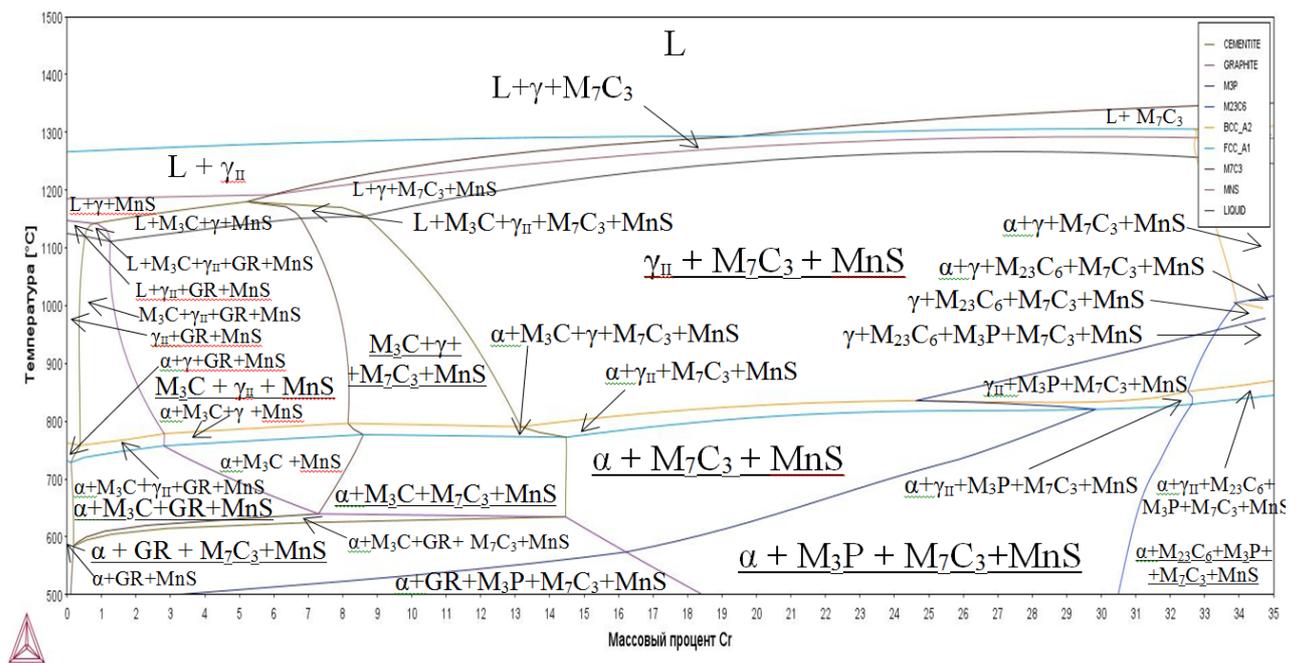
Полученные в ThermoCalc фазовые диаграммы в принципе подтверждают полученные выше результаты, но более информативны, поскольку показывают поля кристаллизации различных фаз.

Как известно, при восстановлении оксидов хрома углеродом добиваются образования карбида  $Cr_7C_3$ , наличие которого в составе хромистых чугунов позволяет достичь значительного повышения износостойких свойств [86,87].

Фазы, находящиеся в хромистом чугуне, содержащем более 1% Cr представлены на рисунке 20.



а) до 5% Cr



b) до 35% Cr

Рисунок 20 – Фазовый состав ИХЧ при различном содержании хрома, мас.%

В результате расчётов установлено постоянное присутствие карбида  $Cr_7C_3$  в структуре чугуна. Но для придания ему высокой износостойкости требуется определенное количество  $Cr_7C_3$ , которое для чугунов высоких марок составляет не менее 20% [9]. В НХЧ для шаров ТОО «QazCarbon» (г. Караганда) его содержится всего лишь около 1,2% (рисунок 19), поэтому они имеют неудовлетворительные эксплуатационные характеристики и их производство было приостановлено в 2021 г.

Традиционным является путь повышения концентрации  $Cr_7C_3$  увеличением количества хрома в чугуне присадкой феррохрома. Но он является довольно затратным. Средняя стоимость феррохрома на мировом рынке достигает 1500-1900 \$/т. Кроме того, с повышением содержания хрома в чугуне значительно ухудшаются его литейные свойства, снижается жидкотекучесть, повышается усадка (до 2% и более, как в сталях), возрастает склонность к возникновению холодных и горячих трещин в отливках [34].

Ухудшение жидкотекучести сплава приводит к повышенному браку отливок, а дополнительные меры по повышению температуры заливки и введение дополнительных добавок, улучшающих литейные свойства, далеко не всегда приводят к положительному результату.

Повышение линейной усадки чугуна вызывает необходимость дополнительных мер по улучшению питания отливок в период кристаллизации, а это – вынужденный расход металла на литниково-питающую систему (прибыли, питающие бобышки) и резкое снижение технико-экономических показателей производства.

И, наконец, термическая обработка для снятия напряжений в высокохромистых чугунах также относится к затратам, существенно влияющим

на себестоимость литья. Вышеперечисленные недостатки заставляют многих производителей искать иные, менее дорогостоящие, пути повышения эксплуатационных характеристик отливок путём применения различных способов внепечной обработки сплавов таких как модифицирование, ковшевое микролегирование, обработка вибрацией, ультразвуками др.

Согласно источникам [88,89], при увеличении содержания кремния в составе белого чугуна до 1,2% происходит выделение структурно-свободного углерода в виде шаровидного графита, повышается термодинамическая активность углерода и хрома, что позволяет значительно снизить количество вводимого хрома (до 4%) для обеспечения инверсии карбидов. Полагают также, что в чугуне достаточно иметь 3-5% хрома, а вводом модификаторов переводить его из раствора в карбиды, увеличивая тем самым количество  $Cr_7C_3$  [90]. Определенный интерес в этом плане представляют бор и барий, оказывающие существенное влияние на структуру и свойства чугуна.

### 3.3 Оценка влияния модифицирующих бор- и барийсодержащих ферродобавок на фазообразование в НХЧ

#### *Термодинамическое моделирование процесса фазообразования в НХЧ при введении ФБ*

Известно, что раскислительная способность бора значительно выше, чем у Si, Mn, Cr, V, а химическое сродство к азоту больше, чем у Ca, Cr и V. Поэтому бор, вступая в активное взаимодействие с серой, кислородом и азотом в жидком металле, образует новые дисперсные соединения – сульфиды, оксиды и нитриды, выполняющие роль зародышевых фаз при дальнейшей кристаллизации.

При анализе термодинамических реакций при обработке НХЧ ферробором учитывали влияние остальных элементов, присутствующих в составе модифицирующей добавки – ферробора ФБ12.

В таблице 10 показан фазовый состав НХЧ (Cr-1,0%) при различном расходе модифицирующей добавки – карботермического ФБ ( $Q_{FeB}$  от 0,02 до 1,5% по массе), при температуре его введения в расплав (при 1500°C), а на рисунке 21 фазовая диаграмма.

Таблица 10 – Конденсированные фазы, содержащиеся в чугуне с 1%-ным содержанием хрома, модифицированном карботермическим ФБ при температуре 1773К

$Q_{FeB}$ , мас. %	$p_B$ , мас. %	Фазовый состав, мас. % при температуре 1773К						
		Fe	$Fe_3C$	$Fe_3Si$	$Cr_7C_3$	$Mn_7C_3$	MnS	FeB
0,02	0,001	47,179	45,983	4,597	1,154	0,569	0,081	0,006
0,04	0,003	47,168	45,983	4,597	1,154	0,569	0,081	0,019

Продолжение таблицы 10

$Q_{FeB}$ , мас. %	$p_B$ , мас. %	Фазовый состав, мас. % при температуре 1773К						
		Fe	Fe <sub>3</sub> C	Fe <sub>3</sub> Si	Cr <sub>7</sub> C <sub>3</sub>	Mn <sub>7</sub> C <sub>3</sub>	MnS	FeB
0,08	0,006	47,149	45,983	4,597	1,154	0,569	0,081	0,037
0,14	0,010	47,125	45,983	4,597	1,154	0,569	0,081	0,062
0,20	0,015	47,094	45,983	4,597	1,154	0,568	0,081	0,092
0,27	0,020	47,063	45,983	4,597	1,154	0,568	0,081	0,123
0,50	0,035	46,969	45,984	4,597	1,154	0,566	0,081	0,216
0,75	0,055	46,846	45,984	4,597	1,154	0,564	0,081	0,339
1,00	0,073	46,735	45,984	4,597	1,154	0,562	0,081	0,450
1,25	0,091	46,624	45,984	4,597	1,154	0,560	0,081	0,561
1,50	0,110	46,507	45,984	4,597	1,154	0,558	0,081	0,678

Как видно из результатов расчёта, с увеличением количества вводимого ФБ фазовый состав сплава практически не меняется, в чугунах преобладает цементит, а хром представлен в виде тригонального карбида Cr<sub>7</sub>C<sub>3</sub>. Часть вводимого бора связывается с серой и образует в небольшом количестве (10<sup>-12</sup>) неметаллические соединения в виде газов и шлака BS, BS<sub>2</sub>, B<sub>2</sub>S<sub>2</sub>, B<sub>2</sub>S<sub>3</sub>, BN, B<sub>2</sub>O<sub>3</sub> а остальная его часть присутствует в металле в виде упрочняющей фазы – FeB, количество которой (таблица 10) пропорционально увеличивается с повышением расхода вводимой добавки. При этом часть бора идёт на образование BN и нейтрализацию вредного воздействия азота, которое проявляется в том, что азот повышает поверхностное натяжение металла и, занимая энергетически выгодные позиции для новых центров кристаллизации, препятствует их зарождению.

Фазы в НХЧ с добавкой ферробора до остаточного содержания бора чугуна 0,1% масс., в диапазоне температур от 500 до 1250°С представлены в таблице 11.

Таблица 11 – Наличие фаз в НХЧ (Cr – 1,0%), содержащем до 0,1% масс. бора при температурах от 500 до 1250°С

Температура, °С	Фазовый состав								
	А	П	Г	Fe <sub>3</sub> C	FeB	M <sub>3</sub> P	Mn <sub>7</sub> C <sub>3</sub>	MnS	Ж
500	–	+		–	+	+	+		
600									
650									
700									
750	А <sub>П</sub>	–	+	+	–		+	–	
800									
850									
900									
950									
1000									
1050									+

Продолжение таблицы 11

Температура, °С	Фазовый состав								
	А	П	Г	Fe <sub>3</sub> C	FeВ	M <sub>3</sub> P	Mn <sub>7</sub> C <sub>3</sub>	MnS	Ж
1100	+	-	+	+	-	-	-	+	+
1150			-	-				-	
1200			-	-				-	
> 1250	Ж								

Сопоставляя данные, полученные при моделировании в ThermoCalc 2021a (таблица 11) с фазовой диаграммой Fe-Fe<sub>3</sub>C (рисунок 13) можно увидеть следующее:

- температура ликвидус при микролегировании НХЧ ферробором снизилась на ~ 100°С (1350→1250°С);
- распад аустенита начинается при температурах ниже 1000°С;
- температура начала перлитного превращения не изменилась и находится в пределах 727°С.

Данные полученные при моделировании фазовой диаграммы в ThermoCalc 2021a (рисунок 21, таблица 11) указывают также на выделение высокоуглеродистой фазы – графита при температуре ниже 1100°С. Явление графитизации в данном случае объясняется тем, что дисперсные частицы нитрида бора выполняют функцию зародышей, а его гексагональная решётка изоморфна графиту. Известно, что при условии формирования небольшого количества графита в сплаве в виде мелкодисперсных частиц компактной формы и равномерного его распределения в структуре, он способен несколько улучшить ударную вязкость и износостойкость металла. Тогда как при выделении избыточного количества свободного углерода в чугуне в виде крупных графитовых вкраплений, напротив, наблюдается заметное ухудшение прочностных характеристик.

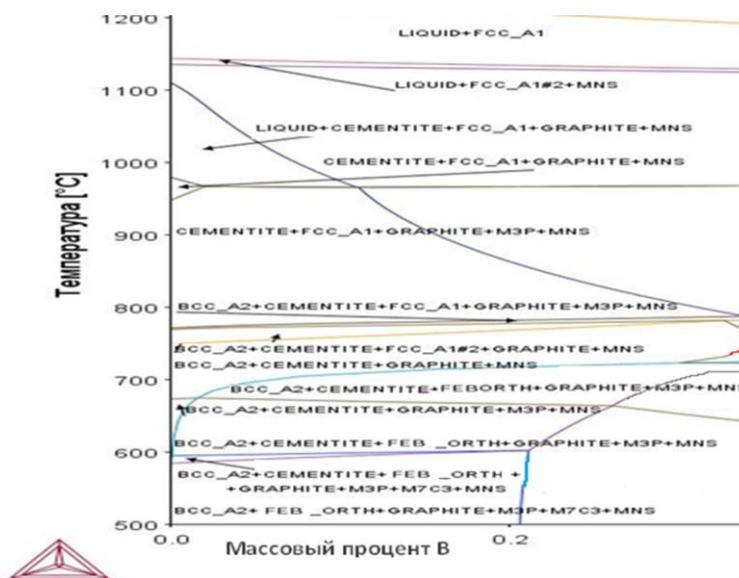


Рисунок 21 – Фазовый состав НХЧ (Cr-1,0%) при микролегировании ферробором

Таким образом, следует, что, помимо раскисления сплава и модифицирования структуры металла, ФБ оказывает также и выраженное микролегирующее и графитизирующее воздействие на чугун, о чём свидетельствует образование борсодержащих металлических конденсированных фаз и графита. При введении карботермического ФБ в НХЧ часть бора уходит на образование нитрида бора и нейтрализацию азота, а остальное количество образует упрочняющую металлическую фазу FeB (таблица 10).

### **Термодинамическое моделирование процесса фазообразования в НХЧ при модифицировании ФСБа**

Для исследования влияния добавки бария в НХЧ на его фазовый состав и свойства, провели аналогичные расчёты при различном расходе модификатора – ферросиликобария ФС60Ba20 ( $Q_{FeSiBa}$  от 0,01 до 1,0% по массе). Количество и вид образующихся конденсированных фаз приведены в таблице 12.

Таблица 12 – Фазы, образующиеся в чугуне с содержанием хрома 1%, модифицированном ФСБа при температуре 1773К

$Q_{FeSiBa}$ , мас. %	$p_{Ba}$ , мас. %	Фазовый состав, мас. % при температуре 1773К						
		Fe	Fe <sub>3</sub> C	Fe <sub>3</sub> Si	Cr <sub>7</sub> C <sub>3</sub>	Mn <sub>7</sub> C <sub>3</sub>	MnS	BaS
0,01	0,001	47,184	45,984	4,597	1,154	0,570	0,081	0,001
0,03	0,003	47,182	45,984	4,597	1,154	0,571	0,079	0,004
0,05	0,005	47,180	45,984	4,597	1,154	0,572	0,078	0,006
0,08	0,008	47,177	45,984	4,597	1,154	0,573	0,076	0,010
0,1	0,01	47,175	45,984	4,597	1,154	0,574	0,075	0,012
0,3	0,03	47,155	45,984	4,597	1,154	0,582	0,062	0,037
0,5	0,05	47,135	45,984	4,597	1,154	0,590	0,050	0,062
0,8	0,08	47,105	45,984	4,597	1,154	0,602	0,031	0,099
1,0	0,10	47,085	45,984	4,597	1,154	0,610	0,018	0,123

В результате термодинамических расчётов было установлено, что небольшое количество бария ( $10^{-8}$ ) при температуре ввода модификатора (1500°C) в чистом виде переходит в газообразное состояние, а остальная его часть вследствие высокого сродства к сере и кислороду образует BaS и BaO. Незначительная часть сульфида бария (около  $10^{-9}$ ) улетучивается в виде газа, а основное количество BaS (таблица 12) конденсируется в сплаве в виде мелкодисперсных неметаллических включений, которые, как мы предполагаем, выполняют роль дополнительных центров кристаллизации при затвердевании чугуна и тем самым способствуют получению мелкозернистой плотной структуры, повышенной чистоты поверхности металла.

Таким образом, при модифицировании НХЧ ферросиликобарием, барий активно реагирует с серой, в результате чего образуется сульфид бария BaS (таблица 12), мелкодисперсные частицы которого выполняют роль

дополнительных центров кристаллизации, что способствует измельчению структуры и повышению механических свойств чугуна.

### ***Термодинамическое моделирование процесса фазообразования в НХЧ при внепечной обработке комплексным ББМ***

Для оценки влияния новой комплексной борбариевой добавки на фазообразование в белом НХЧ провели термодинамические расчёты при расходе добавки  $Q_{ББМ}$  от 0,03 до 2,26% от массы обрабатываемого чугуна. Остальные параметры расчётов прежние.

Фазовый состав НХЧ при различном содержании бора и бария показан в таблице 13.

Таблица 13 – Фазы, образующиеся в модифицированном борбариевой добавкой НХЧ (Cr-1,0%), при температуре 1773К

$Q_{ББМ}$ , мас. %	$p_B$ , мас. %	$p_{Ba}$ , мас. %	Фазовый состав, мас. % при температуре 1773К							
			Fe	Fe <sub>3</sub> C	Fe <sub>3</sub> Si	Cr <sub>7</sub> C <sub>3</sub>	Mn <sub>7</sub> C <sub>3</sub>	MnS	FeB	BaS
0,03	0,001	-	47,179	45,983	4,597	1,154	0,569	0,081	0,006	-
0,07	0,003	0,001	47,166	45,984	4,597	1,154	0,570	0,081	0,019	0,001
0,14	0,006	0,003	47,145	45,984	4,597	1,154	0,570	0,079	0,037	0,004
0,22	0,010	0,004	46,980	45,984	4,736	1,154	0,570	0,079	0,062	0,005
0,34	0,015	0,007	46,737	45,984	4,945	1,154	0,571	0,077	0,092	0,009
0,45	0,020	0,009	46,565	45,984	5,085	1,154	0,571	0,076	0,123	0,011
0,57	0,025	0,011	46,393	45,984	5,224	1,154	0,571	0,074	0,154	0,014
1,13	0,050	0,022	45,531	45,984	5,920	1,154	0,573	0,067	0,308	0,027
1,69	0,075	0,033	44,600	45,984	6,687	1,154	0,575	0,060	0,462	0,041
2,26	0,10	0,044	43,669	45,984	7,453	1,154	0,576	0,054	0,617	0,054

В данном случае модификатором на сплав оказывается комплексное раскисляющее, микролегирующее и модифицирующее воздействие. Из результатов термодинамических расчётов следует, что бор оказывает множественное воздействие на металл – сразу после введения часть бора, ввиду его очень высокой химической активности, затрачивается на раскисление, деазотизацию и десульфурацию расплава с образованием мелкодисперсных соединений – центров кристаллизации, а оставшаяся часть микролегирует и упрочняет перлитную основу. Барий, из-за более высокой степени химического сродства, оказывает более активное десульфурующее воздействие на металл, чем марганец, тем самым высвобождая некоторое его количество на карбидообразование и легирование металлической основы.

Можно предположить, что образующиеся дисперсные включения BaS, как и MnS, служат ядрами для частиц BN, тем самым способствуя диспергированию зарождающихся графитовых включений.

### 3.4 Выводы по разделу

1. Произведено математическое описание диаграммы состояния системы Fe–Fe<sub>3</sub>C и получены математические уравнения, которые позволяют быстро и точно определить фазовый состав чугуна без графических построений.

2. Методом полного термодинамического моделирования выполнен анализ фазообразования в сером и легированном хромом чугунах. Уточнены условия формирования карбидов хрома при различном содержании хрома от 1 до 30% по массе и диапазоне температур 500-2000К.

3. Теоретически обосновано образование новых фаз (FeV и BaS) в низкохромистых чугунах после обработки опытными модификаторами.

## 4 ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ ВЛИЯНИЯ БОР- И БАРИЙСОДЕРЖАЩИХ МОДИФИКАТОРОВ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА НХЧ

### 4.1 Влияние модификаторов на твёрдость НХЧ

#### *Влияние карботермического ферробора на твёрдость НХЧ*

Принятые расходы (в % от массы чугуна) лигатуры (карботермического ферробора марки ФБ12, производства ХМИ им. Ж. Абишева, г. Караганда):

- 0,04 ( $B \approx 0,003$ );
- 0,08 ( $B \approx 0,006$ );
- 0,14 ( $B \approx 0,010$ );
- 0,20 ( $B \approx 0,015$ );
- 0,27 ( $B \approx 0,020$ ).

*В скобках указано расчётное процентное содержание основного микролегирующего элемента бора в чугуне после ввода ферродобавки.*

В таблице 14 приведены факторы эксперимента по микролегированию НХЧ карботермическим ФБ и их численные значения.

Таблица 14 – Факторы и их уровни

Факторы		Уровни факторов				
		1	2	3	4	5
$X_1$	Содержание хрома, $p_{Cr}$ , мас.%	1,0	2,0	3,0	4,0	5,0
$X_2$	Расход карботермического ферробора, $Q_{FeB}$ , мас.%	0,04	0,08	0,14	0,20	0,27
$X_3$	Вакантный фактор	1	2	3	4	5
$X_4$	Вакантный фактор	1	2	3	4	5
$X_5$	Вакантный фактор	1	2	3	4	5
$X_6$	Вакантный фактор	1	2	3	4	5

В таблице 15 приведён план 6-факторного эксперимента на 5 уровнях.

Таблица 15 – План эксперимента по микролегированию чугуна ФБ и результаты опытов  $Y_3$  (твёрдость по Роквеллу - HRC, ед.)

N п/п	$p_{Cr}$ , мас.%	$Q_{FeB}$ , мас.%	$X_3$	$X_4$	$X_5$	$X_6$	Результат эксперимента ( $Y_3$ ), твёрдость HRC, ед.
1	1,0	0,04	1	1	1	1	53
2	1,0	0,14	3	3	3	3	57
3	1,0	0,08	2	2	2	2	57
4	1,0	0,27	5	5	5	5	57
5	1,0	0,20	4	4	4	4	56
6	3,0	0,04	3	2	5	4	55

Продолжение таблицы 15

N п/п	$p_{Cr}$ , мас. %	$Q_{FeB}$ , мас. %	$X_3$	$X_4$	$X_5$	$X_6$	Результат эксперимента ( $Y_2$ ), твёрдость HRC, ед.
7	3,0	0,14	2	5	4	1	58
8	3,0	0,08	5	4	1	3	56
9	3,0	0,27	4	1	3	2	57
10	3,0	0,20	1	3	2	5	57
11	2,0	0,04	2	4	3	5	57
12	2,0	0,14	5	1	2	4	57
13	2,0	0,08	4	3	5	1	56
14	2,0	0,27	1	2	4	3	56
15	2,0	0,20	3	5	1	2	56
16	5,0	0,04	5	3	4	2	57
17	5,0	0,14	4	2	1	5	57
18	5,0	0,08	1	5	3	4	57
19	5,0	0,27	3	4	2	1	59
20	5,0	0,20	2	1	5	3	60
21	4,0	0,04	4	5	2	3	56
22	4,0	0,14	1	4	5	2	57
23	4,0	0,08	3	1	4	5	57
24	4,0	0,27	2	3	1	4	58
25	4,0	0,20	5	2	3	1	58

Методом наименьших квадратов обработали данные таблицы 15 и получили частные зависимости в виде линейных и полиномиальных функций типа:

$$Y(X) = a + bX, \quad (15)$$

$$Y(X) = c_0 + c_1X^1 + \dots + c_nX^m, \quad (16)$$

где  $a, b, c_i$  – фиксированные коэффициенты;  $X$ - переменная (фактор).

1) от фактора  $X_1$  ( $p_{Cr}$ , содержание хрома в чугуна, %) уравнение вида:

$$Y_1 = 55,4 + 0,48X_1, \quad (17)$$

2) от фактора  $X_2$  ( $Q_{FeB}$ , расход ФБ, %):

$$Y_2 = 54,76 + 25,67X_2 - 59,66X_2^2. \quad (18)$$

В таблице 16 приведены экспериментальные значения твёрдости на поверхности образцов из НХЧ, обработанного карботермическим ФБ.

Таблица 16 – Экспериментальные значения частных функций

Функция	Уровень					Среднее значение, $Y_{cp.з.}$
	1	2	3	4	5	
$Y_{1э}$	56,0	56,4	56,6	57,2	58,0	56,84
$Y_{2э}$	55,6	56,6	57,2	57,4	57,4	56,84

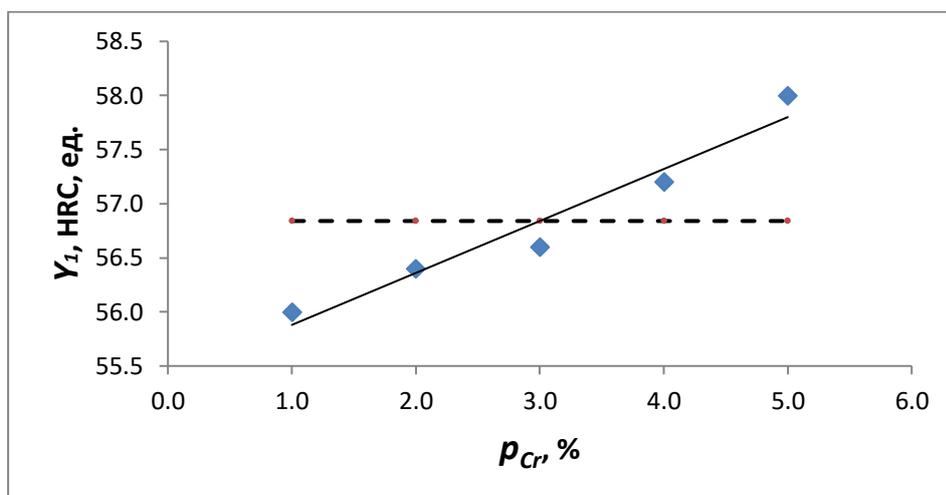
Как видно из таблицы 16, средние значения по каждой функции совпадают с общим средним значением, что является свидетельством отсутствия ошибки.

На рисунке 22 показаны графики полученных частных зависимостей, построенные по данным таблицы 16.

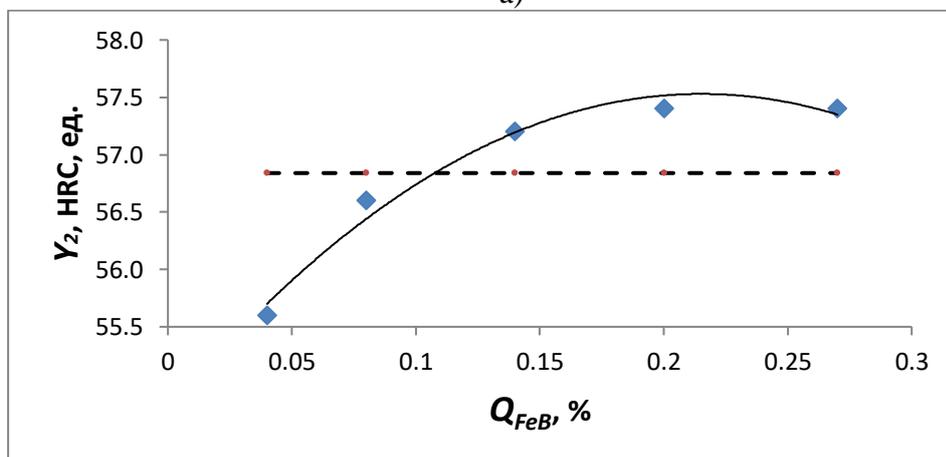
В таблице 17 показаны расчётные значения частных функций.

Таблица 17 – Расчётные значения частных функций

Функция	Уровень					Среднее значение, $Y_{cp. т.}$
	1	2	3	4	5	
$Y_{1T} = 55,4 + 0,48X_1$	55,88	56,36	56,84	57,32	57,8	56,84
$Y_{2T} = 54,76 + 25,67X_2 - 59,66X_2^2$	56,075	56,364	56,797	57,23	57,735	56,84



а)



б)

Рисунок 22 – Частные зависимости твердости чугуновых образцов (HRC): а) от содержания хрома,  $Y_1 = f(p_{Cr}, \%)$ , б) от расхода ФБ,  $Y_2 = f(Q_{FeB}, \%)$

Поскольку средние значения расчётных значений функций полностью совпали с экспериментальными, выборка частных зависимостей проведена правильно.

Коэффициент нелинейной множественной корреляции и его значимость определяются по следующим формулам:

$$R = \sqrt{1 - \frac{(N-1) \sum_1^N (Y_э - Y_т)^2}{(N-K-1) \sum_1^N (Y_э - Y_{ср})^2}} \quad (19)$$

$$t_R = \frac{R\sqrt{N-K-1}}{1-R^2} > 2, \quad (20)$$

где R – коэффициент корреляции;  
 N – число описываемых точек;  
 K – число действующих факторов;  
 Y<sub>э</sub> – экспериментальный результат;  
 Y<sub>т</sub> – теоретический (расчётный) результат;  
 Y<sub>ср</sub> – среднее экспериментальное значение.

Исследуемые функции оказались значимыми, что показано в таблице 18.

Таблица 18 - Коэффициенты корреляции и его значимость для частных функций

Функция	R	t <sub>R</sub>	Значимость функции
Y <sub>1</sub>	0,9731	25,9652 > 2	функция значима
Y <sub>2</sub>	0,9889	65,5683 > 2	функция значима

Соответственно, полученное далее обобщённое уравнение можно будет считать адекватным.

Применив формулу для описания статистических многофакторных зависимостей предложенную М.М. Протодьяконовым (старшим), используя ранее полученные частные зависимости получим:

$$Y_n = \frac{\prod_{i=1}^n Y_i}{Y_{ср}^{n-1}} = \frac{Y_1 \cdot Y_2}{Y_{ср.э}^{2-1}}, \quad (21)$$

где Y<sub>n</sub> – обобщённая функция;  
 Y<sub>i</sub> – частная функция;  
 $\prod_{i=1}^n$  – произведение всех частных функций;  
 Y<sub>ср</sub> – общее среднее всех учитываемых значений обобщённой функции.

Подставив ранее полученные выражения (17) и (18) в формулу (21) получим обобщённое многофакторное уравнение следующего вида:

$$Y_n = \frac{(55,4 + 0,48 X_1)(54,76 + 27,67 X_2 - 59,66 X_2^2)}{56,84^{2-1}} =$$

$$= \frac{(3033,704 + 1422,118X_2 - 3305,164X_2^2 + 26,2848X_1 + 12,3216X_1X_2 - 28,6368X_1X_2^2)}{56,84}$$

После преобразования получим:

$$\text{HRC}_{\text{T(FeB)}} = 53,373 + 0,462p_{\text{Cr}} + 25,02Q_{\text{FeB}} + 0,217p_{\text{Cr}}Q_{\text{FeB}} - 58,149Q_{\text{FeB}}^2 - 0,504p_{\text{Cr}}Q_{\text{FeB}}^2 \quad (22)$$

Таким образом, можно заключить, что исследованные функции значимы, а полученное обобщённое уравнение может быть использовано для определения твёрдости ( $\text{HRC}_{\text{T(FeB)}}$ ) на поверхности образцов из доэвтектического НХЧ, микролегированного карботермическим ФБ, при содержании хрома в чугунах от 1 до 5% и расходе FeB от 0,04 до 0,27% от массы металла.

Исходя из данных эксперимента, повышение содержания хрома в чугунах на каждый 1% способствует линейному росту твёрдости, в среднем, на 0,5 единиц HRC. Такая тенденция вполне характерна для чугунов с содержанием хрома до 12%, когда в структуре чугуна преобладают карбиды  $\text{Me}_3\text{C}$  (микротвёрдость  $\text{H}_{50}$  до 1100 единиц), а основная часть введённого в шихту в относительно небольшом количестве хрома легирует металлическую основу – перлит, и лишь малая его доля затрачивается на образование собственных карбидов  $\text{Cr}_3\text{C}_2$ .

Количество цементита в данных чугунах можно приблизительно посчитать [80]:

$$\text{Me}_3\text{C} \approx 15 [\text{C}], \% \quad (23)$$

Подобная динамика сохраняется до достижения содержания хрома в чугунах около 12%, пока не произойдёт инверсия карбидов и в составе чугуна не начнут формироваться более твёрдые карбиды типа  $\text{Cr}_7\text{C}_3$  ( $\text{H}_{50}$  до 2400 ед.). Дальнейший рост твёрдости чугуна также связан с ростом количества карбидов в нём, который описывается формулой [5]:

$$K = 11,8 [\text{C}] + 0,5 [\text{Cr}] - 13,4 \quad (24)$$

Введение даже минимального количества ферробора (0,04% по массе) в НХЧ (1,0% Cr), ведёт к значительному возрастанию твёрдости металла с 49 до 54,8 единиц по шкале HRC (на 12% от начальной). Дальнейшее повышение расхода FeB12 на 0,1% (до 0,14% по массе) даёт более скромный прирост твёрдости – лишь на 2,6% (до 56,2 HRC), а при увеличении расхода FeB12 ещё на 0,1% (до 0,24% от массы металла) рост твёрдости чугуна и вовсе затормаживается – всего на 0,5% (до 56,5 HRC).

Пользуясь полученным уравнением (3.2.8), установили, что оптимальный расход карботермического ФБ, при котором наблюдается максимальный прирост твёрдости НХЧ, лежит в пределах 0,04-0,14% от массы расплава, дальнейшее повышение расхода FeB12 представляется менее рациональным.

То есть из вышесказанного следует, что оптимального прироста твёрдости НХЧ можно достичь введением в расплав 0,08% ФБ, не повышая при этом содержания хрома в чугуне, оставляя его значение на минимальном уровне около 1-3%, поскольку дальнейшее повышение расхода феррохрома в шихте является малоэффективным.

### ***Влияние ферросиликобария на твёрдость НХЧ***

Расчёты по планированию эксперимента по модифицированию НХЧ ферросиликобарием ФС60Ба20 проведены по тому же принципу и в том же порядке, которые приведены в подразделе «Влияние карботермического ферробора на твёрдость НХЧ» (см. Приложение Е. Расчёты по математическому планированию эксперимента по модифицированию НХЧ бор- и барийсодержащими добавками).

Получены частные зависимости:

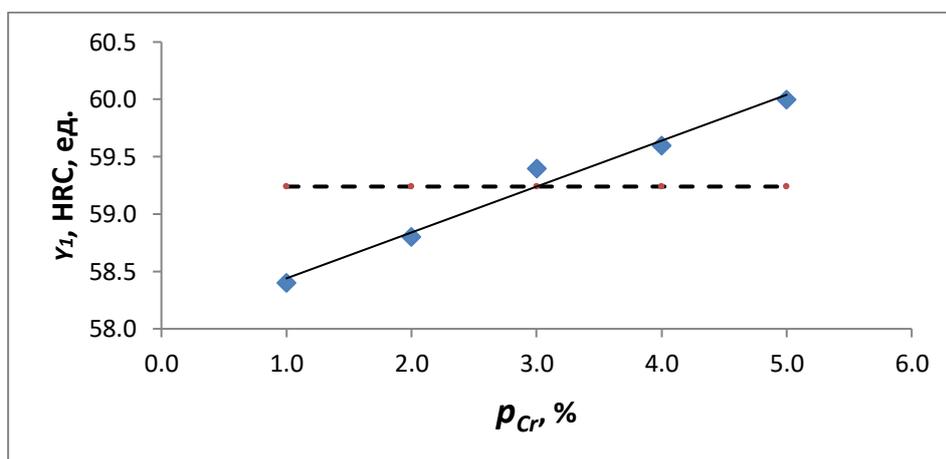
1) от фактора  $X_1$  (содержание хрома в чугуне) уравнение вида

$$Y_1 = 58,04 + 0,4 X_1, \quad (25)$$

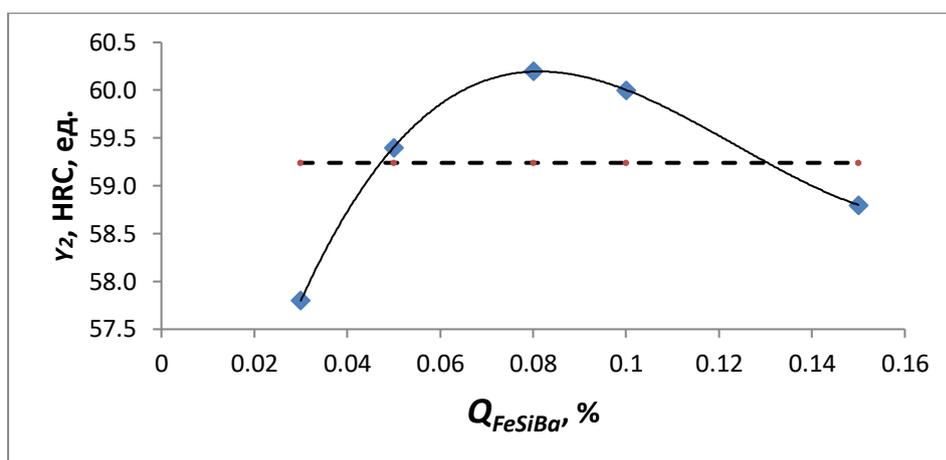
2) от фактора  $X_2$  (расход ФСБа):

$$Y_2 = 55,44 + 99,95 X_2 - 519,6 X_2^2. \quad (26)$$

Графики частных зависимостей твёрдости от содержания хрома и расхода ферросиликобария показаны на рисунке 23.



а)



b)

Рисунок 23 – Частные зависимости твёрдости чугунных образцов (HRC):  
 а) от содержания хрома,  $Y_1 = f(p_{Cr}, \%)$ , б) от расхода ФСБа,  $Y_2 = f(Q_{FeSiBa}, \%)$

Выведено обобщённое многофакторное уравнение зависимости твёрдости чугуна от содержания хрома и расхода ферросиликобария:

$$HRC_{T(FeSiBa)} = 54,308 + 0,374p_{Cr} + 97,909Q_{FeSiBa} + 0,675p_{Cr}Q_{FeSiBa} - 508,989Q_{FeSiBa}^2 - 3,508p_{Cr}Q_{FeSiBa}^2. \quad (27)$$

Полученное обобщённое уравнение адекватно и может применяться для определения твёрдости ( $HRC_{T(FeSiBa)}$ ) отливок из НХЧ, модифицированного ферросиликобарием марки ФС60Ба20, при содержании хрома в чугуне от 1 до 5% и расходе ФС60Ба20 от 0,03 до 0,15% от массы металла.

Зависимость твёрдости чугуна от степени легирования хромом в пределах до 5% является относительно менее существенной и схожа с описанной в подразделе 4.1.1.

Наибольший прирост твёрдости чугуна до 57 ед. HRC (на 16,5% выше твёрдости немодифицированного НХЧ 49 HRC), при модифицировании ФСБа, происходит также при нижних значениях расхода ферродобавки – до 0,03-0,05% от массы металла. Двукратное увеличение расхода ФС60Ба20 до 0,1% от массы чугуна даёт максимальный результат твёрдости около 60 HRC, однако при этом относительный прирост твёрдости составляет всего  $\approx 4,3\%$ , по сравнению с расходом модификатора 0,05%, а при расходе модификатора свыше 0,15% от массы металла рост твёрдости чугуна и вовсе прекращается и дальше начинает снижаться. Значительное снижение твёрдости чугуна при повышенном расходе ФСБа (выше 0,15%) объясняется сильными графитизирующими свойствами как самого бария, так и содержащегося в добавке в больших количествах кремния (56,24% по массе).

Оптимальный расход ферросиликобария ФС60Ба20 для модифицирования НХЧ находится в пределах 0,05% по массе, при содержании хрома от 1 до 3%.

## Влияние ББМ на твёрдость НХЧ

Расчёты проводились аналогично приведённым в предыдущих подразделах (см. Приложение Е. Расчёты по математическому планированию эксперимента по модифицированию НХЧ бор- и барийсодержащими добавками).

Частные зависимости, полученные в результате обработки данных:

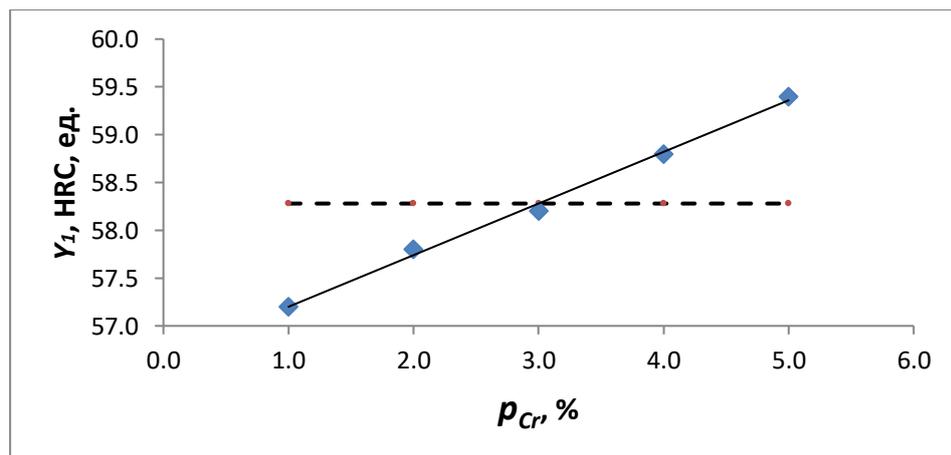
1) от фактора  $X_1$  (содержание хрома в чугуна) уравнение вида

$$Y_1 = 56,66 + 0,54 X_1, \quad (28)$$

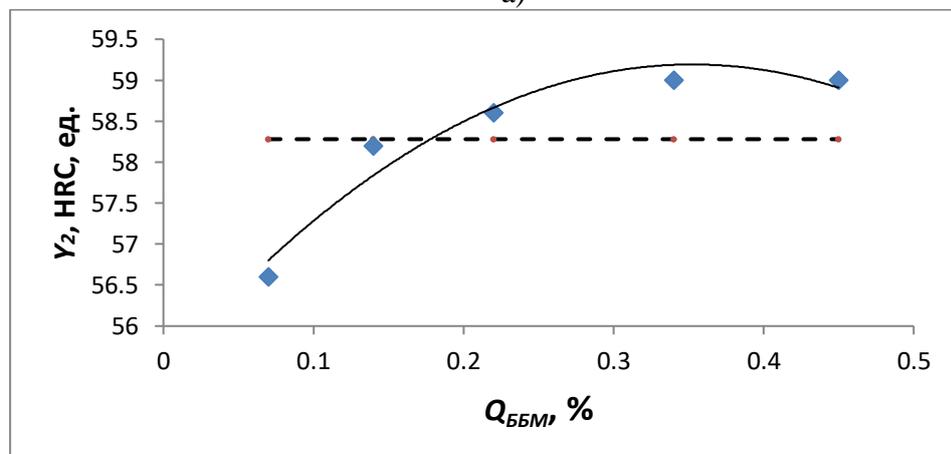
2) от фактора  $X_2$  (расход ББМ):

$$Y_2 = 55,46 + 21,12X_2 - 29,96X_2^2. \quad (29)$$

Зависимость изменения твёрдости на поверхности чугунных образцов обработанных борбариевой добавкой от исследуемых факторов показана на рисунке 24.



а)



б)

Рисунок 24 – Частные зависимости твёрдости чугунных образцов (HRC): а) от содержания хрома,  $Y_1 = f(p_{Cr}, \%)$ , б) от расхода ББМ,  $Y_2 = f(Q_{ББМ}, \%)$ .

Обобщённое многофакторное уравнение имеет вид:

$$\text{HRC}_{\text{т(БМ)}} = 53,918 + 0,514p_{\text{Cr}} + 20,533Q_{\text{БМ}} + 0,196p_{\text{Cr}}Q_{\text{БМ}} - 29,127Q_{\text{БМ}}^2 - 0,278p_{\text{Cr}}Q_{\text{БМ}}^2. \quad (30)$$

Полученное обобщённое уравнение (30) для прогнозирования твёрдости отливок из низкохромистого чугуна ( $\text{HRC}_{\text{т(БМ)}}$ ), модифицированного БМ, при содержании хрома в чугуне от 1 до 5% и расходе борбариевой добавки от 0,07 до 0,45% от массы металла является адекватным.

Рост твёрдости чугуна по мере возрастания содержания в нём хрома происходит линейно, согласно описанному ранее в предыдущем подразделе.

Наибольший прирост твёрдости чугуна (на 14% выше твёрдости НХЧ), при модифицировании борбарием, происходит также при нижнем уровне расхода ферродобавки – 0,07% от массы чугуна. Наивысший результат по твёрдости достигается при расходе модификатора 0,34% от массы расплава, но при этом, как и в предыдущих случаях, относительный прирост твёрдости составляет лишь около  $\approx 4,5\%$ . При увеличении подачи БМ свыше 0,35% от массы металла твёрдость чугуна постепенно уменьшается.

Таким образом, наиболее рациональным, с точки зрения повышения твёрдости, представляется расход борбариевого ферросплава при модифицировании НХЧ равный 0,07-0,14% по массе, при содержании хрома 1-3%.

## 4.2 Влияние модификаторов на микроструктуру НХЧ

Микроструктура образцов из немодифицированного и модифицированного НХЧ показана на рисунке 25.

Как видно из рисунка 25а, металлическая основа немодифицированного НХЧ: перлит + ледебурит + цементит. Площадь, занятая перлитом, составляет около 75 %, ледебуритом – 5 %, цементитом - около 20 %. Количественный анализ проводили с помощью программного обеспечения Thixomet Pro.

Анализ металлографических снимков образцов показал измельчение и более равномерное распределение структурных составляющих в модифицированных чугунах. В результате модифицирования тип распределения карбидов изменился из дендритного разветвлённого в компактный и более изолированный. Зёрна перлита в обработанном БМ чугуне также стремятся к компактной сферической форме (рисунок 25, d).

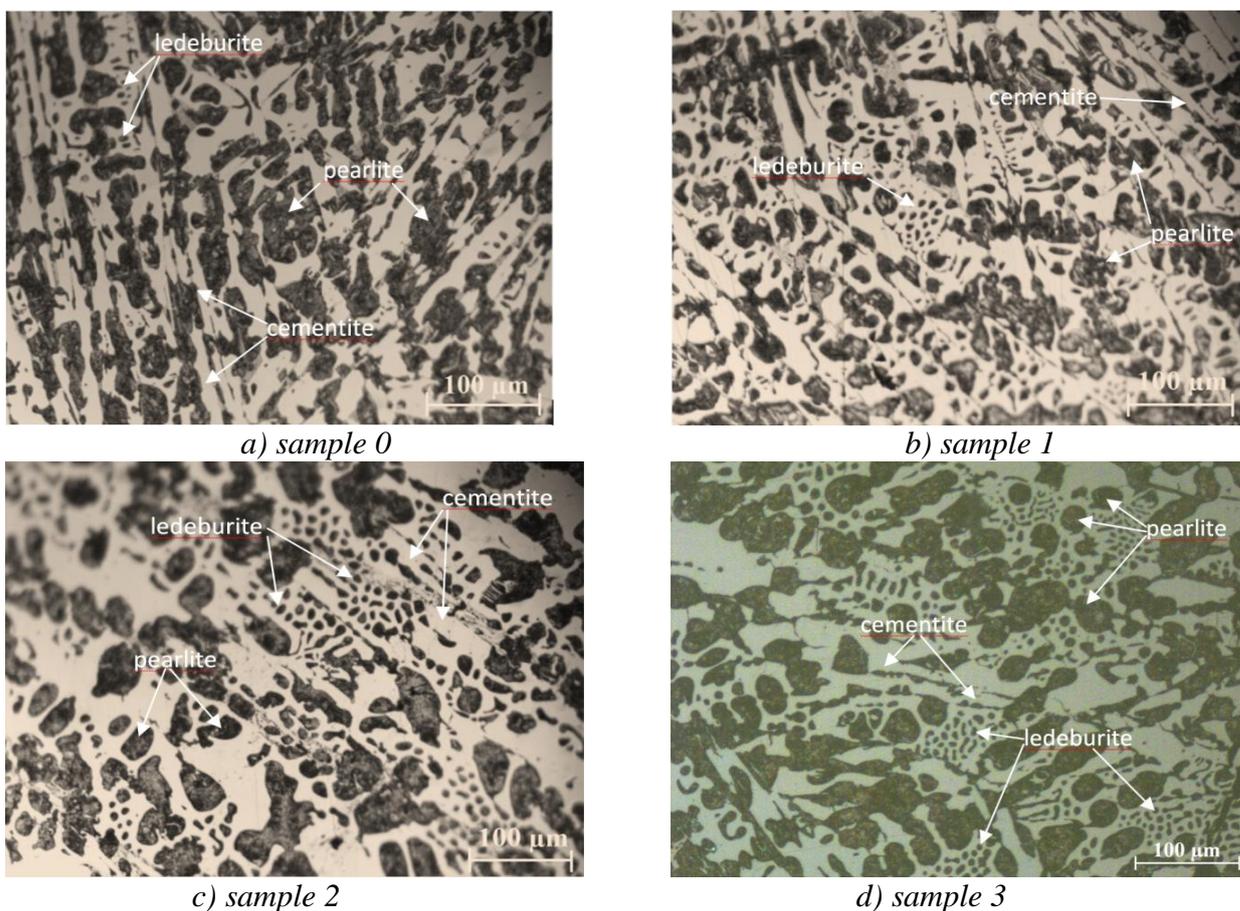


Рисунок 25 – Снимки микроструктур образцов из НХЧ (Cr-1%) до и после модифицирования,  $\times 500$

Как видно из рисунка 25 б, в результате модифицирования НХЧ ферробором произошло перераспределение площадей структурных составляющих чугуна. Площадь занятая перлитом составила около 80%, ледебуритом – 10%, цементита около 10%. Произошло заметное измельчение перлита и увеличение количества ледебурита.

В структуре чугуна, модифицированного ФСБа (рисунок 25, с) увеличилась площадь ледебуритной эвтектики. Площадь занятая перлитом уменьшилась до 60%, ледебуритом – увеличилась до 30%, цементитом – осталась неизменной (около 10%).

Соотношение площадей занятых структурными составляющими при использовании борбариевой добавки такое же, как и при модифицировании ФС60Ба20 (перлита около 60%, ледебурита – 30%, цементита около 10%), однако заметно изменение морфологии структурных составляющих из дендридной в более компактную форму.

На рисунке 26 показано количественное соотношение структурных составляющих.

Как видно из рисунков 25 и 26, в зависимости от природы модификатора, меняется и соотношение структурных составляющих, и характер структуры. После модифицирования во всех образцах снизилась доля цементита, что, по

всей вероятности, может объяснить некоторое повышение ударостойкости модифицированных образцов.

Соотношение структурных составляющих в образцах 2 и 3 практически одинаковое, однако морфология структуры разная. В образце 3 структура более дисперсная, цементитные ламели тонкие, перлитные зоны носят более сфероидальный характер и имеют меньший размер. Предполагаем, что данные различия в структуре образцов может оказать существенное влияние на износостойкие свойства сплава, в особенности на устойчивость к внешнему ударному воздействию.

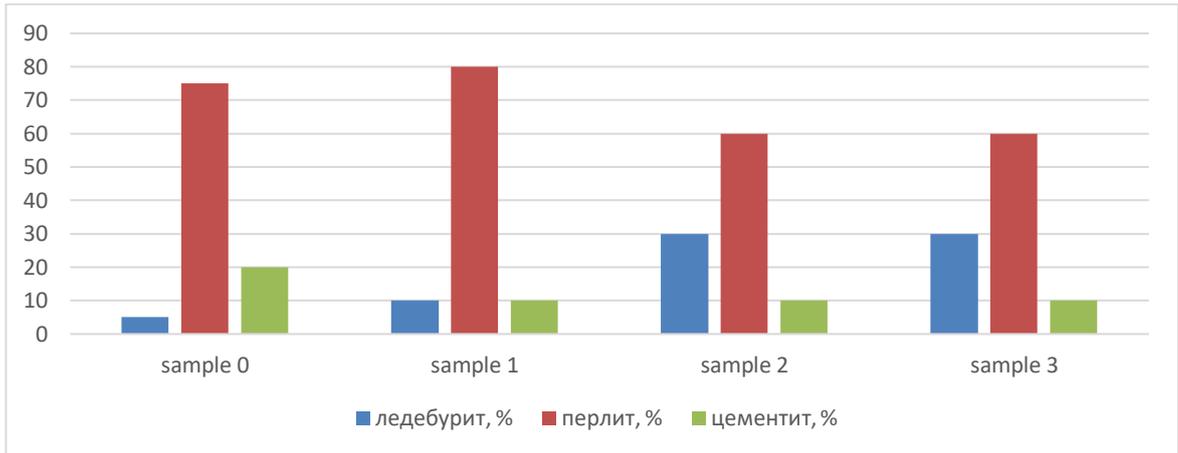
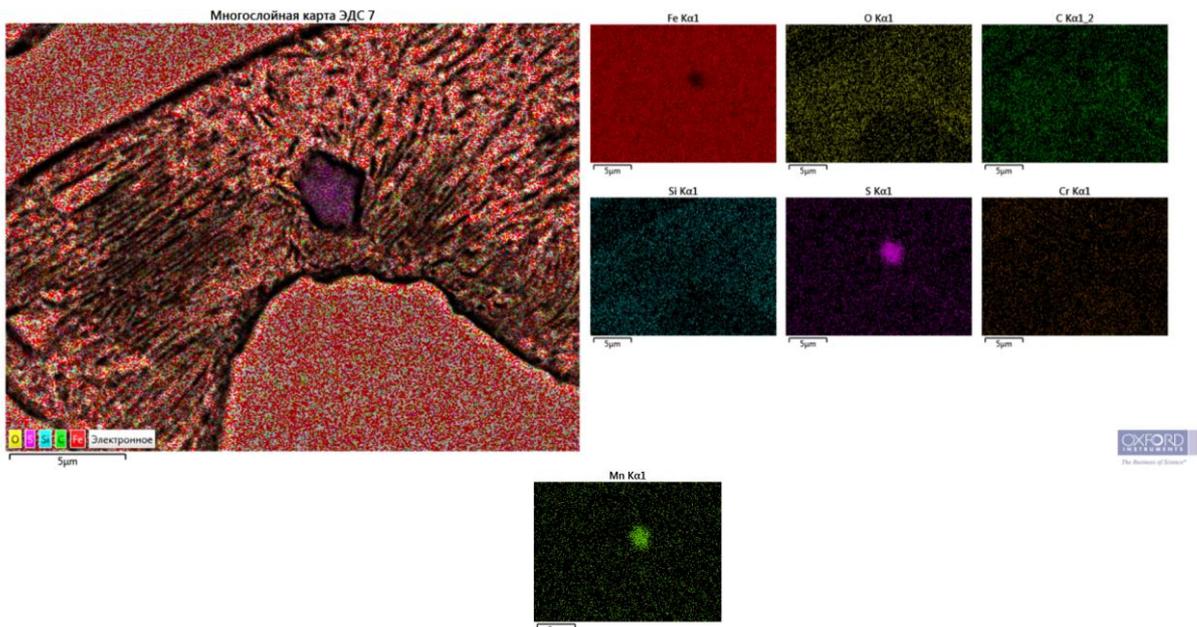
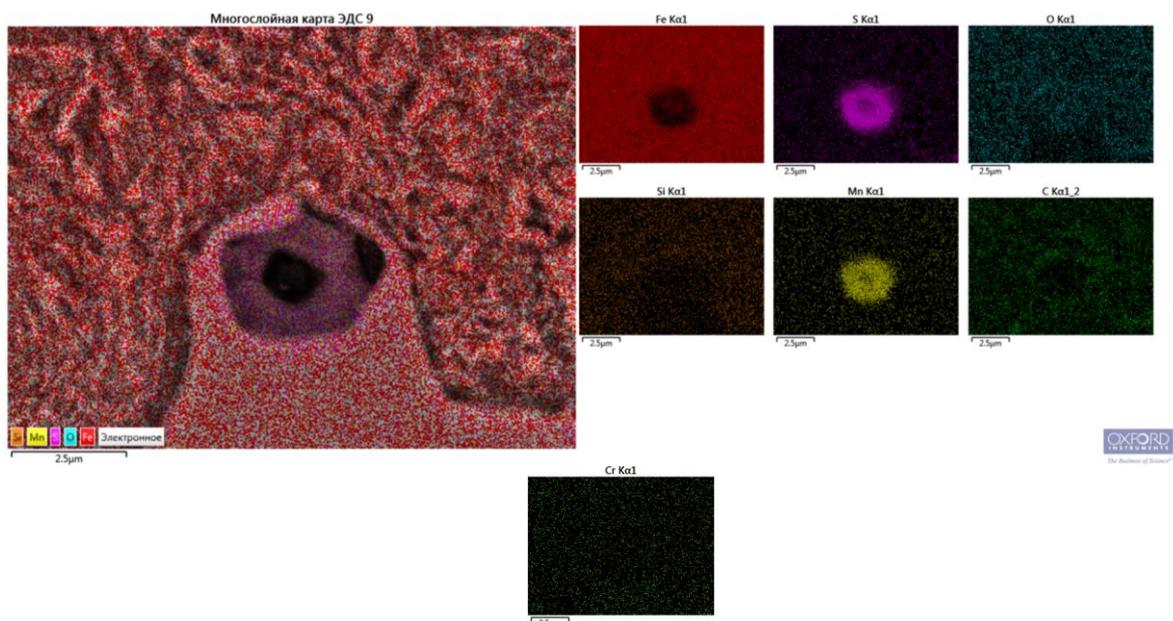


Рисунок 26 – Соотношение структурных составляющих в НХЧ до и после модифицирования

Если провести анализ, между соотношением структурных составляющих в НХЧ (рисунок 26) и значениями твёрдости (таблицы 6 и 19) наблюдается корреляция, но увеличение твёрдости в образцах из модифицированного НХЧ может быть связано и с другими изменениями в структуре.



а) внутри перлитной колонии



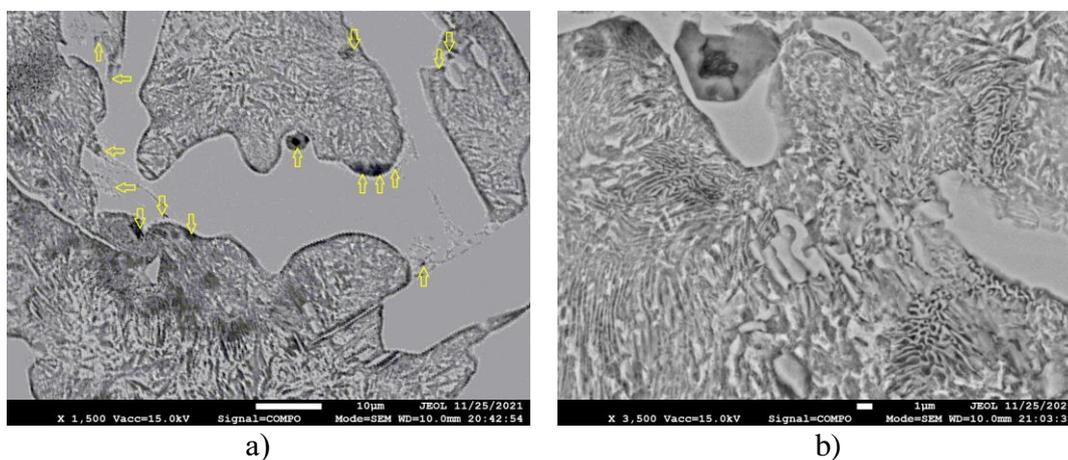
*б) на внешней границе колонии*

Рисунок 27 – Распределение химических элементов в образце 2 с мелкодисперсными включениями

Как видно из рисунка 27 дополнительные центры кристаллизации могут возникать как внутри самой перлитной колонии (рисунок 27 а), так и на её внешних границах (рисунок 27 б).

О характере распределения мелкодисперсных включений, ограничивающих рост перлитных колоний можно судить из изображений на рисунках 28 а и б, а изолированное расположение отдельных частиц хорошо заметно на рисунках 28 с и d.

Атомы бария препятствуют росту кристаллитов, конденсируясь преимущественно перед фронтом кристаллизации в тонком слое жидкой фазы, что обусловлено очень низким коэффициентом его распределения. При расходе ФС60Ba20 свыше 0,15% от массы расплава происходит заметное огрубление структуры и снижение твёрдости чугуна, что объясняется сильными графитизирующими свойствами как самого бария, так и содержащегося в добавке в больших количествах кремния.



а)

б)

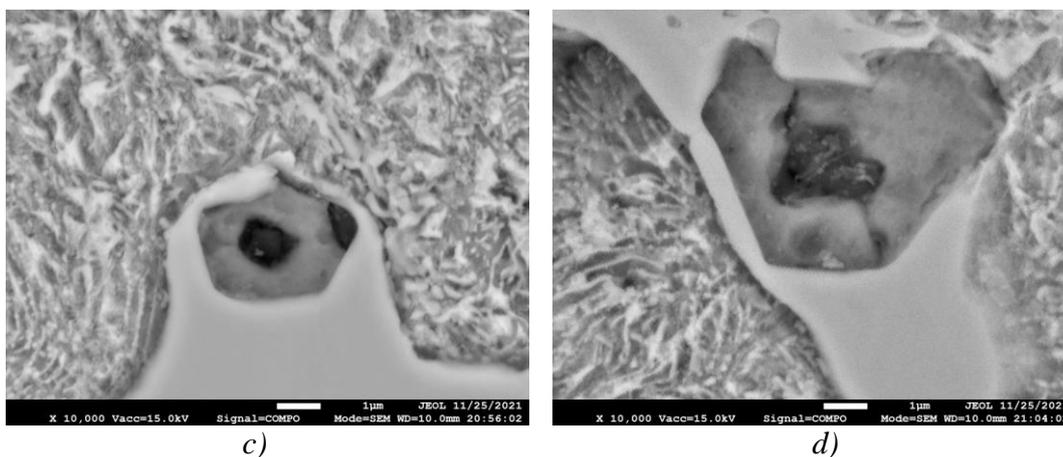


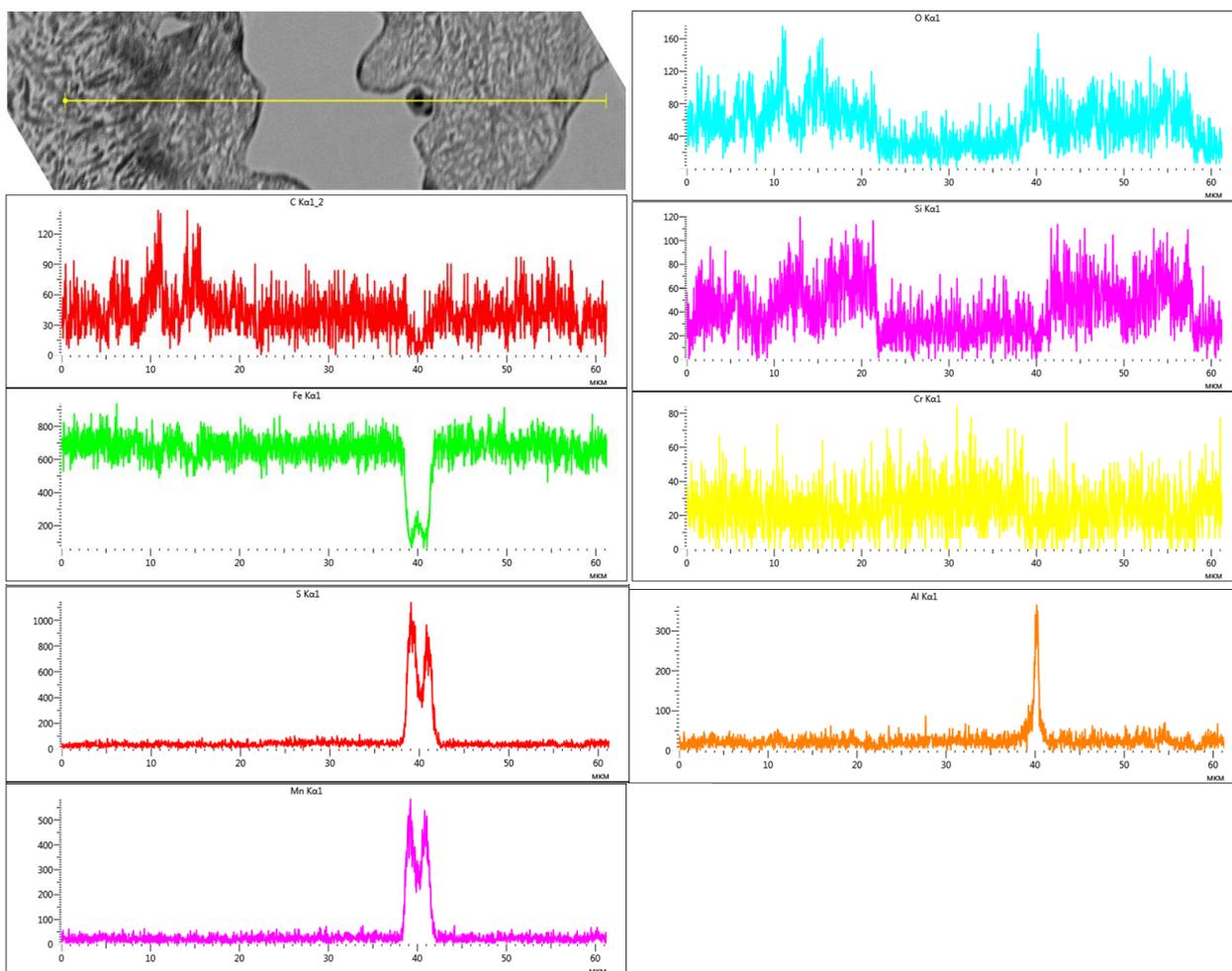
Рисунок 28 – Мелкодисперсные неметаллические включения в структуре образца 2, препятствующие росту перлитной колонии в одном из направлений:

- а) и б) сульфидные включения на границах роста перлитных колоний;
- с) и д) увеличенные изображения сульфидных зёрен

Как видно на рисунках 27-29, в структуре модифицированного ФСБа чугуна присутствуют дисперсные сульфидные включения, что подтверждается данными анализа МРСА. Из представленной ниже спектрограммы (рисунок 29) видно, что в составе подобного включения присутствует повышенная концентрация S, Mn и Al, в то время как распределение остальных элементов достаточно однородное.

Предполагаем, что образование подобных мелкодисперсных включений инициировано вводимым в составе модификатора борием, а образующиеся мелкодисперсные сульфидные включения, располагаясь, как внутри, так и по границам эвтектических колоний, заметно затормаживают их рост, что является одним из основных факторов повышения дисперсности и увеличения плотности микроструктуры чугуна.

Образцы 1 и 3 имеют практически одинаковую повышенную твёрдость 56-57 НРС (таблица 19), что подтверждает наличие карбидостабилизирующего эффекта борсодержащих модификаторов в чугуне опытного состава, который проявляется усилением выделения карбидов преимущественно внутри зёрен, а не по их границам, поскольку бор значительно понижает поверхностное натяжение границ зёрен и большая часть «активного» бора в твёрдом растворе концентрируясь по границам зёрен, заполняет имеющиеся вакансии, что, в свою очередь, препятствует диффузии и снижает сегрегацию углерода по границам зёрен [52,91]. Таким образом, атомы бора в чугуне, адсорбируясь на поверхности твёрдой фазы, дезактивируют зародыши графита при кристаллизации и оказывают стабилизирующее (дезинокующее) воздействие на структуру.



OXFORD  
INSTRUMENTS  
The Business of Science®

Рисунок 29 – Сульфидное включение на фазограничном пространстве в структуре обр.2

Рост твёрдости чугуна после введения борсодержащих добавок также объясняется и его микролегирующим действием с образованием высокотвёрдых борсодержащих фаз – карбоборидов типа  $Fe_3(C,B)$ , а также растворимостью бора в карбидах  $Cr_7C_3$  – до 36% (ат.), в  $Cr_3C_2$  – до 5% (ат.), что также способствует повышению их микротвёрдости [92].

Распределение элементов в структуре чугуна модифицированного карботермическим ФБ достаточно равномерное (рисунок 30), без каких-либо признаков химической ликвации.

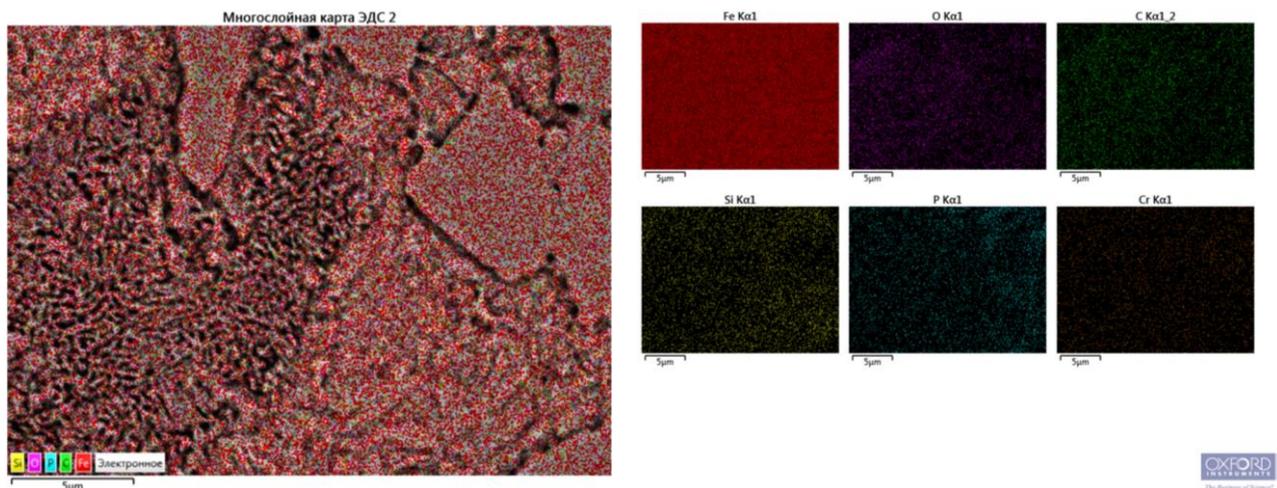


Рисунок 30 – Распределение химических элементов в структуре образца 1

«Замутнение» сплава частицами модификатора приводит к значительному измельчению первичных зёрен. Бор, препятствует выделению избыточных фаз на границах зёрен, обеспечивает их равномерное формирование и распределение внутри матрицы, улучшая состояние границ зёрен, тем самым повышая межкристаллитную прочность чугуна [30, 93].

Бор оказывает сильное влияние на процессы кристаллизации чугуна как поверхностно активный элемент, улучшает состояние границ зёрен, измельчает их и дополнительно раскисляет металл, что положительно влияет на процессы производства отливок и их эксплуатационные свойства. Бор также уменьшает размеры эвтектических колоний и транскристаллизацию в белых чугунах [91].

Бор ускоряет диффузию хрома в железе, обладает высокой химической активностью к кислороду и азоту, растворённым в металле. Раскислительная способность бора значительно выше, чем у Si, Mn, Cr, V, а химическое сродство к азоту больше, чем у Ca, Cr и V. Бор, вступая в активное взаимодействие с серой, кислородом и азотом в жидком металле, образует новые дисперсные соединения – сульфиды, оксиды и нитриды, выполняющие роль зародышевых фаз при дальнейшей кристаллизации. К примеру с серой бор образует несколько сульфидов, из них BS, BS<sub>2</sub>, B<sub>2</sub>S<sub>2</sub> – в газообразном состоянии, а сульфид B<sub>2</sub>S<sub>3</sub> – конденсированная фаза.

Сильнейший эффект от введения даже относительно малых доз борсодержащих ферродобавок в чугун объясняется комплексным поэтапным воздействием бора: часть бора непосредственно после введения в жидкий расплав расходуется на раскисление и деазотизацию металла, а оставшееся количество так называемого «активного» бора оказывает уже непосредственно модифицирующее воздействие и микролегирует матрицу. Поэтому на характер воздействия бора на структуру и свойства чугуна оказывает сильное влияние не только количество добавки, но и исходное содержание в чугуне таких элементов, как кислород и азот.

Микролегирующее воздействие бора в хромистом чугуне также заключается в конденсации упрочняющей фазы FeB.

На рисунке 31 достаточно хорошо заметно, что при кристаллизации образца 1, образовались перлитные колонии компактной сферической или овальной формы с чёткими гладкими границами. При этом изменение формы – коалесценция и сфероидизация выделений фаз также может объясняться заметными изменениями энергетических соотношений на межфазных границах из-за появления бора на границах зёрен. Повышению твёрдости и износостойкости чугуна способствует, прежде всего, изменение морфологии карбидов – переход из пластинчатой в гексагональную форму.

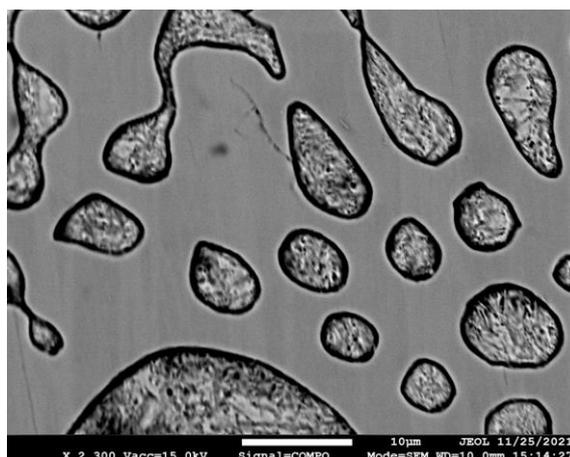


Рисунок 31 – Микроструктура НХЧ, модифицированного FeB12

Изменение формы, размеров и характера распределения структурных составляющих НХЧ до и после модифицирования показано на рисунке 32.

Как видно из рисунка 32а, в структуре образца 0 строение перлита пластинчатое, пластины феррита и цементита достаточно грубые и имеют большую длину, что отрицательно сказывается на прочностных свойствах чугуна.

В структуре перлита образца 1, фазы феррита и цементита находятся, преимущественно, в компактной зернистой форме (рисунок 32, б), что объясняет его повышенную ударную вязкость, за исключением центральной области колонии, где структурные составляющие всё ещё сохраняют пластинчатую форму, хоть и заметно меньшего размера.

Структура образца 2 (рисунок 32, с), также отличается более компактной формой и высокой дисперсностью составляющих, однако здесь местами присутствуют достаточно крупные иглы цементита и более грубые пластины перлита сосредоточены у внешних границ колоний, что может быть вызвано химической ликвацией. Предполагаем, что данное сочетание может служить объяснением повышенной твёрдости и некоторого охрупчивания сплава.

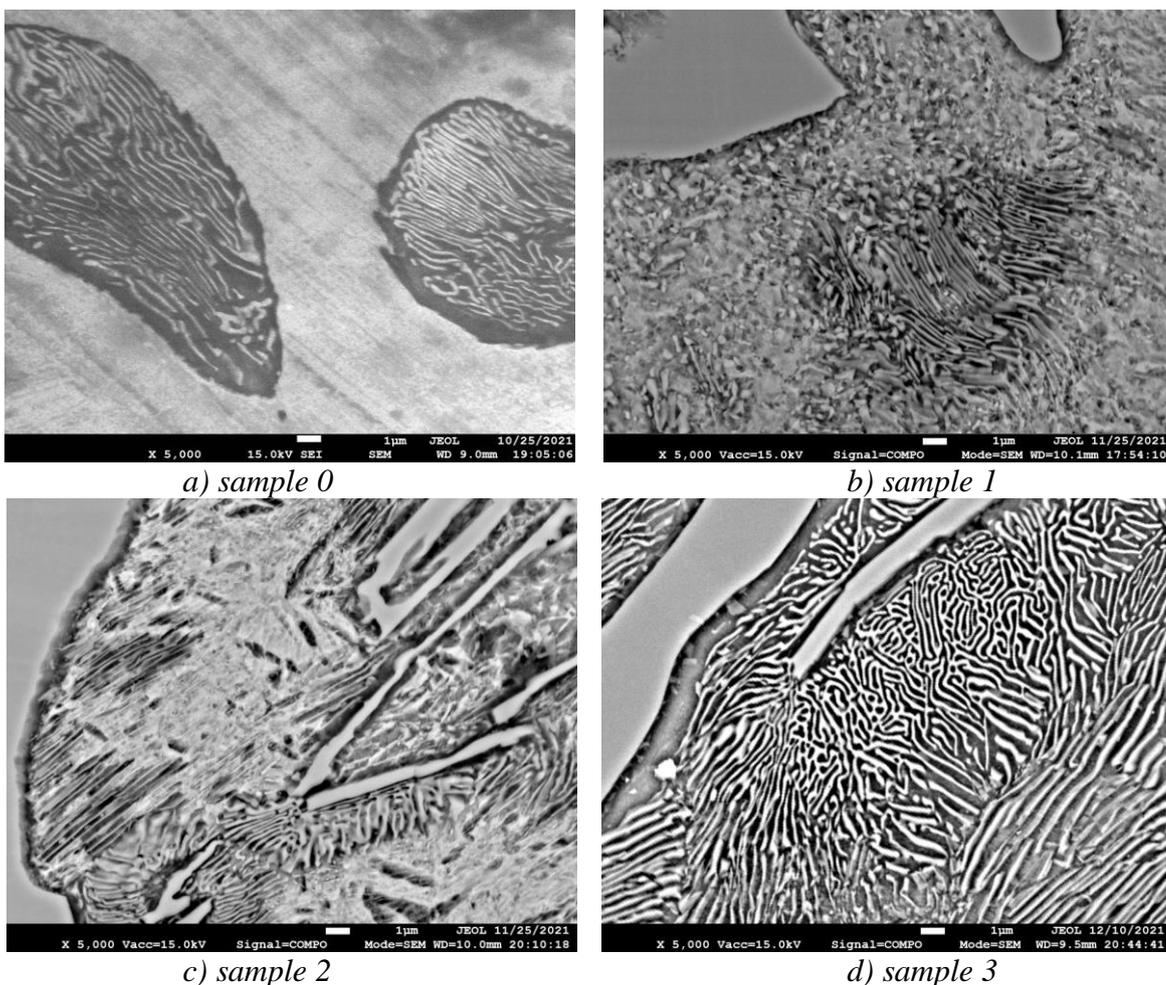


Рисунок 32 – Структура перлита низкохромистого (Cr-1%) чугуна

Образец 3 (рисунок 32, d), модифицированный одновременно обоими элементами – бором и барием, имеет также более мелкодисперсную структуру. Предполагаем, что внутри перлитной колонии располагаются включения тройной эвтектики  $A+Fe_3C+Fe_3P$  пластинчатого строения (рисунок 33), что благоприятно влияет на литейные и антифрикционные свойства чугуна. Измельчение эвтектического зерна способствует, в некоторой мере, повышению прочности и вязкости чугуна. Участки перлита грубой пластинчатой формы, вызванные предположительно ликвацией элементов, сосредоточены также, преимущественно, в центре колонии.

Известно, что применение бария в составе комплексных модификаторов заметно увеличивает продолжительность их действия [33]. В составе борбариевого модификатора, барий снижает реактивность бора, тем самым повышая его модифицирующую способность. Степень усвоения бора в чугуне, в данном случае, повышается до 75-80 %, вместо 40-50 % при подаче бора в составе стандартных марок ферробора ФБ16-20, и, соответственно, модифицирующий эффект продлевается, за счёт повышения длительности действия модификатора до 25 минут и более, тогда как при подаче бора в

составе стандартных марок ферробора ФБ16-20 его усвоение составляет 40-50 %, а живучесть – не более 5 минут с момента введения в расплав.

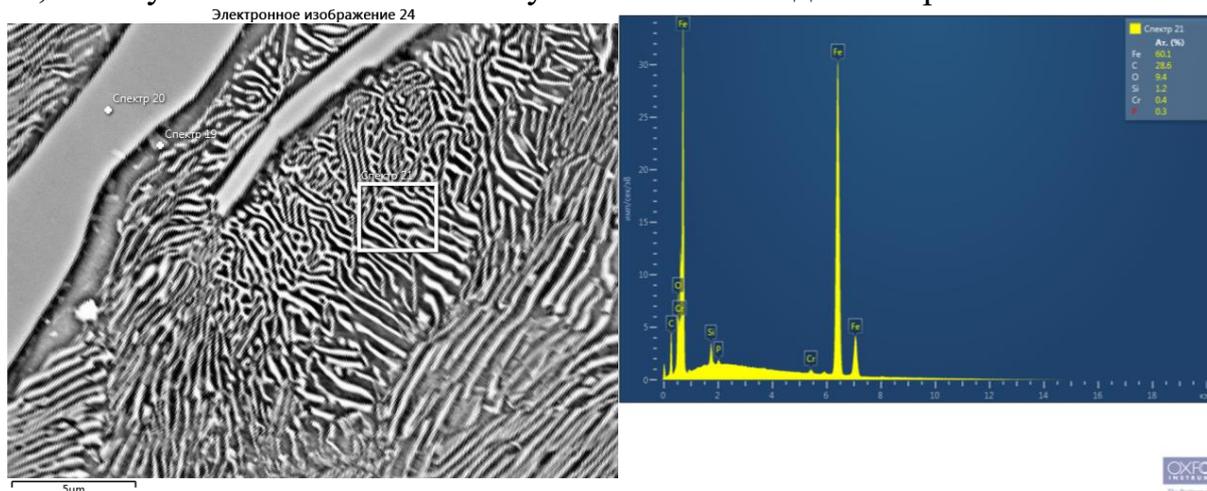
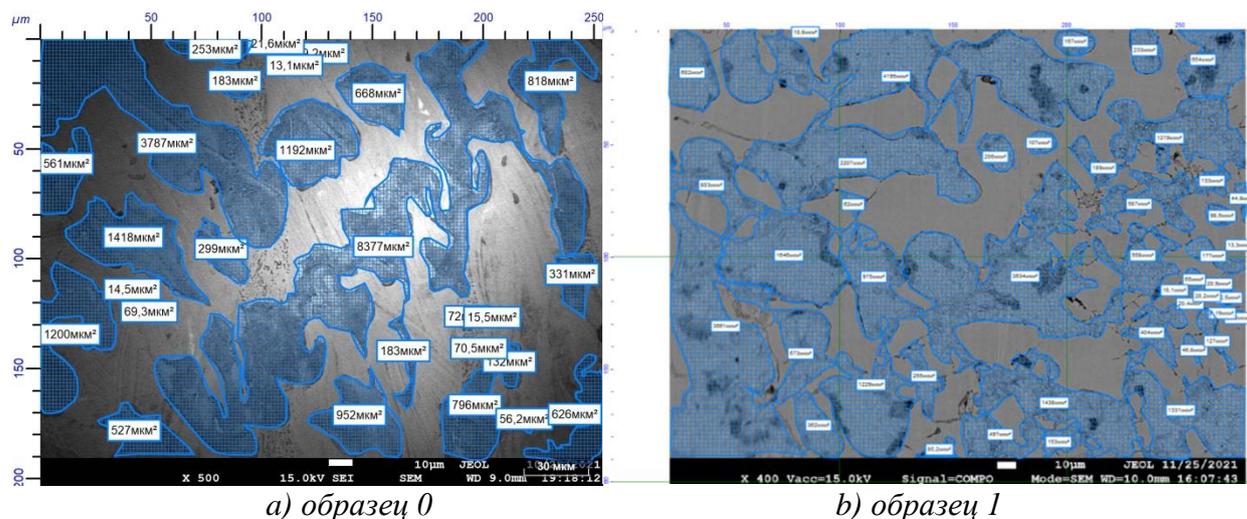


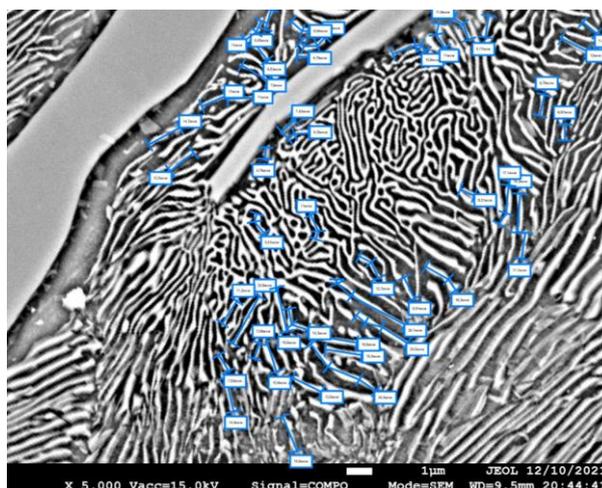
Рисунок 33 – Содержание химических элементов в области эвтектической колонии в структуре образца 3

Бор и барий в составе применяемых модификаторов увеличивают степень переохлаждения чугуна, что способствует образованию большого числа мелких кристаллов при затвердевании. Предполагаем, что повышение дисперсности структурных составляющих модифицированного бор- и барийсодержащими добавками чугуна происходит в результате зарождения множества дополнительных центров кристаллизации – тугоплавких оксидов, нитридов и сульфидов бора и бария, число которых растёт по мере развития процесса и при взаимном столкновении растущих кристаллов заметно затрудняется их рост.

На рисунках 34 и 35 показан анализ качественных и количественных характеристик перлита колоний НХЧ немодифицированного и модифицированного бор- и барийсодержащими добавками с помощью программы-анализатора Thixomet PRO.







с) образец 3

Рисунок 35 – Форма и длина перлитных пластин в НХЧ

В перлите немодифицированного чугуна цементит формируется в виде удлинённых разветвлённых пластин длина которых может достигать 60 мкм и более (рисунок 35 а), тогда как в модифицированном чугуне происходит заметное измельчение цементита (рисунки 35 б и с). При использовании комплексного борбариевого модификатора наблюдается измельчение ламелей цементита по длине более, чем в 4 раза (если в немодифицированном чугуне наименьшая длина цементитных пластин составляла 22 мкм, то в после введения борбариевого модификатора данный показатель снизился до 5 мкм).

Суммарная площадь перлитных и эвтектических колоний, а также минимальные длины перлитных пластин в структуре немодифицированного и модифицированного НХЧ показаны на рисунке 36.

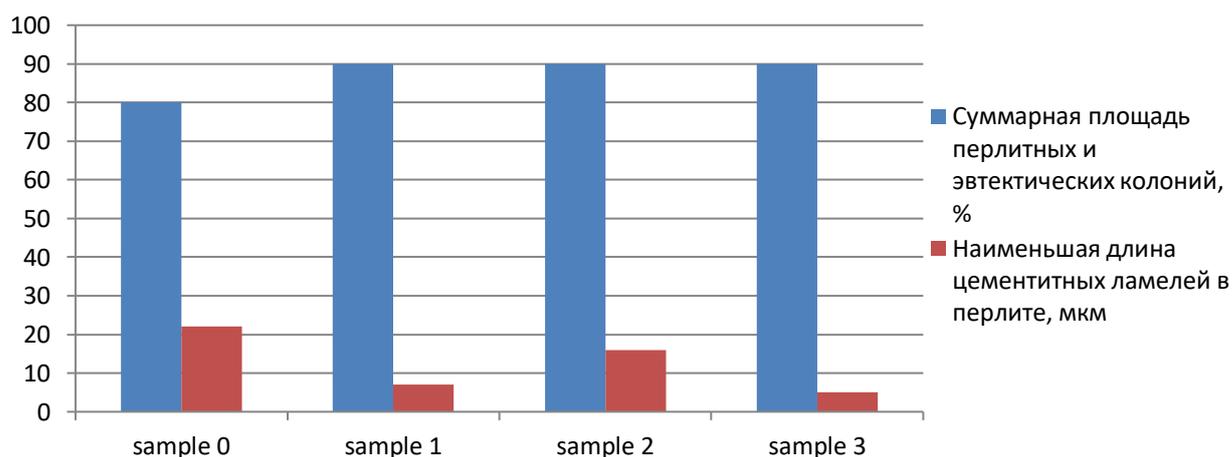


Рисунок 36 – Количество перлита и наименьшая длина перлитных пластин в структуре немодифицированного и модифицированного НХЧ

Соответственно, преобладание цементита в структуре чугуна обеспечивает повышенную твёрдость и абразивную износостойкость, а увеличение доли

мелкодисперсного перлита и эвтектики даёт прирост прочности и вязкости чугуна.

Таким образом, на основе проведённого анализа микроструктуры опытных образцов, можно утверждать, что:

- наиболее целесообразным представляется применение комплексного борбариевого модификатора, содержащего одновременно оба активных элемента – бор (8,88%) и барий (3,92%), в количестве 0,14% от массы жидкого металла. Бор и барий в использованном соотношении способствуют формированию в структуре графита компактной формы, десульфуруют сплав и оказывают измельчающее воздействие на структуру;

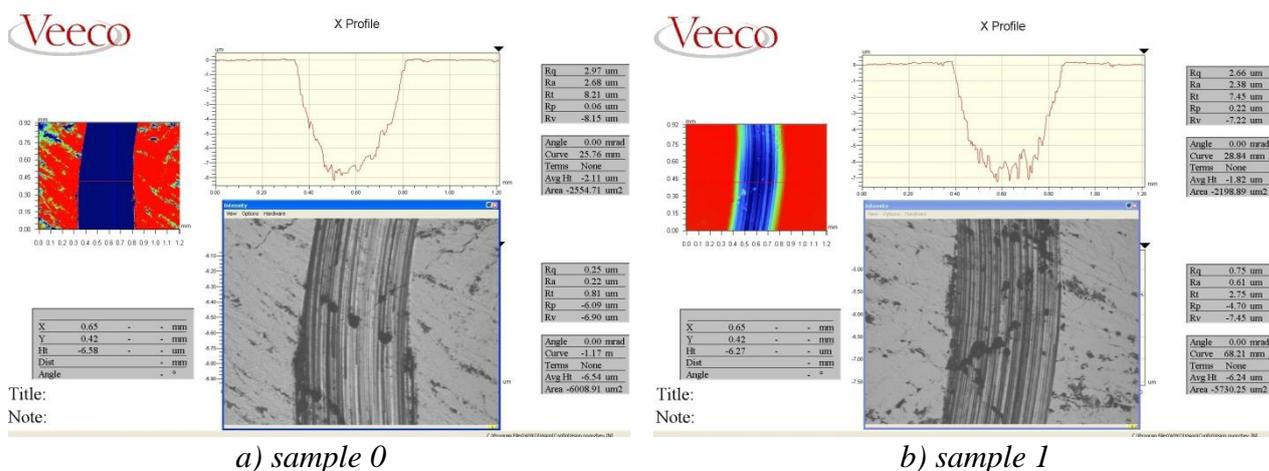
- модифицирование НХЧ борбариевой добавкой способствует перераспределению соотношения структурных составляющих в чугуне – количество П+Л увеличивается на 10% (с 80 до 90%), а Ц уменьшается с 20 до 10%. При этом происходит измельчение цементитных ламелей в перлите более, чем в 4 раза (если в немодифицированном НХЧ наименьшая длина цементитных пластин составляла 22 мкм, то в после введения БМ данный показатель снизился до 5 мкм).

### 4.3 Влияние модификаторов на износостойкие свойства НХЧ

На опытных образцах были проведены испытания на износостойкость при сухом истирании и ударно-динамическое воздействие, методика проведения которых описана в разделе 2.

Результаты исследования микроструктуры образцов из НХЧ модифицированного бор- и барийсодержащими добавками описаны в подразделе 4.2 «Влияние модификаторов на микроструктуру НХЧ» [94].

Характер износа и профили испытываемых поверхностей приведены ниже на рисунках 37-39.



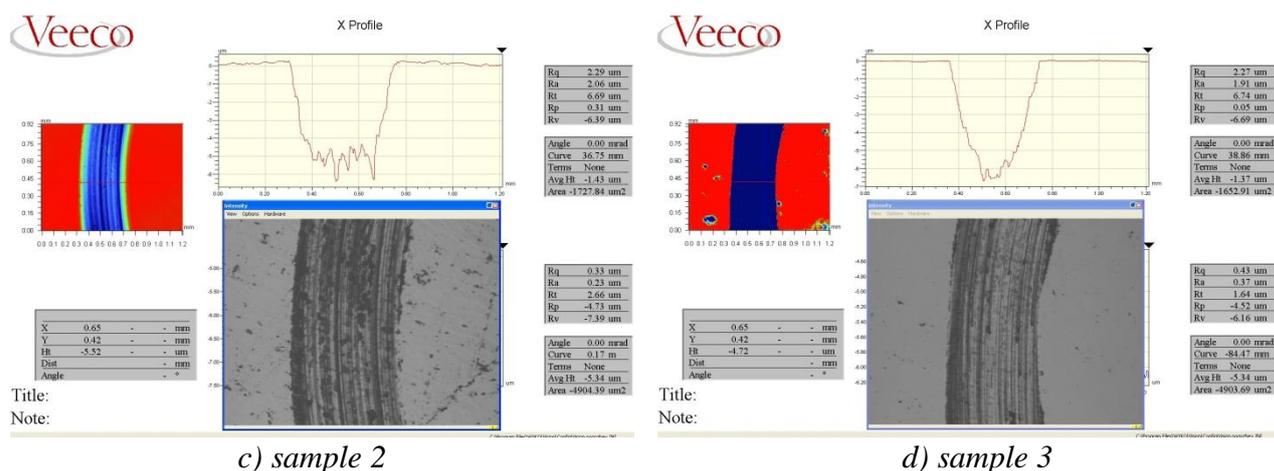


Рисунок 37 – Параметры износа образцов

Предполагаем, что относительно невысокая абразивная износостойкость образца 0 также объясняется неравномерным распределением карбидов по объёму, вследствие ускоренного охлаждения поверхности отливки и более поздней медленной кристаллизации её центральной области. В структуре такого чугуна преобладают карбиды типа  $Me_3C$ , имеющие орторомбическую кристаллическую решётку [45]. Соответственно, при указанных условиях металл имеет неравномерную твёрдость по сечению - относительно твёрдый, но при этом хрупкий, поверхностный слой и более мягкую рыхлую сердцевину, что показано в ранее проведённых исследованиях [79]. Снижению твёрдости и плотности металла в центральных частях отливки также способствует наличие в них графитовых включений диаметром до 15 мкм.

Таким образом становится вполне очевидным положительное влияние бор- и барийсодержащих модификаторов на форму, размеры и распределение структурных составляющих НХЧ, что также позволяет, с высокой долей вероятности, прогнозировать благоприятное воздействие указанных добавок на эксплуатационные характеристики чугуна.

Для анализа изменения механических свойств образцов из НХЧ модифицированного бор- и барийсодержащими добавками, провели испытания образцов на истирание и циклическое ударно-динамическое воздействие.

На рисунках 38 и 39 показаны характер износа и представлены параметры дорожек износа образцов из немодифицированного и модифицированного бор- и барийсодержащими добавками белого НХЧ.

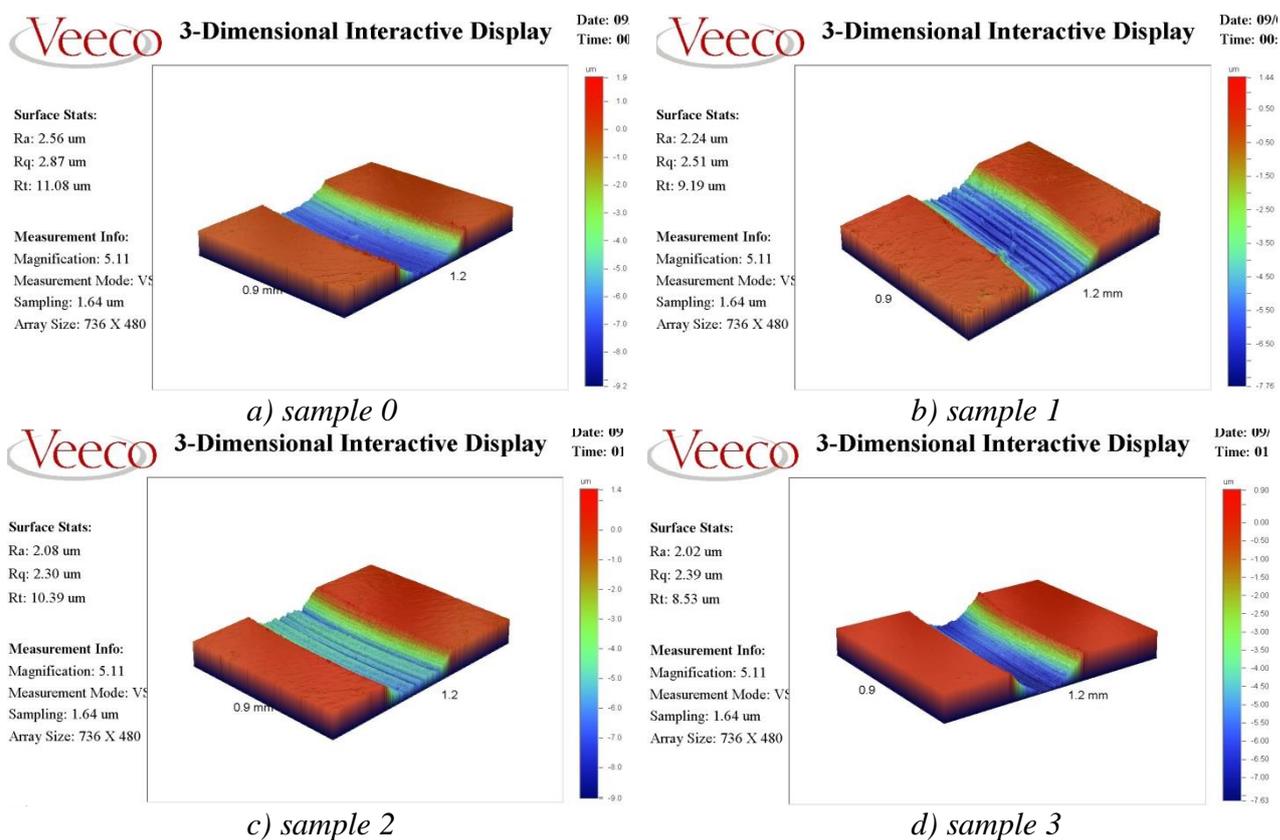


Рисунок 38 – 3D-изображения канавок на поверхности испытываемых образцов

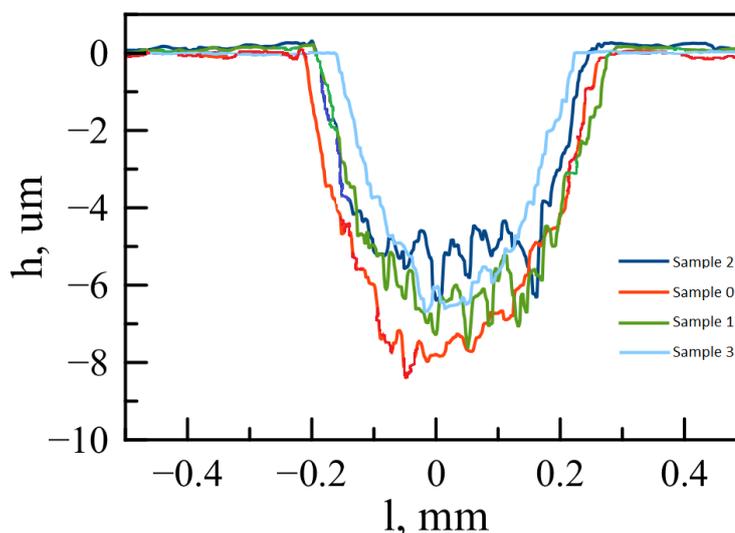


Рисунок 39 – Профили дорожек износа образцов

Как видно из рисунка 39, износ поверхности образцов 1-3 меньше чем у образца 0. Наименьшая глубина канавки получена на поверхности образца 2, что можно объяснить повышенной твёрдостью. Однако профиль изношенной поверхности имеет достаточно выраженный зубчатый рельеф, что может свидетельствовать о вырывании из матрицы твёрдых частиц, карбидов и силицидов, имеющих грубое строение.

Наибольшему износу подвергся образец 0, что в общем-то объясняется его грубым строением и неравномерным распределением карбидов в

металлической основе. При разрушении поверхности в данном случае (рисунок 39 а, sample 0), после износа определённого слоя матрицы, под действием трения происходит хрупкое разрушение поверхности с выкрашиванием и выпадением твёрдых карбидных частиц. При интенсивном ударно-абразивном нагружении образца из доэвтектического НХЧ поверхность вначале растрескивается под влиянием динамического напряжения от удара в сочетании с микрорежущим воздействием абразива, а затем материал удаляется с разрушенной поверхности под действием сил поверхностного трения [95].

Образец 3 имеет самый меньший показатель по ширине дорожки износа и глубину канавки меньшую, чем у образцов 0 и 1. Рельеф изношенной поверхности у данного образца более гладкий, с наименьшими выступами и впадинами, что также заметно и на рисунках 37-39. Это свидетельствует о высокой эффективности модифицирования НХЧ борбариевым ферросплавом с получением благоприятной, более однородной структуры, способной эффективно противостоять трению и износу.

Коэффициент трения скольжения для всех исследуемых образцов имеет достаточно близкие значения (около 0,8-0,9), что является характерным для поверхностей из материалов подобных чугунам, полученных литьём, без механической обработки. Высокий коэффициент трения скольжения, а также его плавное возрастание по мере увеличения пройденного пути (рисунок 40), свидетельствует о достаточно интенсивном характере износа поверхности, когда разрушенные и отделяющиеся от поверхности образца частицы, имея высокую твёрдость, грубую фракцию и острую форму, оказывают заметное абразивное воздействие на поверхность.

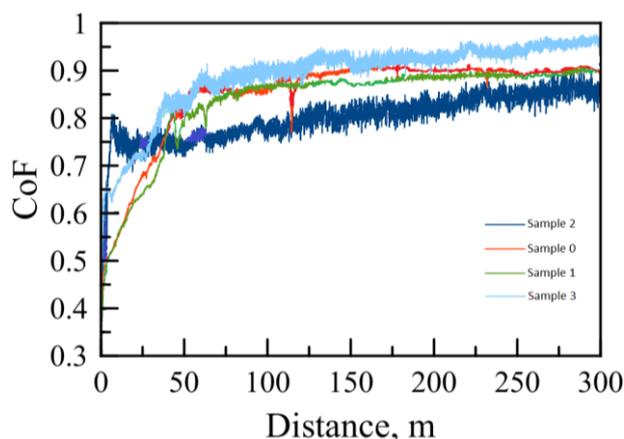


Рисунок 40 – Зависимость коэффициента трения скольжения от пройденной дистанции

В частично графитизированных половинчатых износостойких чугунах мелкодисперсные графитовые включения могут рассеивать внешние и внутренние напряжения и заполнять пустоты, образующиеся при отслоении карбидов [96,97].

Результаты проведенных опытов показали, что sample 3 обладает наименьшей шероховатостью изношенной поверхности  $Ra \approx 1,9$ , тогда как у

немодифицированного чугуна данный показатель составляет около 2,7, а в остальных модифицированных чугунах равен – 2,4 (sample 1) и 2,1 (sample 2). При этом показатели наибольшего углубления профиля Rv по мере возрастания расположились в следующем порядке: sample 2 – 6,39  $\mu\text{m}$ ; sample 3 – 6,69  $\mu\text{m}$ ; sample 1 – 7,22  $\mu\text{m}$ ; sample 0 – 8,15  $\mu\text{m}$  (рисунок 4.4.6). Наименьшая ширина профиля канавки у основания (0,37 мм) и на середине глубины (0,26 мм) также принадлежит образцу 3 модифицированному ББМ, а худшие показатели у немодифицированного образца 0,5 и 0,36 мм соответственно.

Хотя полученные результаты и не позволяют выявить явную закономерность между коэффициентом трения, шероховатостью изнашиваемой поверхности и степенью её износа, но считаем вполне уместным для предварительной оценки влияния добавок на износостойкие свойства чугуна, использовать данные визуального осмотра мест разрушения и геометрические параметры (размеры и форму) рельефа канавок на изношенных поверхностях.

Диаграмма со значениями коэффициента трения скольжения, шероховатости поверхности и размеров канавок на поверхности образцов представлена на рисунке 41.

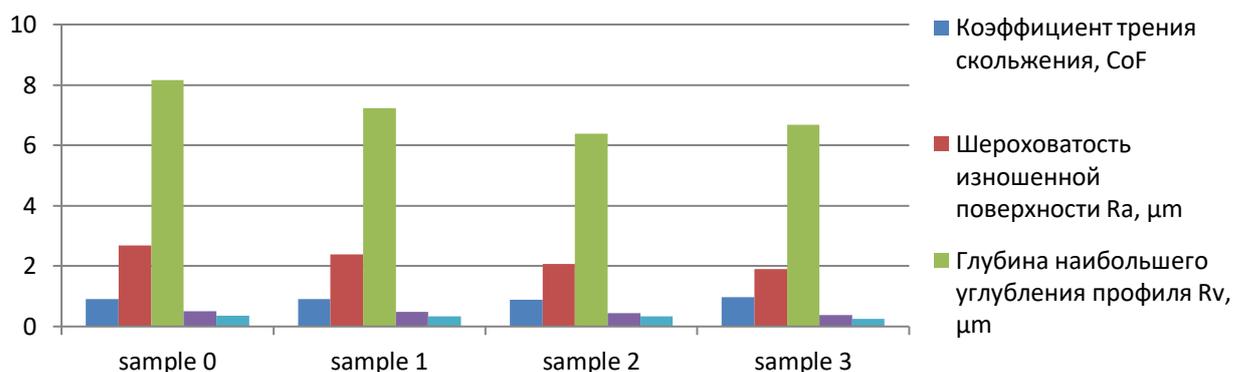


Рисунок 41 – Значения коэффициента трения скольжения, шероховатости поверхности и размеры канавок на поверхности образцов из НХЧ после испытаний на сухое трение

Известно, что немодифицированный НХЧ обладает достаточно низкой ударостойкостью вследствие того, что основные структурные составляющие чугуна - перлит, ледебуритная эвтектика и карбиды имеют крупнодисперсное строение и неравномерное распределение по объёму. Также сопротивление чугуна ударным нагрузкам значительно снижают крупнопластинчатая форма зёрен цементита в составе перлита и продолговатая форма зёрен ледебуритной эвтектики, которые служат концентраторами напряжений при высоких ударно-динамических нагрузках [98]. Это приводит, при динамическом ударном воздействии, к образованию микротрещин на границах зёрен и, к последующему усталостному разрушению металла, при достижении критического состояния. Неравномерное распределение крупных карбидов в объёме металла, среди которых встречаются зёрна удлинённой игольчатой формы, также значительно снижает показатель ударостойкости сплава в результате появления трещин и дальнейшего выкрашивания.

Поскольку о достаточно низкой ударопрочности немодифицированного НХЧ нам было заранее известно [98], то испытания на циклическое ударно-динамическое воздействие проводили только на образцах 1-3, для сравнения их показателей между собой.

На рисунках 42 и 43 представлен характер вмятин на поверхности образцов из модифицированного НХЧ и их профили после циклического ударно-динамического воздействия на приборе Impact Tester с нагрузкой на контр-тело в 500 и 700 Н.

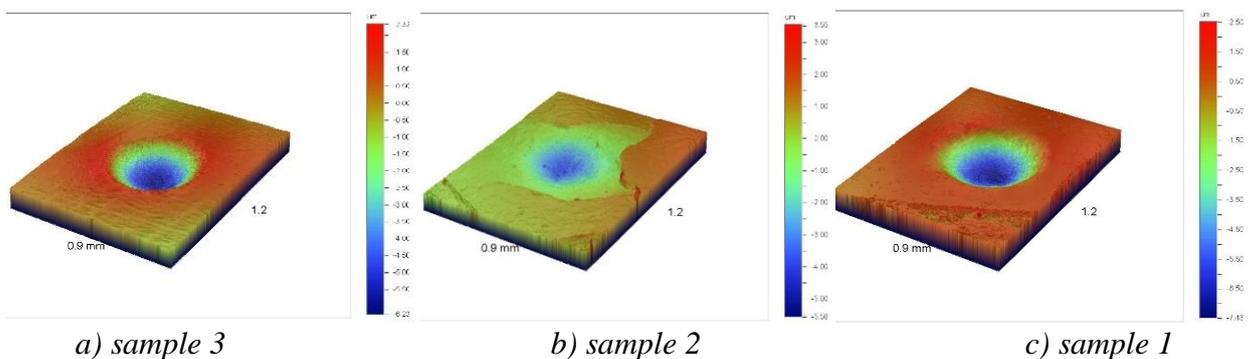


Рисунок 42 – 3D-изображения вмятин на поверхности образцов из НХЧ, при испытательной нагрузке 500Н

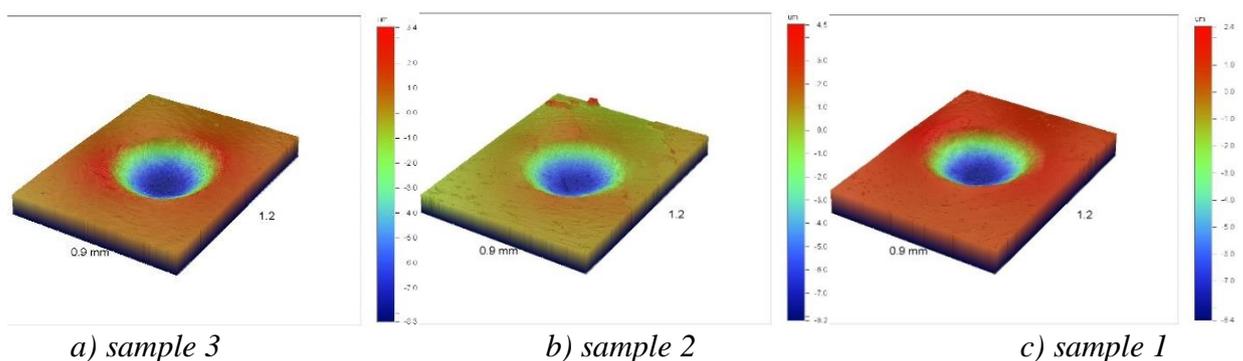


Рисунок 43 – 3D-изображения вмятин на поверхности образцов из НХЧ, при испытательной нагрузке 700Н

Из рисунка 44, по характеру деформации поверхности видно, что, в целом, наибольшей пластичностью обладает образец 1, а наименьший показатель принадлежит образцу 2. Профиль вмятины, полученной на поверхности образца 3 занимает среднее положение.

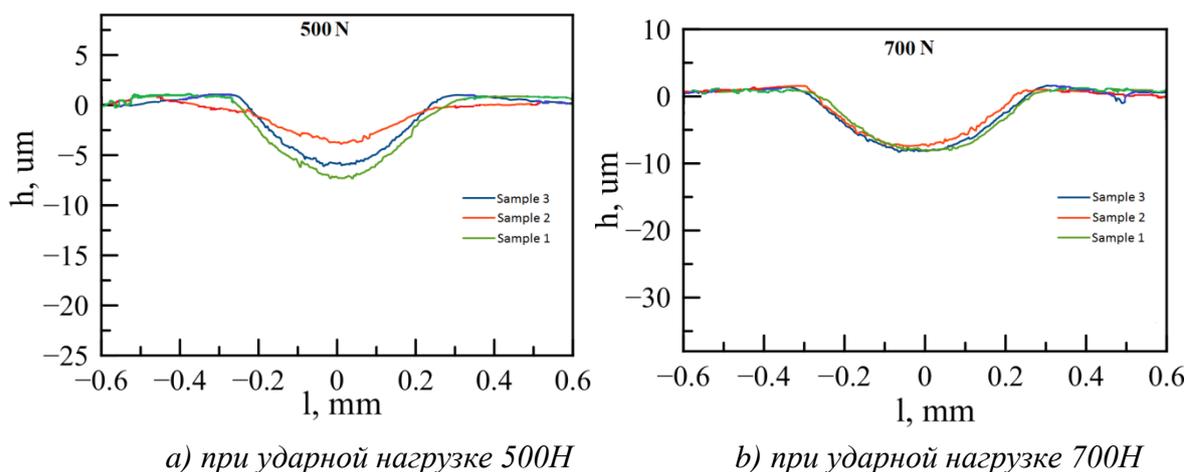


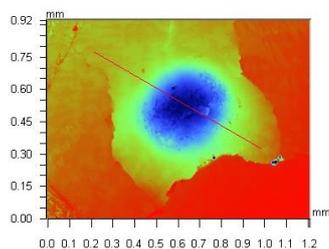
Рисунок 44 – Профили деформированной поверхности образцов из НХЧ в результате циклического ударно-динамического воздействия

Профиль деформации на поверхности образца 2 чугуна имеет наименьшую глубину, однако на поверхности образца заметны следы трещин, сколов и отслоения металла (рисунок 45). Это свидетельствует об образовании грубой неоднородной структуры металла у поверхности образца.

Результаты испытаний образцов на циклическое ударно-динамическое воздействие при нагрузке 500 Н показали, что наименьшие показатели по шероховатости ( $R_a \approx 1,21 \mu\text{m}$ ) и глубине кратера ( $R_v \approx 3,87 \mu\text{m}$ ) принадлежат sample 2. Худший результат у sample 1 ( $R_a \approx 2,66 \mu\text{m}$  и  $R_v \approx 7,13 \mu\text{m}$ ), а sample 3 занимает среднее положение по данным показателям ( $R_a \approx 2,14 \mu\text{m}$  и  $R_v \approx 6,09 \mu\text{m}$ ). По показателю диаметра кратеров на образцах лучший результат достигнут при модифицировании чугуна борбариевой добавкой ( $d \approx 0,45\text{mm}$ ), тогда как у остальных образцов измерение диаметра вмятин показали очень близкие результаты sample 1 – 0,53 мм, sample 2 – 0,56 мм.

При проведении подобных испытаний с нагрузкой в 700 Н, на поверхности всех трёх образцов образуются кратеры с большей глубиной, но с меньшим диаметром у основания. Причём показатели по обоим размерам у всех трёх образцов достаточно близки и равняются  $R_v \approx 8 \mu\text{m}$  и  $d \approx 0,5\text{mm}$ .

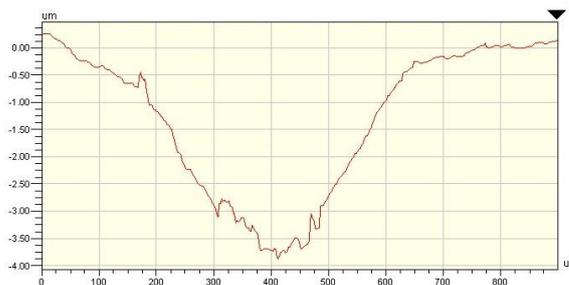
При визуальном осмотре поверхности образцов после ударного воздействия на поверхности sample 2 выявлены многочисленные трещины и сколы (рисунок 45), что может свидетельствовать о пониженных пластических свойствах металла.



	Delta			
X	0.98	0.21	-0.77	mm
Y	0.32	0.77	0.45	mm
Ht	0.27	0.14	-0.12	um
Dist				0.90 mm
Angle				149.64 °

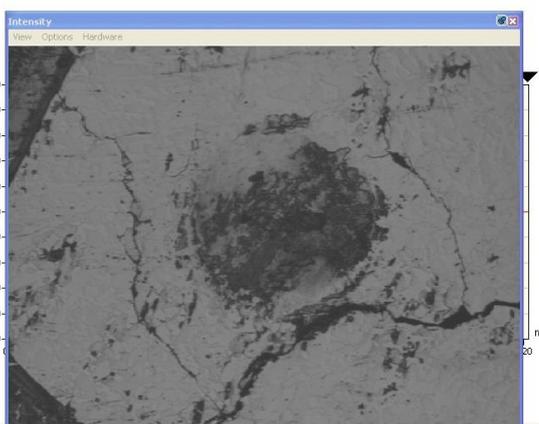
Title:  
Note:

2 Point Profile



Rq	1.35 um
Ra	1.21 um
Rt	4.14 um
Rp	0.27 um
Rv	-3.87 um

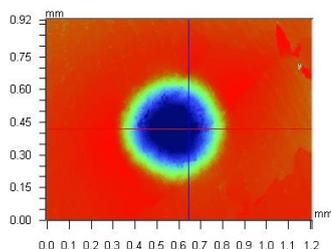
Angle	-137.39 urad
Curve	27.40 mm
Terms	None
Avg Ht	-1.29 um
Area	-1161.31 um2



Rq	0.00 um
Ra	0.00 um
Rt	0.00 um
Rp	0.00 um
Rv	0.00 um

Angle	0.00 mrad
Curve	0.00 mm
Terms	None
Avg Ht	0.00 um
Area	0.00 um2

a) при ударной нагрузке 500N



X	0.65	-	-	mm
Y	0.42	-	-	mm
Ht	-6.69	-	-	um
Dist				- mm
Angle				- °

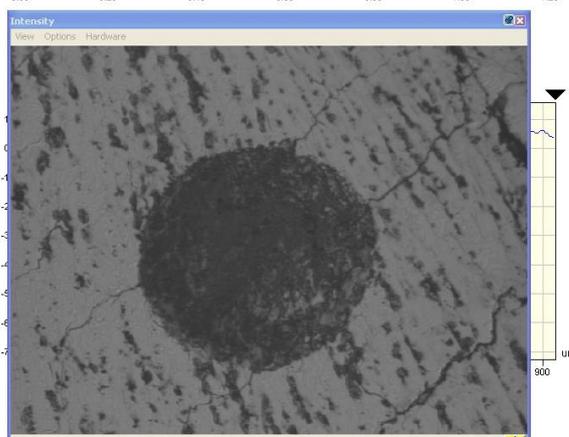
Title:  
Note:

X Profile



Rq	3.17 um
Ra	2.84 um
Rt	9.08 um
Rp	1.56 um
Rv	-7.53 um

Angle	0.00 mrad
Curve	24.45 mm
Terms	None
Avg Ht	-1.56 um
Area	-1888.98 um2



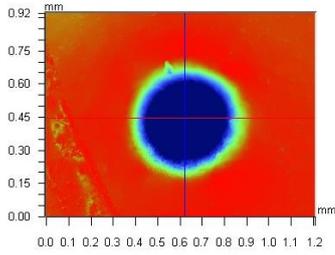
Rq	2.99 um
Ra	2.76 um
Rt	8.04 um
Rp	1.18 um
Rv	-6.86 um

Angle	0.00 mrad
Curve	12.88 mm
Terms	None
Avg Ht	-2.01 um
Area	-1846.56 um2

b) при ударной нагрузке 700N

Рисунок 45 – Растрескивание и отслоение поверхности sample 2

Осмотр поверхности остальных образцов не выявил каких-либо заметных следов разрушения (рисунок 46).



X	0.62	-	-	mm
Y	0.44	-	-	mm
Ht	-6.83	-	-	um
Dist		-	-	mm
Angle		-	-	°

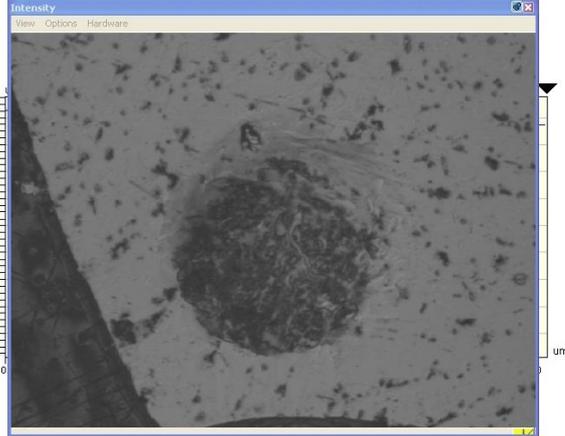
Title:  
Note:

X Profile



Rq	2.97 um
Ra	2.66 um
Rt	8.47 um
Rp	1.34 um
Rv	-7.13 um

Angle	0.00 mrad
Curve	24.40 mm
Terms	None
Avg Ht	-1.52 um
Area	-1838.50 um <sup>2</sup>

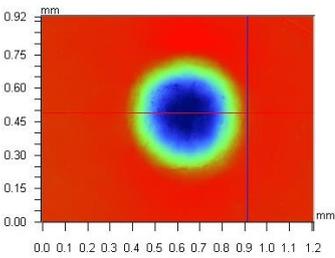


Rq	3.18 um
Ra	2.93 um
Rt	8.81 um
Rp	1.35 um
Rv	-7.46 um

Angle	0.00 mrad
Curve	11.47 mm
Terms	None
Avg Ht	-2.15 um
Area	-1971.87 um <sup>2</sup>

a) sample 1 при ударной нагрузке 500N

X Profile



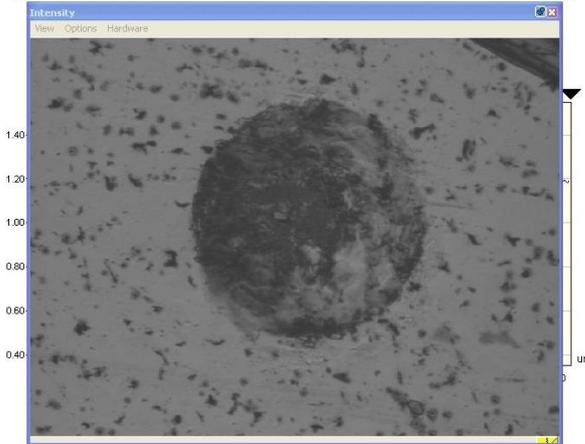
X	0.91	-	-	mm
Y	0.49	-	-	mm
Ht	0.43	-	-	um
Dist		-	-	mm
Angle		-	-	°

Title:  
Note:



Rq	3.49 um
Ra	3.15 um
Rt	9.33 um
Rp	1.25 um
Rv	-8.08 um

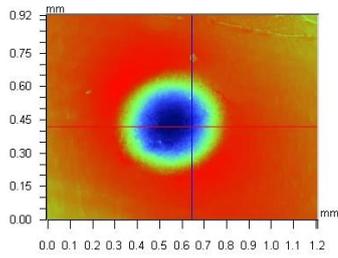
Angle	0.00 mrad
Curve	20.76 mm
Terms	None
Avg Ht	-1.82 um
Area	-2200.65 um <sup>2</sup>



Rq	0.32 um
Ra	0.27 um
Rt	1.09 um
Rp	1.50 um
Rv	0.40 um

Angle	0.00 mrad
Curve	0.17 m
Terms	None
Avg Ht	1.00 um
Area	916.54 um <sup>2</sup>

b) sample 1 при ударной нагрузке 700N



X	0.65	-	-	mm
Y	0.42	-	-	mm
Ht	-4.96	-	-	um
Dist		-	-	mm
Angle		-	-	°

Title:

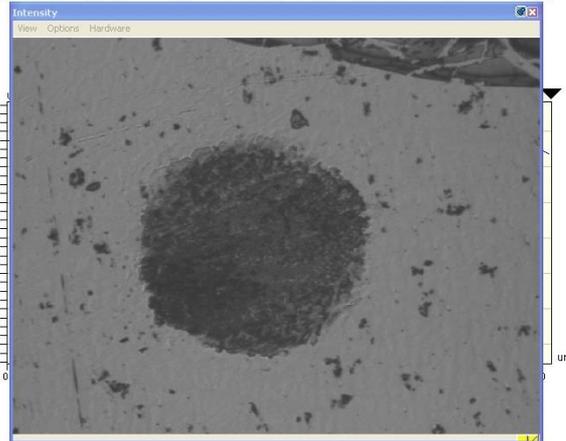
Note:

X Profile



Rq	2.44 um
Ra	2.14 um
Rt	7.15 um
Rp	1.06 um
Rv	-6.09 um

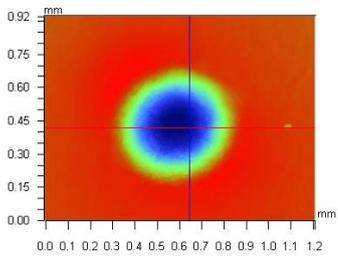
Angle	0.00 mrad
Curve	35.10 mm
Terms	None
Avg Ht	-1.16 um
Area	-1401.15 um <sup>2</sup>



Rq	2.25 um
Ra	2.02 um
Rt	6.72 um
Rp	1.50 um
Rv	-5.22 um

Angle	0.00 mrad
Curve	18.10 mm
Terms	None
Avg Ht	-1.04 um
Area	-951.66 um <sup>2</sup>

c) sample 3 при ударной нагрузке 500N

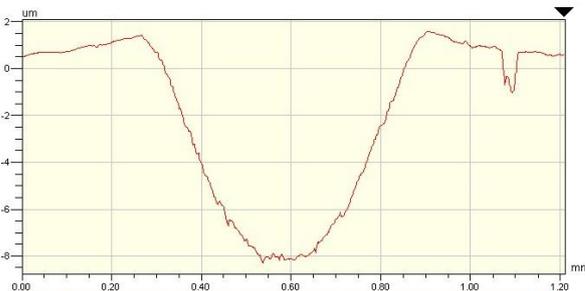


X	0.65	-	-	mm
Y	0.42	-	-	mm
Ht	-7.80	-	-	um
Dist		-	-	mm
Angle		-	-	°

Title:

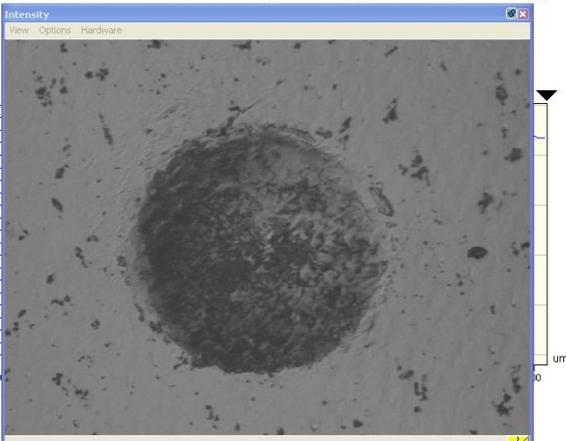
Note:

X Profile



Rq	3.52 um
Ra	3.17 um
Rt	9.88 um
Rp	1.59 um
Rv	-8.29 um

Angle	0.00 mrad
Curve	20.96 mm
Terms	None
Avg Ht	-1.89 um
Area	-2282.59 um <sup>2</sup>



Rq	3.59 um
Ra	3.32 um
Rt	9.53 um
Rp	1.60 um
Rv	-7.93 um

Angle	0.00 mrad
Curve	10.32 mm
Terms	None
Avg Ht	-2.20 um
Area	-2021.20 um <sup>2</sup>

d) sample 3 при ударной нагрузке 700N

Рисунок 46 – Поверхность образцов, модифицированных ферробором и ББМ

Линейные размеры кратеров (глубина и диаметр у основания), образованных на поверхности модифицированных чугуновых образцов при испытаниях на ударно-динамическое воздействие, показаны на рисунке 47.

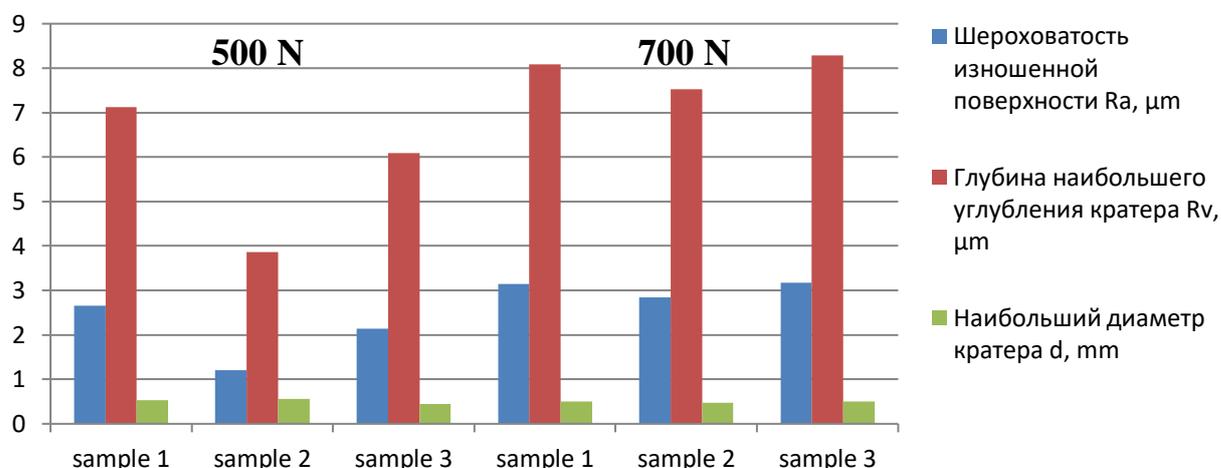


Рисунок 47 – Значения шероховатости и размеров кратеров на образцах из модифицированного НХЧ после испытаний на циклическое ударное воздействие

Как видно из рисунка 48, при модифицировании чугуна ФБ происходит заметное измельчение перлитных колоний в структуре чугуна, форма которых стремится к компактной шаровидной, что должно благоприятно сказываться на его ударостойкости.

Положительную роль в повышении ударостойкости образцов 1 и 3, оказало прежде всего, измельчение структуры (рисунок 25) и сфероидизирующее влияние бора на структурные составляющие (рисунок 49).

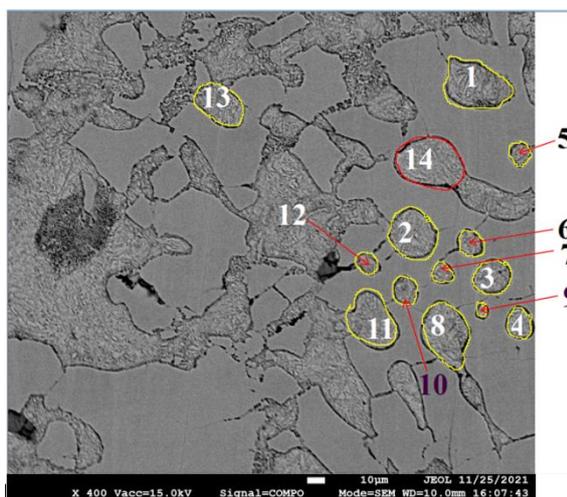


Рисунок 48 – Анализ формы и определение площадей перлитных колоний в структуре образца 1 с помощью анализатора изображения Thixomet,  $\times 400$

На рисунке 49, в нижней части многослойной карты ЭДС, видны тёмные пятна графитных включений компактной формы в структуре образца 1. В

работе [99] приведены факты образования графита шаровидной формы в структуре валкового отбелённого чугуна при микролегировании бором, химический состав которого достаточно близок к исследуемому НХЧ для шаров.

Высокая концентрация углерода в данной области, зафиксированная на карте распределения элементов и суммарном спектре карты, подтверждают предположения о происхождении и природе данных включений. Второстепенные фазы состоящие из графита, вторичных выделений и остаточного аустенита способны предотвратить отслоение матрицы и карбида и свести к минимуму их повреждение при внешнем ударно-абразивном воздействии [96].

Компактная форма графита, обеспеченная тормозящим действием бора на его рост, в меньшей степени ослабляет рабочее сечение матрицы и не оказывает сильного надрезающего действия, способствующего к созданию высоких концентраций напряжений вокруг сфероидов графита [96,100].

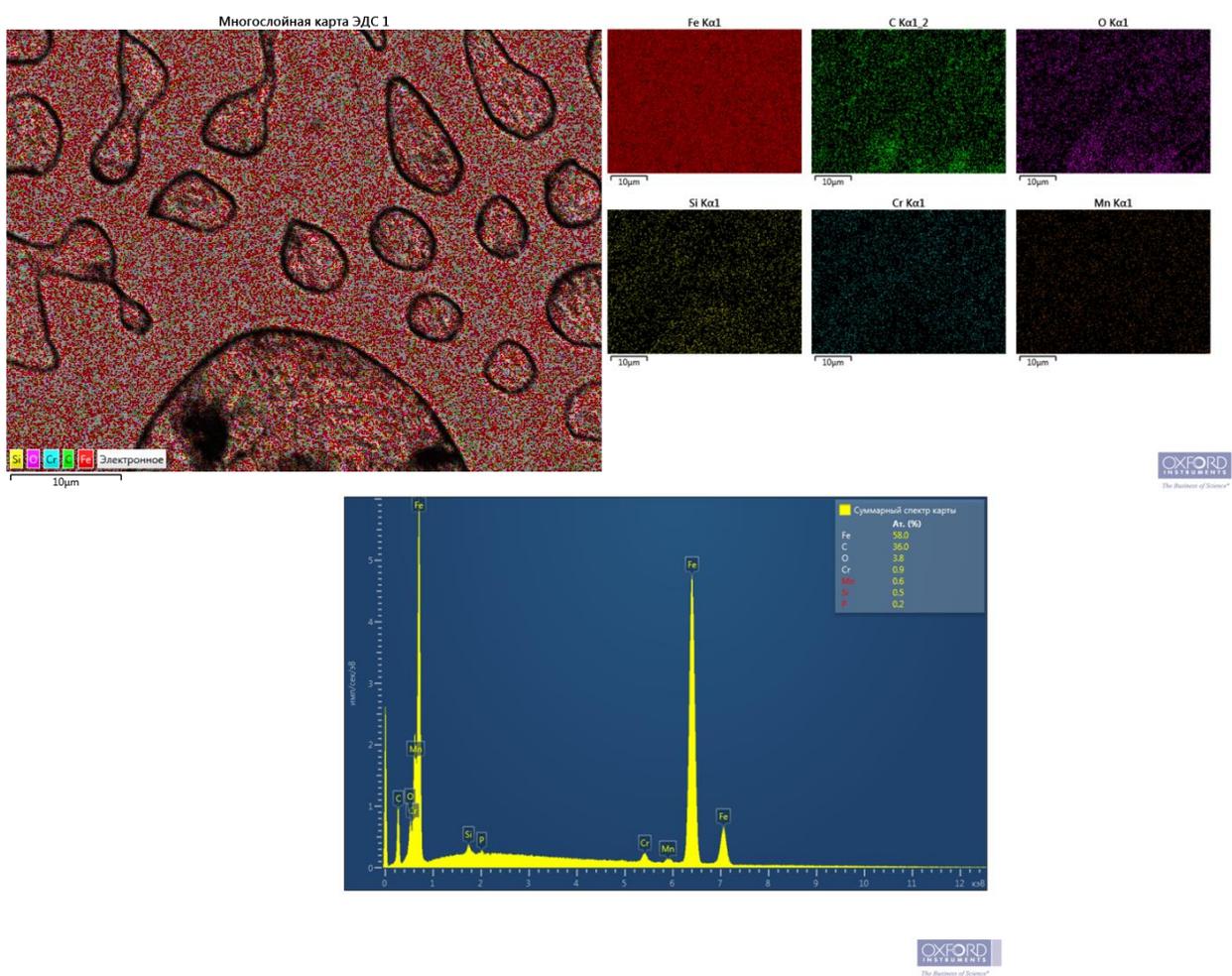


Рисунок 49 – Распределение основных химических элементов в структуре образца 1

Подводя итоги, следует отметить, что образец 2 из НХЧ модифицированного ФСБа (0,05% от массы жидкого металла) – имеет, за счёт повышения степени переохлаждения и зарождения множества дополнительных

центров кристаллизации, плотную мелкозернистую структуру, что обеспечивает наивысший показатель твёрдости (HRC 59 ед.). Однако характер разрушения поверхности образца при циклическом ударно-динамическом воздействии и истирании говорит о присущей хрупкости (рисунки 42 б и 45), вызванной, вероятно, образованием в структуре неоднородных по размерам перлитных колоний, некоторые из которых сформировались в виде грубого конгломерата (рисунок 34 с).

Твёрдость поверхности образца 1 из чугуна модифицированного карботермическим ФБ (0,08% от массы жидкого металла) повысилась до 56 ед. HRC (на 7 ед. выше, чем у немодифицированного чугуна), что в большей мере может быть вызвано выраженным карбидостабилизирующим действием бора. Ударно-динамическое испытание образца 1 показало наилучшие результаты по ударопрочности металла (рисунки 44 и 46), что свидетельствует о повышении ударостойкости металла вследствие формирования структуры с компактной зернистой формой компонентов. Показатель износостойкости по результатам испытания на сухое истирание у данного чугуна также заметно выше, чем у немодифицированного.

Модифицирование доэвтектического НХЧ карботермическим ФБ позволило внести положительные изменения в структуру, за счёт повышения степени переохлаждения чугуна при кристаллизации и измельчения структурных составляющих, а также препятствия зарождению и росту графитных включений. Как видно из полученных профилограмм, образец из данного чугуна проявил наилучшую стойкость к ударным нагрузкам. В то время как при обработке чугуна такого же состава ферросиликобарием ФС60Ba20 модифицирующий эффект проявился в наибольшем приросте твёрдости металла, но в некотором снижении прочности и пластичности.

Обработка чугуна опытного состава комплексной борбариевой добавкой привела к заметному упрочнению образца. При испытании сухим трением след канавки на изношенной поверхности сравнительно неглубокий и узкий, а величина гребней от пика до впадины ниже, чем на остальных образцах (рисунки 37-39). Также после циклического ударного воздействия на поверхности образца не обнаружены какие-либо следы хрупкого разрушения - трещины, сколы, выбоины (рисунки 42-44, 46).

Ввод ББМ в НХЧ – образец 3, за счёт комплексного модифицирующего воздействия бора и бария, позволяет добиться оптимального повышения как твёрдости и стойкости чугуна к абразивному истиранию, так и его прочностных показателей. При этом обеспечивается стабильный показатель твёрдости чугуна HRC 57 ед. (выше, чем у немодифицированного чугуна на 17%). Стоит отметить, что благодаря оптимальному сочетанию полученных свойств, образец 3 из НХЧ обработанного борбариевым модификатором, в процессе испытаний достаточно эффективно противостоял как истирающим нагрузкам (рисунок 39), так и ударно-динамическому воздействию (рисунок 44). Активные компоненты, борбариевой добавки снимают напряжение в литой матрице чугуна, которая представляет собой перлит с улучшенной

пластичностью и ударной вязкостью. Все эти факторы способствуют повышению стойкости к растрескиванию при ударной усталости и стойкости к ударному износу.

#### **4.4 Выводы по разделу**

1. Получены математические обобщённые уравнения зависимости изменения твёрдости НХЧ от степени легирования хромом (от 1 до 5% по массе), расхода ферробора (от 0,04 до 0,27%), ферросиликобария (от 0,03 до 0,15%) и борбариевого ферросплава (от 0,07 до 0,45% от массы чугуна).

2. Экспериментально подтверждено существование новых фаз в НХЧ при введении опытных модификаторов. Установлены зависимости между параметрами микроструктуры (дисперсность, морфология и количество перлита) и количеством и природой опытных модификаторов.

3. Определены оптимальные расходы модификаторов для получения отливок из НХЧ с наилучшим сочетанием свойств - твёрдостью, износостойкостью и ударостойкостью. Для карботермического ФБ данный показатель находится в диапазоне 0,08% по массе, для ФСБа – около 0,05% и для ББМ – 0,14% от массы чугуна.

## 5 АПРОБАЦИЯ ОПЫТНЫХ МОДИФИКАТОРОВ В ПРОИЗВОДСТВЕННЫХ УСЛОВИЯХ

Образцы отливались из НХЧ с перлитной структурой, химического состава (мас. %): 3,18С, 0,66Si, 0,63Mn, 1,05Cr, 0,03S, 0,32P, ост. Fe, соответствующего СТ РК 2310-2013, согласно которому осуществляется производство мелющих тел на ТОО «QazCarbon».

Результаты испытаний образцов полученных в опытно-промышленных условиях на твёрдость и ударостойкость показаны в таблице 19.

Таблица 19 – Механические характеристики опытных образцов

Параметры	Сплав / Модификатор					
	Хромистый чугун, Cr~1,0%					
	Немодифицированный	FeB, В ≈ 0,006 %	FeB, В ≈ 0,02 %	FeSiBa, Ba ≈ 0,005 %	FeSiBa, Ba ≈ 0,01 %	ББМ, В ≈ 0,006 %, Ba ≈ 0,002 %
Средняя твёрдость на поверхности шара, HRC <sub>3</sub> ед.	49-50	53	52	52	52	53
Количество ударов на копре до разрушения	до 10	20	16	9	9	19

*Примечание: Испытания на ударостойкость производились на эксцентриковом копре с массой бойка 30 кг*

Ниже приведены результаты металлографических исследований шаров промышленного производства.

### 5.1 Структура и свойства шаров из немодифицированного НХЧ

Микроструктура немодифицированного НХЧ показана на рисунке 50.

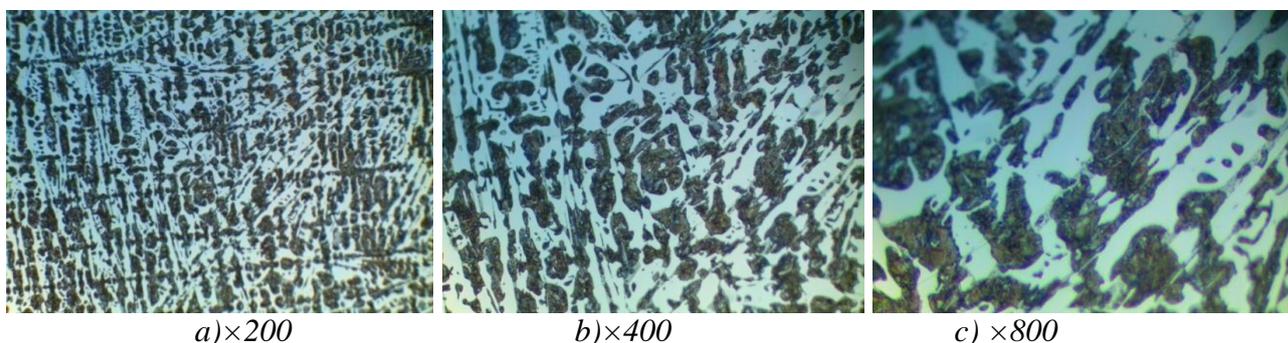


Рисунок 50 – Микроструктура базового (немодифицированного) чугуна (1,05% Cr)

Механические свойства образцов из немодифицированного НХЧ:  
- твёрдость на поверхности шара – 49 HRC;

- ударостойкость – не более 10 ударов на копре.

Как видно из рисунка 4.1.1, металлическая основа немодифицированного НХЧ: перлит + ледебурит + цементит. Площадь занятая перлитом около 75%, ледебуритом – 5%, цементита около 20%. Форма структурных составляющих – пластинчатая, что объясняет невысокие показатели ударопрочности сплава.

Наличие карбидов железа  $Fe_3C$ , которые обеспечивают необходимые свойства данного чугуна, достигается необходимым количеством и соотношением углерода и кремния, а карбиды  $Cr_3C_2$  и  $Mn_7C_3$  – низким легированием металла данными элементами. Данный материал относительно дешёв, но обладает достаточно невысокими эксплуатационными свойствами: низкой ударостойкостью, что обуславливается крупнодисперсным строением и неравномерным распределением по объёму основных структурных составляющих чугуна - перлита, ледебуритной эвтектики и карбидов типа  $Me_3C$ , а также слабому сопротивлению абразивному износу, вследствие неравномерной твёрдости по сечению - относительно твёрдый, но при этом хрупкий, поверхностный слой и более мягкая рыхлая сердцевина.

## **5.2 Результаты модифицирующей обработки НХЧ карботермическим ферробором**

Известно, что бор оказывает сильное влияние на процессы кристаллизации чугуна как поверхностно активный элемент, улучшает состояние границ зёрен, измельчает их и дополнительно раскисляет металл, что положительно влияет на процессы производства отливок и их эксплуатационные свойства. Бор микролегирует ферритную основу, сфероидизирует зёрна цементита в перлите. Обработка чугуна бором упрочняет сплав за счёт повышения микротвёрдости, равномерного распределения, измельчения карбидной фазы и перехода карбидов из пластинчатой в гексагональную форму.

Микролегирование бором измельчает микроструктуру чугуна, способствует его дегазации, а также упрочняет сплав за счёт повышения микротвёрдости, равномерного распределения и измельчения карбидной фазы. Свыше 0,001 % способствует образованию карбидов. Характер модифицирующего влияния карботермического ФБ на микроструктуру НХЧ, при остаточном содержании бора в чугуне 0,006%, показан на рисунке 51.

Изменение механических свойств НХЧ при модифицировании карботермическим ФБ:

- твёрдость на поверхности образца – 53 HRC (увеличилась на 8%);
- ударостойкость – 20 ударов на копре (увеличилась в 2 раза).

Как видно из рисунка 51, произошло перераспределение площадей структурных составляющих чугуна. Площадь занятая перлитом составила около 80%, ледебуритом – 10%, цементита около 10%. Бор микролегирует ферритную основу, сфероидизирует цементит в перлите. В перлитных зёрнах присутствуют карбидные включения.

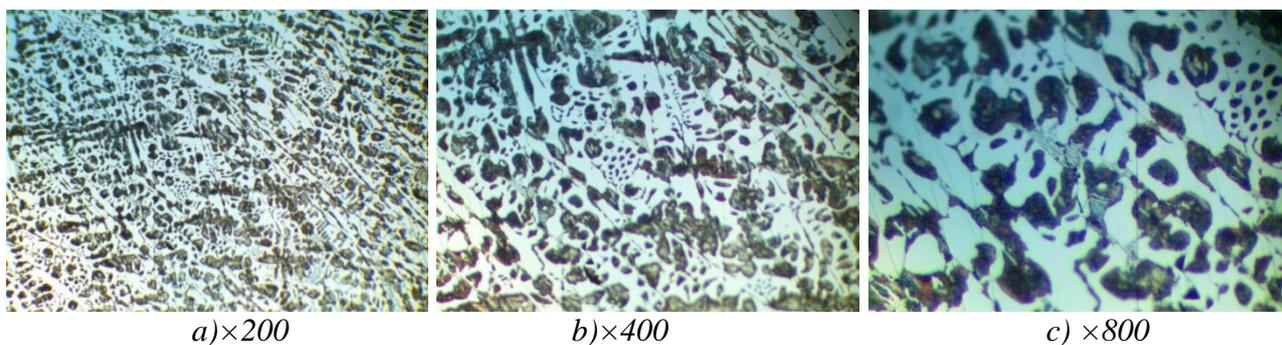


Рисунок 51 – Микроструктура НХЧ, модифицированного ФБ (0,006% В)

Поверхность разбитых на копре шаров усеяна сетью микротрещин.

### 5.3 Результаты модифицирования НХЧ ферросиликобарием

Барий является сильнейшим раскислителем, поскольку имеет сродство к кислороду выше, чем у алюминия. В составе модификаторов усиливает образование центров графитизации и увеличивает продолжительность действия модификатора. Модифицирование силикобарием позволяет на 10-15% улучшить прочность чугуна, что объясняется формированием более мелкозернистой и плотной структуры металла в отливке и повышением чистоты металла за счёт получения весьма диспергированных неметаллических включений [30].

Изменение структуры опытного чугуна при модифицирующей обработке ФСБа при содержании бария 0,005% в чугуне показано на рисунке 52.

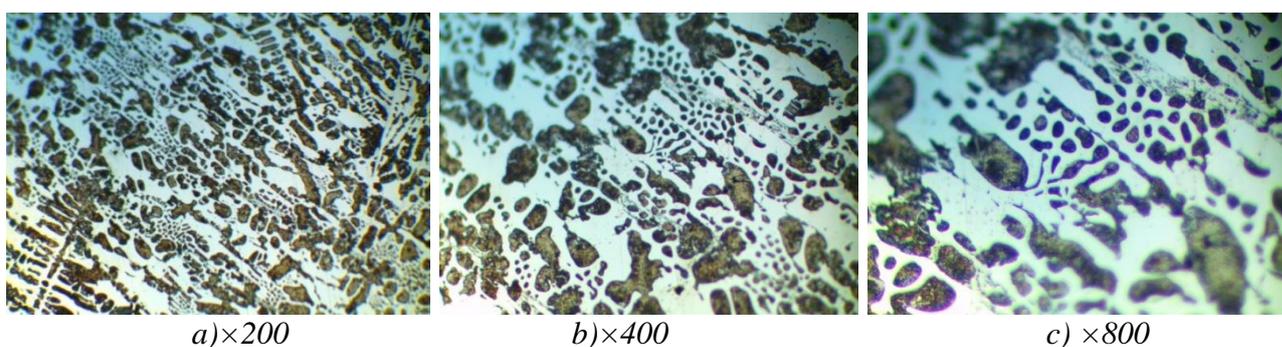


Рисунок 52 – Микроструктура НХЧ, модифицированного ФС60Ba20 (0,005% Ва)

Изменение механических свойств НХЧ при модифицировании ФСБа:

- твёрдость на поверхности образца – 52 HRC (увеличилась на 6%);
- ударостойкость – 9 ударов на копре (в пределах нормы).

В структуре чугуна, модифицированного ФСБа увеличилась площадь ледебуритной эвтектики. Площадь занятая перлитом уменьшилась до 60%, ледебуритом – увеличилась до 30%, цементитом – осталась неизменной (около 10%).

На поверхности разбитых шаров, в местах удара копра, присутствуют многочисленные сколы и трещины.

#### 5.4 Результаты модифицирования НХЧ борбариевым ферросплавом

Результаты промышленных опытов по модифицированию НХЧ комплексной борбариевой добавкой представлены в работе [101].

Микроструктура чугуна опытного состава, модифицированного ББМ представлена на рисунке 53. Соотношение площадей занятых структурными составляющими такое же, как и при модифицировании ФС60Ba20 (перлита около 60%, ледебурита – 30%, цементита около 10%), однако заметно изменение морфологии структурных составляющих из дендритной в более компактную форму.

Изменение механических свойств НХЧ при обработке ББМ:

- твёрдость на поверхности образца – 53 HRC (увеличилась на 8%);
- ударостойкость – 19 ударов на копре (увеличилась в 2 раза).

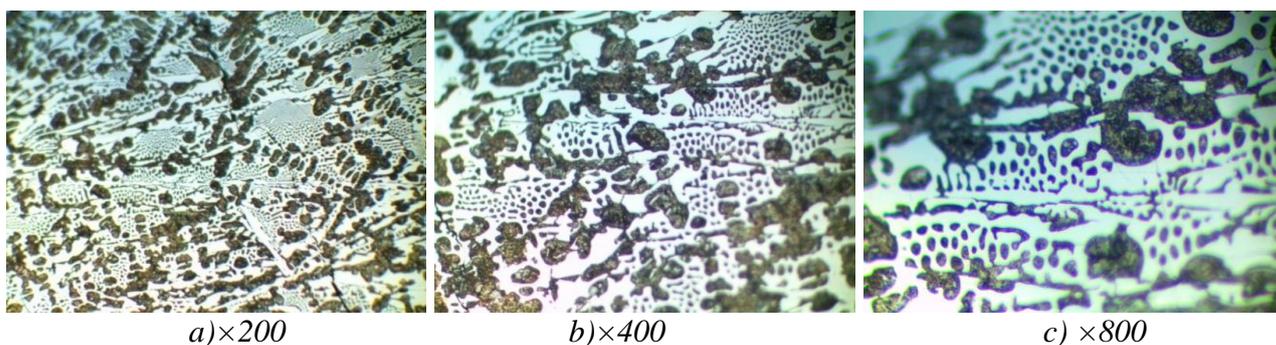


Рисунок 53 – Микроструктура НХЧ, модифицированного ББМ (0,006% В, 0,002% Ва)

На контактных поверхностях шаров, подвергшихся ударам копра, присутствуют немногочисленные мелкие сколы и царапины, однако глубоких разветвлённых трещин или каких-либо других следов начала хрупкого разрушения не выявлено.

Необходимо отметить, что визуальный осмотр половинок шаров из модифицированных опытных чугунов после разрушения на ударном копре не выявил каких-либо дефектов макроструктуры, которые могли бы, так или иначе, указывать на нерастворение или неполное растворение в жидком чугуне компонентов модифицирующих добавок.

Практически все шары, полученные путём применения модифицирования и подвергшиеся разрушению на копре, имели однородную, достаточно мелкозернистую и плотную структуру, без каких-либо видимых дефектов (рисунок 54), что позволяет сделать предположение о достаточности подобранной температуры модифицирования для растворения компонентов, содержащихся в опытных модифицирующих добавках.



Рисунок 54 – Разрушенные на ударном копре чугунные шары из модифицированного НХЧ

В противном случае, при неверно выбранном способе модифицирования, недостаточной температуре модифицирования или слишком большой дозе модификатора можно получить обратный эффект, при котором возникают различные дефекты структуры, в виде вкраплений в металле частиц нерастворённого модификатора, что заметно ослабляет механические свойства металла, особенно, ударостойкость отливок.

Анализ металлографических снимков образцов показал, что качественные и количественные характеристики микроструктуры модифицированных образцов практически совпадают с ранее полученными в результате лабораторных опытов. В образцах из НХЧ модифицированного карботермическим ФБ и ББМ заметно измельчение и более равномерное распределение структурных составляющих, а также изменение формы структурных составляющих из крупнопластинчатой в компактную форму в чугуне обработанном ББМ. Колонии перлита в обработанном ББМ чугуне также стремятся к более компактной мелкодисперсной форме.

В результате описанных изменений в микроструктуре НХЧ, при модифицировании бор- и барийсодержащими добавками, повысилась стойкость металла к ударному воздействию. В результате испытаний шаров из модифицированного НХЧ экспериментально установлено:

- шар из НХЧ модифицированного ФБ выдержал 20 ударов до разрушения – показатель ударостойкости увеличился в 2 раза (при норме для немодифицированного НХЧ – 10 ударов);
- шар из НХЧ модифицированного ФСБа разрушился после 9 ударов, что является близким к норме;
- шар из НХЧ модифицированного ББМ выдержал 19 ударов до разрушения (увеличение ударостойкости в 2 раза).

При этом визуальный осмотр поверхности разрушенных шаров из НХЧ модифицированного ББМ не выявил заметных признаков, указывающих на интенсивный характер разрушения металла, тогда как на поверхностях шаров из НХЧ модифицированных ФБ и ФСБа такие следы, в виде трещин и глубоких сколов, присутствовали.

Твёрдость шаров из модифицированного НХЧ, полученных при опытно-промышленных плавках:

- при модифицировании ФБ увеличилась на 8%, по сравнению с твёрдостью немодифицированного шара (49 HRC);
- при модифицировании ФСБа увеличилась на 6%;
- при модифицировании ББМ увеличилась на 8%.

Данные показатели несколько ниже показателей образцов, полученных ранее в лабораторных условиях (ФБ –56 HRC, ФСБа–59 HRC, ББМ –57 HRC), что вероятно связано, с меньшим усвоением модифицирующих элементов при ковшевом методе модифицирования, применённом в промышленных плавках, а также с наличием мелких литейных дефектов в литье промышленной плавки.

В ходе проведённых опытно-экспериментальных плавков установлено оптимальное количество подаваемого ББМ (0,14% от массы жидкого чугуна), которое определяется пределами заданного содержания бора в чугуне - 0,006%, бария  $\approx$  0,002%.

Относительно невысокая ударостойкость НХЧ, модифицированного ФСБа объясняется, прежде всего, недостаточной, для усвоения бария, температурой расплава перед модифицированием.

Исходя из результатов сравнения полученных данных можно сделать вывод о том, что оптимального сочетания абразивной износостойкости и ударопрочности в мелющих шарах из НХЧ можно достичь при модифицирующей обработке сплава комплексным борбариевым модификатором.

По результатам проведённых работ был составлен акт промышленных испытаний (Приложение А). На способ производства износостойкого хромистого чугуна путём модифицирования комплексным борбариевым ферросплавом получен патент на полезную модель (Приложение Д).

## **5.5 Выводы по разделу**

1. Исследуемые отечественные ферродобавки впервые опробованы в производственных условиях в качестве модификаторов для НХЧ шаров.

2. Установлено, что качественные и количественные характеристики микроструктуры модифицированных образцов практически совпадают с ранее полученными в результате лабораторных опытов.

3. Экспериментально определено, что оптимальное соотношение твёрдости и ударостойкости в шарах из НХЧ достигается модифицированием чугуна комплексной борбариевой добавкой при расходе 0,14% от массы металла.

## **6 РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИИ ПРОИЗВОДСТВА ОТЛИВОК ИЗ НХЧ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ МОДИФИКАТОРОВ**

Разработку технологии производства износостойких чугунных отливок с использованием нового комплексного ББМ вели с привязкой к существующему уровню технической оснащённости наиболее крупных производителей чугунного литья в Республике Казахстан.

Разрабатываемая технология внутриформенного модифицирования, направлена на производство литых чугунных мелющих шаров из НХЧ с повышенными эксплуатационными свойствами, однако, при необходимости, может быть скорректирована и применена для получения любых других износостойких отливок и литых деталей – различного рода футеровок, броней дробильно-размольного оборудования, корпусов и других рабочих частей песковых и шламовых насосов и др.

### **6.1 Обоснование выбора методов литья и модифицирования**

Технология плавки и литья, также как и химический состав оказывает существенное влияние на формирование необходимой структуры и свойств сплава. При этом размеры и форма структурных составляющих сплава, во многом определяющие его механические свойства, значительно зависят от особенностей протекания отдельных процессов, характерных для той или иной технологии производства: физико-химическое взаимодействие футеровки печи с шихтовыми материалами при расплавлении металла, а также компонентов литейной формы с расплавом, скорость охлаждения формы, наличие неметаллических включений и многое другое.

На сегодняшний день наиболее распространёнными во всём мире способами литья из износостойких сплавов являются, по – прежнему, наиболее простые и дешёвые, такие как, литьё в песчано-глинистые формы (ПГФ), в кокиль и по газифицируемым моделям (ЛГМ).

Сравнив достоинства и недостатки вышеуказанных технологий, для разработки тех.процесса внутриформенного модифицирования НХЧ шаров выбрали метод ЛГМ, который является одним из наиболее перспективных, на сегодняшний день, с точки зрения универсальности, высокого качества и точности литья, экономической эффективности и экологии [102-104].

Применение вакуумной формовки при ЛГМ позволяет добиться [104,105]:

- резкого сокращения расходов на смесеприготовление, которое заключается только в просеивании, охлаждении и регенерации потерь пылевидных частиц песка;
- значительного снижения расхода формовочных материалов, так как в процессе не используются связующие и упрочняющие добавки, а основной огнеупорный компонент формы – кварцевый или хромитовый песок является оборотным;

- сокращения общих энергозатрат и потребления сжатого воздуха ввиду отсутствия больших потребителей в виде формовочных и выбивных машин;
- увеличения производительности труда (в 2-5 раз) из-за исключения трудоёмких операций по изготовлению и выбивке форм;
- из-за механизированности большинства из основных технологических операций, от которых зависит качество литья, есть возможность использования труда работников с невысокой квалификацией;
- повышения размерной точности и уменьшения шероховатости отливок, по сравнению с методами формовки по извлекаемым моделям, где требуется применение формовочных уклонов и припусков на обработку;
- снижения массы отливок путём сокращения припусков и уменьшения толщины стенок;
- снижения расходов (до 30%) на обрубку и очистку отливок;
- улучшения санитарных условий и культуры производства, так как при заливке из формы в окружающее пространство не выделяются газообразные продукты горения связующих материалов и пар;
- снижения производственного шума из-за отсутствия формовочного и выбивного оборудования;
- отпадает потребность в больших производственных площадях.

Новизна и отличие разрабатываемой технологии от других заключается в адаптации внутриформенного способа модифицирования для метода ЛГМ, тогда как ранние работы в направлении технологии *inmold* посвящены особенностям её применения при формовке по извлекаемым моделям [28,35,106-109]. Традиционно порядок технологических операций при внутриформенном модифицировании выглядит так, как показано на рисунке 55.

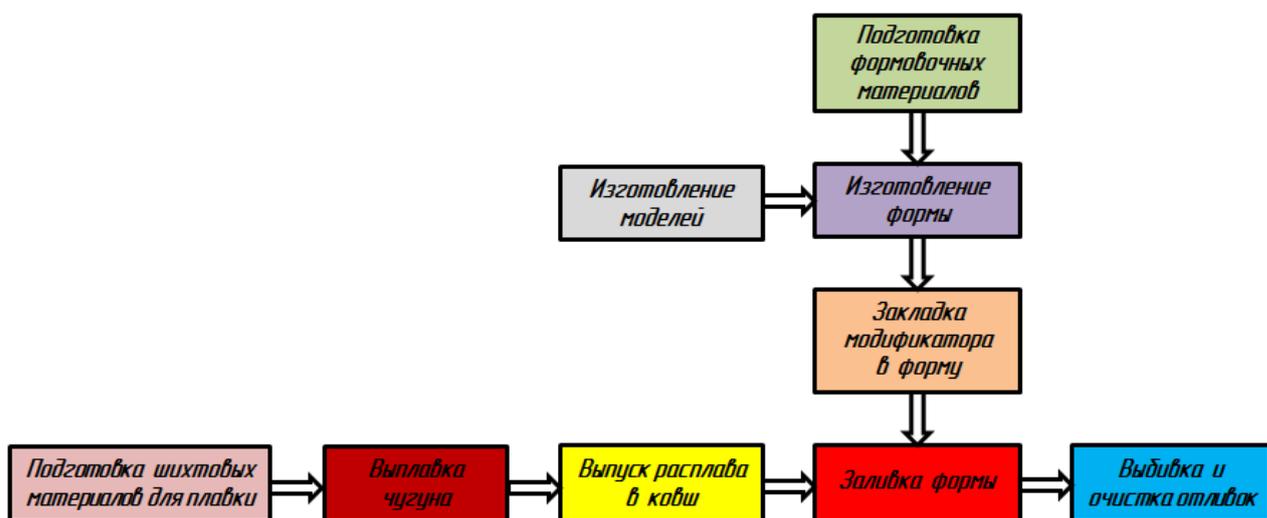


Рисунок 55 – Схема тех. процесса литья при внутриформенном модифицировании

Подготовка песчано-глинистой литейной формы к технологии *inmold* достаточно сложна и трудозатратна. Традиционная конструкция ЛПС для

внутриформенного модифицирования обладает весьма сложной конфигурацией, требуется множество расчётов [110-112].

Значение усадки легированного белого чугуна близко к таковому значению для углеродистой стали и составляет около 1,5-1,8%. Данный показатель возрастает с повышением степени легированности чугуна и в высокохромистых чугунах может составлять 2% и более. В связи с чем при получении отливок из белого чугуна в песчано-глинистой форме по извлекаемой модели масса чугуна расходуемая на ЛПС часто может превышать 40% от общей металлоёмкости формы. В случае применения технологии inmold это усугубляется введением в литниковый тракт таких дополнительных элементов, как реакционная камера, смеситель-фильтр и дроссельный канал, что значительно утяжеляет и без того немалую массу ЛПС, заметно сокращая показатель технологического выхода годного (ТВГ) с формы.

Ещё одним из существенных недостатков способа модифицирования по схеме на рисунке 55 является то, что модификаторам, как правило, характерно свойство гигроскопичности и они способны впитывать влагу из материала формы в период ожидания заливки, что особенно проявляется при размещении внутри песчано-глинистых форм. Это может привести к закипанию форм при заливке со всеми вытекающими последствиями.

Использование технологии литья по газифицируемым моделям (ЛГМ) позволяет заметно сократить расходы на металл и значительно улучшить ТВГ [113,114]. Это позволяет удержать массу ЛПС в пределах до 25-30% от общей металлоёмкости формы, как при литье обычного серого чугуна, без ущерба качеству отливок.

Единственно доступными, на сегодняшний день, способами модифицирования при литье методом ЛГМ являются традиционные методы, при которых порции модификатора вводятся либо в струю металла или в ковш при его наполнении, либо в струю в процессе заливки в форму (рисунок 56).

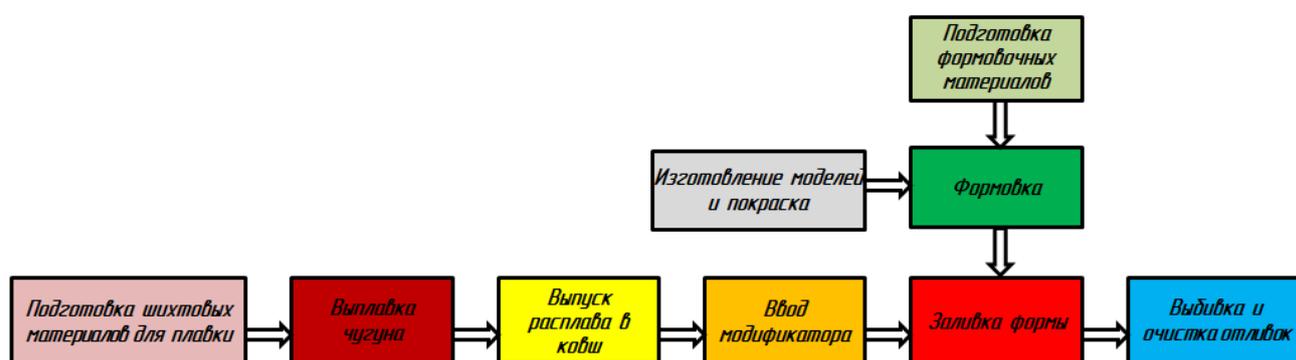


Рисунок 56 – Схема технологического процесса ЛГМ при ковшевом модифицировании

Физический смысл и новизна предлагаемого способа введения модификатора при ЛГМ заключается в размещении порций модификаторов в теле пенополистероловой модели на стадии её изготовления как показано на рисунке 57.

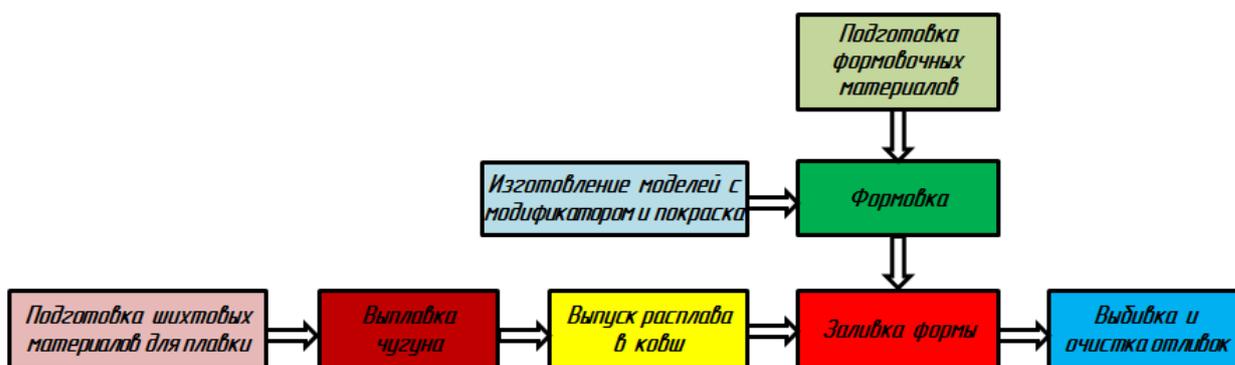


Рисунок 57 – Схема технологического процесса ЛГМ при внутриформенном модифицировании

Что немаловажно, модификатор размещённый в герметичной полости внутри модели лишён доступа влаги из окружающей среды, что позволяет хранить модели заряженные модификатором в течении длительного времени.

## 6.2 Особенности процесса внутриформенного модифицирования применительно к технологии ЛГМ

За основу при проектировании ЛПС для внутриформенного модифицирования выбрали литейную форму отливки «Мелющий шар  $\varnothing 80$  мм» по существующей технологии ЛГМ ТОО «QazCarbon».

Конструкция блока из пенополистероловых моделей при производстве мелющих чугунных шаров  $\varnothing 80$  мм по технологии ЛГМ на ТОО «QazCarbon», показана на рисунке 58.



Рисунок 58 – Модельный блок при литье шаров по технологии ЛГМ

В связи с особенностями характера заполнения формы при ЛГМ, при котором по мере термодеструкции пенополистерол замещается жидким металлом, применение стандартной схемы ЛПС для внутриформенного модифицирования, включающей входной и выходной каналы, РК и смеситель-фильтр, не представляется рациональным. Использование РК для растворения модификатора и камеры-смесителя для последующего перемешивания металла теряет всяческий смысл, поскольку при технологии ЛГМ деструкция модели и заполнение формы происходят по плоскому фронту системы «металл – газ – модель» [104].

Тем временем опыты, описанные в разделе 4 настоящей работы, по отливке образцов из НХЧ в ЛГМ-формах с модификатором в полости пенополистероловой модели, показали положительные результаты. Модифицирующий эффект достигнут и износостойкие свойства НХЧ улучшены, что описано в подразделах «4.2 Влияние модификаторов на микроструктуру НХЧ» и «4.3 Влияние модификаторов на эксплуатационные свойства НХЧ».

Более высокая скорость заливки при ЛГМ, которая требуется из-за потери температуры металла при термодеструкции модели и создающемся при этом противодействием газов гидростатическому напору, из-за сокращения времени на реакцию модификатора с перегретым металлом оказывает отрицательное влияние на растворимость ферродобавки. Для снижения влияния данного фактора на процесс предлагаем использовать модификаторы более тонкой фракции ( $\leq 0,5$  мм).

Рациональность применения технологии *inmold* в данном случае заключается также в возможности размещения дозы модификатора непосредственно в полости пенополистероловой модели, без внесения значительных изменений в конструкцию имеющейся ЛПС, что подтверждается результатом опытов в разделе 4 данной работы.

Анализируя результаты проведённых предварительных лабораторных опытов по отработке данного способа пришли к выводу, что для растворения борбариевого модификатора в ЛГМ-форме необходимо обеспечить его фракцию не более 0,5 мм, температуру заливки не менее 1450 °С, при этом столб модификатора должен располагаться в центре по основной оси стояка, а поперечное сечение полости в стояке занятой модификатором не должно превышать 0,05-0,1 от сечения самого стояка. В противном случае повышается вероятность попадания частиц нерастворённого модификатора в тело отливки и ухудшения прочностных характеристик металла из-за нарушения сплошности.

Сущность идеи размещения модифицирующего заряда в полости модели в виде вертикального тонкого стержня (как показано на рисунке 4) основывается на известном методе введения модификаторов в жидкий расплав в металлической трубке (внутри полый проволоки). Растворение модифицирующей проволоки при данном методе введения происходит постепенно, по мере погружения проволоки в металл, на некоторой глубине от поверхности зеркала металла и взаимодействие модифицирующих компонентов

с кислородом воздуха не такое активное, как при традиционном методе модифицирования в ковше или на жёлобе, что значительно снижает степень их окисления и перехода в шлак и, соответственно, способствует повышению однородности и стабильности заданных свойств.

Результаты опытных плавов показали, что в случае расположения модификатора в полости литникового хода, также можно добиться постепенного растворения его частиц по мере продвижения фронта термодеструкции модели, при соблюдении следующих условий:

- фракция дроблённого модификатора должна быть в пределах 0,1-0,5 мм (для ББМ);

- температура перегретого чугуна перед заливкой, в зависимости от металлоёмкости формы и количества вводимого модификатора, должна составлять не менее 1450-1480°C;

$$- F_{\text{мод}} \leq 0,05 \div 0,1 F_{\text{л.х.}}$$

### 6.3 Расчёт размеров полости в модели стояка для размещения модификатора

Начальные данные для определения параметров ЛПС для внутриформенного модифицирования при литье чугунных шаров  $\varnothing 80$  мм по газифицируемым моделям приведены в таблице 20.

Таблица 20 – Исходные технологические параметры для расчёта элементов ЛПС формы ЛГМ для внутриформенного модифицирования НХЧ

№ п/п	Название параметра	Значение параметра
1	Масса одной отливки ( $G_{\text{отл}}$ ), кг	2,35
2	Толщина стенки отливки ( $\delta$ ), мм	80
3	Количество отливок в одном блоке, шт	20
4	Масса литниковой системы в одном блоке, кг	22,3
5	Площадь сечения стояка ( $F_{\text{л.х.}}$ ), см <sup>2</sup>	17,64
6	Высота стояка ( $H_{\text{л.х.}}$ ), мм	577
7	Высота от низшей точки стояка до наивысшего уровня верхнего ряда моделей ( $H_{\text{м}}$ ), мм	465
8	Тип применяемого модификатора	борбариевый (ББМ)
9	Насыпная масса модификатора ( $\gamma_{\text{мод}}$ ), г/см <sup>3</sup>	2
10	Расход модификатора от массы жидкого чугуна ( $Q_{\text{ББМ}}$ ), %	0,14
11	Фракция модификатора, мм	0,1 ÷ 0,5
12	Температура заливки формы, °С	1450 ÷ 1480

Расчёт ведём в следующем порядке:

1) Масса металла для одного блока (с учётом массы всех отливок и литниковой системы):

$$\sum G_{мет} = (n_{отл} \times G_{отл}) + G_{л.с.} = (20 \times 2,35) + 22,3 = 69,3 \text{ кг.} \quad (31)$$

2) Время заливки одного блока:

$$\tau = 2^3 \sqrt{\sum G_{мет} \delta} = 2^3 \sqrt{69,3 \times 40} = 2 \times 14,05 \approx 28 \text{ сек.} \quad (32)$$

3) Средний массовый расход металла для одного блока:

$$m_{\tau \text{ ср}} = \frac{\sum G_{мет}}{\tau} = \frac{69,3}{28} \approx 2,5 \text{ кг/сек.} \quad (33)$$

4) Суммарная площадь поперечного сечения питателей:

$$\sum F_{пит} = \frac{3,32 \cdot m_{\tau \text{ ср}} \cdot 1,1}{\mu \sqrt{H_{л.х.} - H_{м}}} = \frac{3,32 \cdot 2,5 \cdot 1,1}{0,4 \sqrt{577 - 465}} \approx 2,16 \text{ см}^2. \quad (34)$$

где  $\mu$  – коэффициент расхода металла, можно принять  $\mu = 0,4$ ;  
 $(H_{л.х.} - H_{м})$  – гидростатический напор в литниковой системе, см.

5) Оптимальный расход модификатора равен:

$$Q_{БМ} = \frac{P_{В \text{ ост}} \cdot 100\%}{P_{В \text{ мод}} \cdot \eta} = \frac{0,006 \cdot 100}{8,88 \cdot 0,5} = 0,135 \approx 0,14\% \quad (35)$$

где  $P_{В \text{ ост}} = 0,006\%$  – требуемое остаточное содержание бора в чугуна;  
 $P_{В \text{ мод}} = 8,88\%$  – содержание бора в БМ;  
 $\eta = 0,5$  – коэффициент усвоения модификатора.

6) Масса модификатора на один блок:

$$G_{мод} = \frac{Q_{БМ} \cdot \sum G_{мет}}{100\%} = \frac{0,14 \cdot 69,3}{100} \approx 0,097 \text{ кг.} \quad (36)$$

7) Площадь поперечного сечения столба модификатора в стояке:

$$F_{мод} \leq 0,07 F_{л.х.} = 0,07 \times 4,2^2 \approx 1,2 \text{ см}^2 \quad (37)$$

8) Находим длину и ширину столба модификатора в полости модели:

$$a = b = \sqrt{F_{мод}} \approx 1,1 \text{ см} \quad (38)$$

9) Тогда высота столба модификатора в стояке будет равна:

$$h_{\text{мод}} = \frac{G_{\text{мод}}}{a \cdot b \cdot \gamma_{\text{мод}}} \approx 40,1 \text{ см.} \quad (39)$$

Полученные при расчётах конструктивные размеры полости для модификатора позволяют разместить дозу ББМ внутри литникового хода модельного блока шаров  $\varnothing 80$  мм, как это показано на рисунке 59.

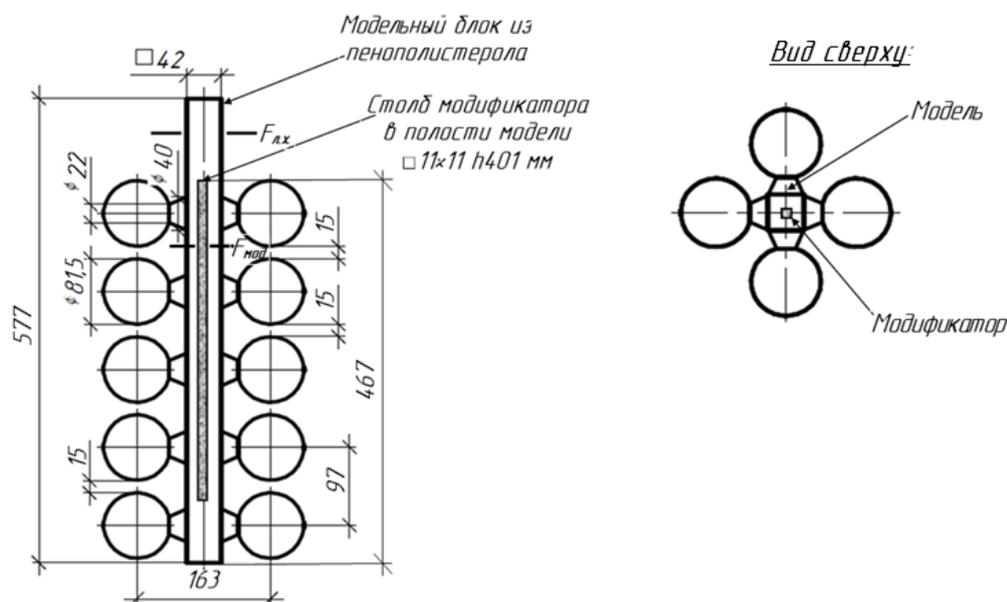


Рисунок 59 – Схема расположения модификатора в полости ЛГМ-модели для модифицирования чугуна методом in mold

Полученные результаты применены при разработке технологической карты производства отливки «Шар чугунный помольный» (Приложение Г).

#### 6.4 Проведение опытно-промышленных испытаний по разработанной технологии

В условиях литейного цеха ТОО «Карагандинский машиностроительный завод имени Пархоменко», была произведена партия шаров  $\varnothing 40$  мм из НХЧ модифицированного борбариевым ферросплавом (Приложение Б. Акт о выплавке опытной партии мелющих шаров на ТОО «КМЗ имени Пархоменко»).

Шары отливались по технологии литья по газифицируемым моделям в двух блоках по 60 штук шаров в каждом. При подготовке двух из четырёх модельных блоков шаров, согласно разработанной технологии введения модификатора описанной в подразделе 6.3, в модель стояка были заложены порции борбариевого модификатора. Отливку шаров в остальные два блока произвели без использования модификатора.

Выплавку хромистого чугуна производили по действующей на предприятии технологии плавки в печи ИСТ-1,5.

Для опытов всего было подготовлено 4 модельных блока по 60 штук шаров в каждом. В процессе подготовки 2-х модельных блоков, внутри основного литника, в специальной полости, разместили порции модификатора фракции  $\leq 1$  мм в количестве по 35 грамм, а остальные 2 блока изготовили без модификатора.

Остальные технологические операции по изготовлению, заливке и выбивке форм велись стандартными методами, по существующей технологии изготовления отливок литьём по газифицируемым моделям.

Температура перегрева чугуна в печи перед выпуском составила  $1490^{\circ}\text{C}$ , температура начала заливки металла в форму -  $1450^{\circ}\text{C}$ .

Через 30 минут после заливки была произведена выбивка отливок из формы и отбор пробы на химический анализ и образцов для измерения твёрдости.

По результатам проведённых работ всего было отлито 240 шт шаров  $\varnothing 40$  мм, 120 шт из которых были получены с применением технологии внутриформенного модифицирования чугуна.

Результаты химического анализа чугуна и измерения твёрдости на поверхности шаров приведены в таблице 21.

Таблица 21 – Химический состав и твёрдость на поверхности шаров опытной плавки

№ п/п	Материал шаров	Химический состав металла шаров						Средняя твёрдость шаров, HRC
		C, %	Si, %	Mn, %	S, %	P, %	Cr, %	
1	Немодифицированный НХЧ	3,2	0,7	0,5	0,05	0,2	1,0	50 единиц
2	Модифицированный НХЧ							56 единиц

Для оценки эксплуатационных свойств шаров из НХЧ модифицированного новым комплексным борбариевым ферросплавом провели опытно-промышленные испытания шаров при размоле сыпучих материалов (Приложение В. Акт о промышленных испытаниях мелющих шаров).

Испытания шаров проводили в промышленной планетарной шаровой мельнице периодического действия, имеющей 4 рабочих камеры (рисунок 60). В качестве изнашивающей среды были применены два разных типа материалов – дроблённый металлургический кварцит марки ПКМВИ-2 (ГОСТ 22551-77) фракции 3-5 мм и медная руда Саякского месторождения фракции  $\pm 5$  мм.



Рисунок 60 – Четырёхкамерная планетарная шаровая мельница перед испытаниями

Порядок загрузки рабочих камер планетарной шаровой мельницы представлен в таблице 22.

Таблица 22 – Параметры загрузки рабочих камер мельницы

№ камеры	Тип размалываемого материала	Кол-во матер., кг	Материал шаров	Кол-во шаров в загрузке	Масса шаровой загрузки, кг
1	Кварцит	30	Модифицированный НХЧ	50	16,2
2	Кварцит	30	Немодифицированный НХЧ	50	16,2
3	Медная руда	50	Модифицированный НХЧ	50	16,2
4	Медная руда	50	Немодифицированный НХЧ	50	16,2

Перед загрузкой в мельницу был проведён визуальный осмотр шаров и измерены начальные диаметры и масса. Значения размеров и массы шаров из модифицированного и немодифицированного НХЧ до испытаний практически одинаковые и приведены в таблицах 23 и 24.

Таблица 23 – Результаты замеров массы и диаметра опытных шаров перед испытаниями

№ п/п	d <sub>ш</sub> , мм	m <sub>ш</sub> , кг	№ п/п	d <sub>ш</sub> , мм	m <sub>ш</sub> , кг	№ п/п	d <sub>ш</sub> , мм	m <sub>ш</sub> , кг	№ п/п	d <sub>ш</sub> , мм	m <sub>ш</sub> , кг
1	43,4	0,323	27	43,5	0,324	53	43,5	0,325	79	43,5	0,323
2	43,5	0,328	28	43,7	0,325	54	43,0	0,317	80	43,7	0,325
3	43,7	0,329	29	43,2	0,318	55	43,4	0,322	81	43,6	0,324
4	43,8	0,327	30	43,6	0,325	56	43,7	0,325	82	43,5	0,326
5	43,2	0,322	31	43,5	0,327	57	43,3	0,319	83	43,6	0,325
6	43,1	0,319	32	43,7	0,328	58	43,6	0,323	84	43,4	0,320
7	43,6	0,324	33	43,6	0,324	59	43,5	0,326	85	43,6	0,326
8	43,3	0,321	34	43,5	0,326	60	43,4	0,32	86	43,4	0,321
9	43,7	0,325	35	43,6	0,325	61	43,5	0,327	87	43,8	0,328
10	43,4	0,322	36	43,4	0,320	62	43,6	0,323	88	43,3	0,327
11	43,1	0,320	37	43,6	0,329	63	43,9	0,330	89	43,4	0,323
12	43,9	0,328	38	43,4	0,321	64	43,2	0,321	90	43,3	0,321
13	43,8	0,324	39	43,5	0,32	65	43,6	0,328	91	43,4	0,325

Продолжение таблицы 23

№ п/п	d <sub>ш</sub> , мм	m <sub>ш</sub> , кг	№ п/п	d <sub>ш</sub> , мм	m <sub>ш</sub> , кг	№ п/п	d <sub>ш</sub> , мм	m <sub>ш</sub> , кг	№ п/п	d <sub>ш</sub> , мм	m <sub>ш</sub> , кг
14	43,3	0,323	40	43,3	0,319	66	43,8	0,327	92	43,2	0,319
15	43,2	0,321	41	43,3	0,323	67	43,5	0,325	93	43,7	0,328
16	43,4	0,324	42	43,7	0,325	68	43,0	0,318	94	43,3	0,321
17	43,5	0,327	43	43,6	0,326	69	43,4	0,323	95	43,7	0,325
18	43,7	0,328	44	43,9	0,33	70	43,7	0,325	96	43,4	0,322
19	43,5	0,325	45	43,3	0,326	71	43,5	0,326	97	43,3	0,324
20	43,8	0,328	46	43,8	0,328	72	43,7	0,328	98	43,6	0,327
21	43,3	0,321	47	43,5	0,326	73	43,5	0,324	99	43,5	0,323
22	43,5	0,324	48	43,0	0,317	74	43,7	0,325	100	43,8	0,325
23	43,4	0,321	49	43,4	0,322	75	43,2	0,318	<i>Ср. знач.</i>	<b>43,5</b>	<b>0,324</b>
24	43,5	0,318	50	43,7	0,325	76	43,6	0,325			
25	43,8	0,327	51	43,3	0,322	77	43,5	0,326			
26	43,6	0,325	52	43,4	0,323	78	43,7	0,328			

Таблица 24 – Масса и диаметр шаров из немодифицированного НХЧ до испытаний

№ п/п	d <sub>ш</sub> , мм	m <sub>ш</sub> , кг	№ п/п	d <sub>ш</sub> , мм	m <sub>ш</sub> , кг	№ п/п	d <sub>ш</sub> , мм	m <sub>ш</sub> , кг	№ п/п	d <sub>ш</sub> , мм	m <sub>ш</sub> , кг
1	43,5	0,327	27	43,6	0,328	53	43,5	0,326	79	43,5	0,325
2	43,6	0,323	28	43,3	0,327	54	43,4	0,325	80	43,0	0,321
3	43,9	0,33	29	43,4	0,324	55	43,2	0,319	81	43,4	0,322
4	43,2	0,321	30	43,3	0,326	56	43,7	0,328	82	43,7	0,325
5	43,6	0,328	31	43,4	0,325	57	43,3	0,325	83	43,3	0,322
6	43,8	0,327	32	43,4	0,319	58	43,7	0,328	84	43,6	0,323
7	43,5	0,325	33	43,7	0,328	59	43,4	0,327	85	43,5	0,326
8	43,0	0,318	34	43,3	0,321	60	43,3	0,326	86	43,4	0,328
9	43,4	0,323	35	43,7	0,325	61	43,6	0,327	87	43,5	0,327
10	43,7	0,325	36	43,4	0,322	62	43,5	0,323	88	43,6	0,325
11	43,3	0,326	37	43,3	0,328	63	43,8	0,325	89	43,7	0,330
12	43,7	0,328	38	43,7	0,327	64	43,5	0,321	90	43,5	0,323
13	43,3	0,324	39	43,8	0,326	65	43,4	0,325	91	43,7	0,325
14	44,0	0,331	40	43,7	0,326	66	43,2	0,324	92	43,6	0,324
15	43,2	0,326	41	43,5	0,328	67	43,6	0,328	93	43,5	0,326
16	43,1	0,319	42	43,6	0,327	68	43,8	0,327	94	43,6	0,325
17	43,7	0,327	43	43,4	0,323	69	43,5	0,325	95	43,4	0,324
18	43,5	0,328	44	43,8	0,329	70	43,3	0,322	96	43,6	0,326
19	43,8	0,328	45	43,4	0,323	71	43,4	0,323	97	43,4	0,325
20	43,2	0,321	46	43,5	0,323	72	43,7	0,325	98	43,8	0,328
21	43,5	0,325	47	43,4	0,322	73	43,5	0,326	99	43,3	0,327
22	43,2	0,319	48	43,5	0,325	74	43,7	0,328	100	43,4	0,323
23	43,6	0,325	49	43,4	0,325	75	43,5	0,324	<i>Ср. знач.</i>	<b>43,5</b>	<b>0,325</b>
24	43,5	0,327	50	43,3	0,319	76	43,7	0,325			
25	43,7	0,326	40	43,7	0,326	77	43,2	0,323			
26	43,5	0,323	41	43,5	0,328	78	43,6	0,325			

Внешний вид, диаметр и масса шаров перед испытаниями показаны на рисунке 61.



Рисунок 61 – Внешний вид, размеры и масса мелющих шаров до испытаний

Размол материалов проводили сухим способом в течении 16 часов, после чего были произведены выгрузка, повторный осмотр состояния шаров на предмет видимых повреждений и замеры диаметра и массы. Результаты измерений параметров шаров после испытаний приведены в таблице 25.

Таблица 25 – Средние показатели массы и диаметра шаров после испытаний

№ камеры	Материал шаров	Тип размалываемого материала	Средний диаметр шара, мм	Средняя масса шара, кг	Относительный износ, % по массе
1	Модифицированный НХЧ	Кварцит	42,8	0,298	8,0
2	Немодифицированный НХЧ	Кварцит	40,5	0,259	20,3
3	Модифицированный НХЧ	Медная руда	42,0	0,284	12,3
4	Немодифицированный НХЧ	Медная руда	39,7	0,255	21,5

Поскольку основной целью данных работ явилось сравнение степени износа шаров при воздействии абразивных частиц размалываемых материалов, то характеристики качества помола материала (конечный фракционный состав, степень измельчения и прочее) при сравнении не учитывались.

Средние размеры и масса шаров после испытаний показаны также на рисунке 62.

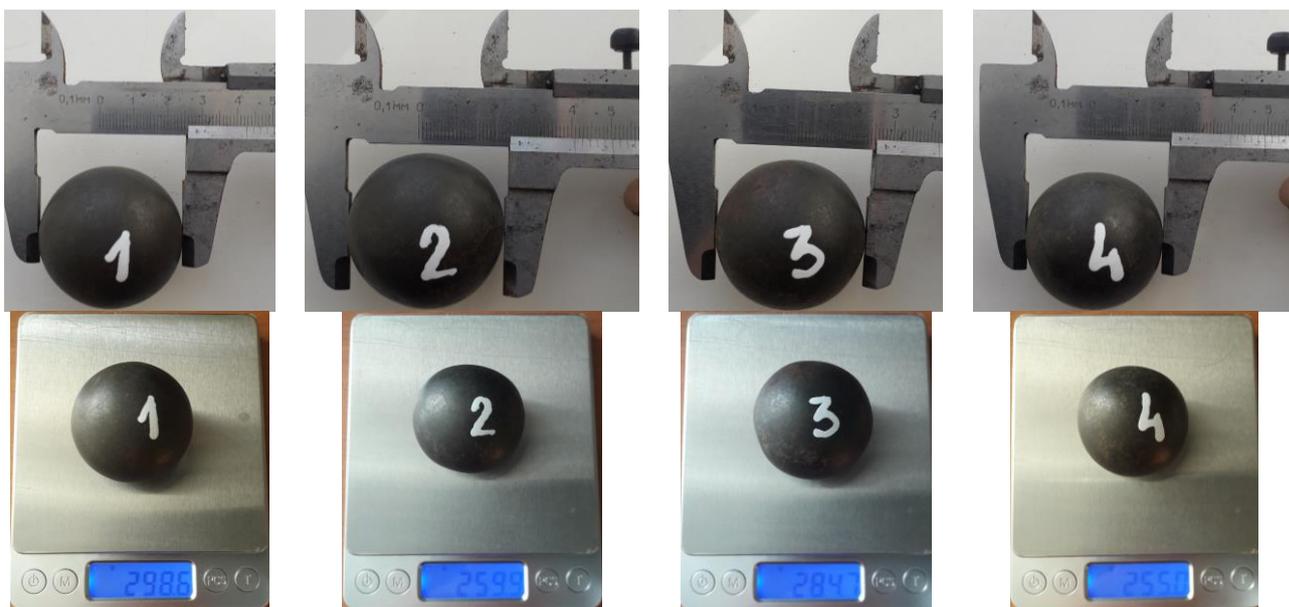


Рисунок 62 – Размеры и масса мелющих шаров после испытаний

Таким образом из результатов испытаний шаров в промышленной мельнице (таблица 25) видно, что чугун модифицированный БМ имеет стойкость к абразивному изнашиванию выше, чем немодифицированный НХЧ того же химического состава: при размоле кварцита, в среднем, на ~ 12%, при размолу медной руды – на ~ 9%.

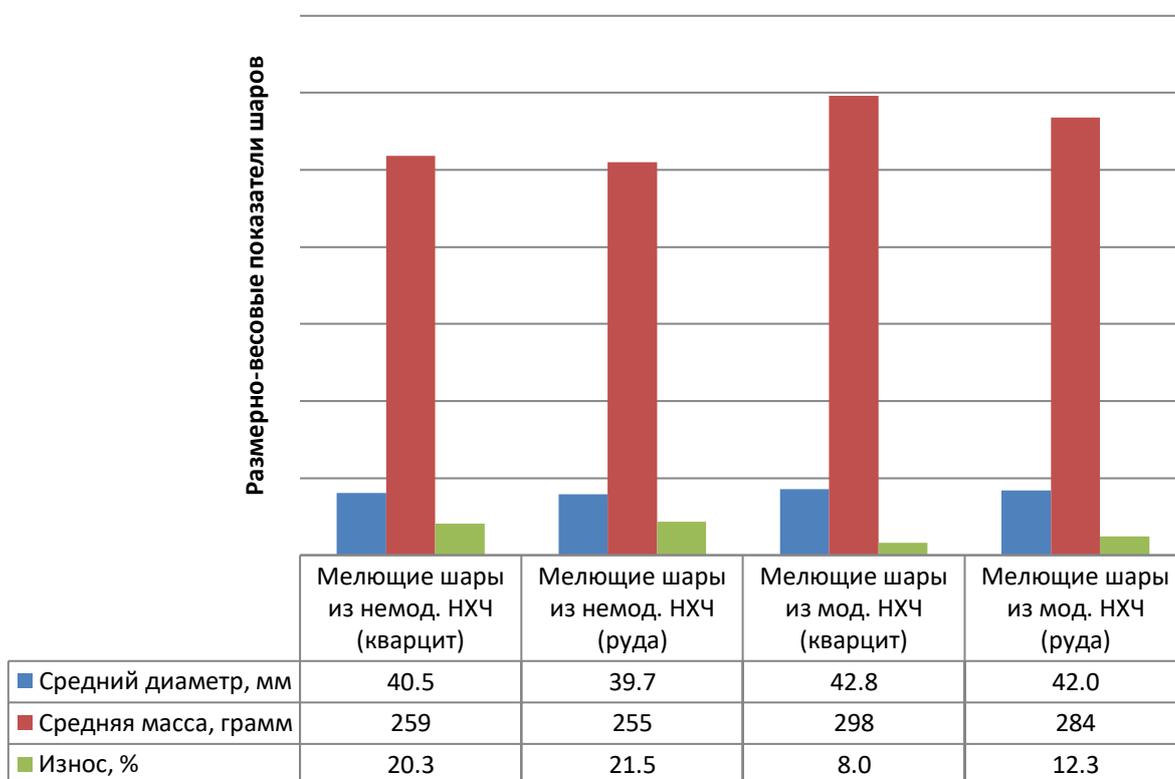


Рисунок 63 – Сравнение размерно-весовых показателей шаров после испытаний в мельнице

## 6.5 Технико-экономическое обоснование эффективности модифицирования НХЧ комплексным борбариевым ферросплавом

Расход шихтовых материалов для выплавки одной тонны годных шаров приведён в таблице 26.

Таблица 26 – Количества шихтовых материалов для выплавки одной тонны чугунных шаров в ИЧТ-5,0

№ п/п	Наименование материалов	% к мет	На 1 т.г.л., кг
1	Чугун передельный ПЛ1-ПЛ2, ГОСТ 805-95	51,85	838,28
2	Лом стальной 5А, ГОСТ 2787-2019	13,41	216,80
3	Возврат собственного производства	33,15	535,95
5	Ферросилиций ФС45, ГОСТ 1415-93	0,12	1,94
6	Ферромарганец ФМн78, ГОСТ 4755-91	0,27	4,37
7	Феррохром ФХ800А, ГОСТ 4757-91	1,20	19,40
<b>ИТОГО</b>		<b>100</b>	<b>1616,741</b>

Используя значения таблицы 26 можно подсчитать основные материальные затраты на производство чугунных шаров из НХЧ по технологии ЛГМ. Результаты расчётов приведены в таблице 27.

Таблица 27 – Расчёт материальных расходов на производство одной тонны чугунных шаров по технологии ЛГМ

№ п/п	Наименование материалов	Расход на 1 т.г.л., кг	Цена 1 т без НДС, тг	Затраты на 1 т.г.л., тг
<i>Материалы для плавки и заливки</i>				
1	Чугун передельный ПЛ1-ПЛ2, ГОСТ 805-95	838,28	125000	104 785
2	Лом стальной 5А, ГОСТ 2787-2019	216,80	90 000	19 512
3	Ферросилиций ФС45, ГОСТ 1415-93	1,94	411 884	799
4	Ферромарганец ФМн78, ГОСТ 4755-91	4,37	612 461	2 676
5	Феррохром ФХ800А, ГОСТ 4757-91	19,40	890 000	17 266
6	Плавиновый шпат ФК 65-85, ГОСТ 29220-91	6,47	103 936	672
7	Кислота борная, ГОСТ 18704-78	1,02	482 143	492
8	Термопара «Positherm» ТХА-23881, L=1600 мм, шт	0,35	838	1
<b>Всего на материалы для плавки и заливки</b>				<b>146 203</b>
<i>Огнеупорные материалы</i>				
1	Кварцит дроблённый, ГОСТ 22551-77	1,00	7 360	7
2	Кислота борная, ГОСТ 18704-78	0,60	482 143	289
3	Стекло жидкое натриевое, ГОСТ 13078-81	0,23	99 267	23
4	Песок формовочный ИКО315-20, ГОСТ 2138-91	20,00	7 370	147

Продолжение таблицы 27

№ п/п	Наименование материалов	Расход на 1 т.г.л., кг	Цена 1 т без НДС, тг	Затраты на 1 т.г.л., тг
5	Глина огнеупорная КП <sub>1</sub> Т <sub>1</sub> , ГОСТ 3226-93	90,00	49 137	4 422
6	Кирпич шамотный ША (ШБ)№5, ГОСТ 8691-73	3,30	54 720	181
7	Кирпич шамотный ША (ШБ)№6, ГОСТ 8691-73	0,50	77 400	39
8	Кирпич шамотный ША (ШБ)№39, ГОСТ 8691-73	0,20	91 440	18
9	Асбест листовой, δ=5 мм, ГОСТ 2850-95	0,20	580 000	116
10	Асботкань, м <sup>2</sup>	0,15	5 200	1
<b>Всего на огнеупорные материалы</b>				<b>5 243</b>
<i>Материалы для изготовления моделей и форм</i>				
1	Песок формовочный ИКО315-20, ГОСТ 2138-91	100,00	7 370	737
2	Пенополистерол EPS LG 320В, ТУ-6-05-2040-87	1,46	20 074	29
3	Блок пенополистерольный, ρ = 27-30 кг/м <sup>3</sup> , м <sup>3</sup>	0,83	18 500	15
4	Краска огнеупорная, Polytop FS-3	0,12	1 004 517	121
5	Термокарандаш, шт	4,00	143	1
6	Полиэтиленовая плёнка, м <sup>2</sup>	18,00	600	11
<b>Всего на материалы для изготовления моделей и формовки</b>				<b>914</b>
<b>ИТОГО на ОТМ</b>				<b>152 360</b>
<i>Прочие затраты</i>				
1	Вспомогательные материалы			13 467
2	ФОТ			46 123
3	Налоги			3 059
4	Услуги сторонних организаций			12 873
5	Амортизация			3 192
6	Энергозатраты			14 708
<b>Всего на постоянные затраты</b>				<b>93 422</b>
<b>Себестоимость 1 тонны шаров, тенге</b>				<b>245 782</b>
<b>Себестоимость тонны шаров в долларах США (1 USD ≈ 479 тенге)</b>				<b>~ 513</b>

Из раздела 4 известно, что наилучшие результаты по износостойким свойствам НХЧ получены после модифицирования ББМ, при расходе добавки 0,14% от массы жидкого чугуна.

Зная, что количество ББМ для модифицирования одного блока отливок равно  $G_{\text{мод}} = 0,097$  кг, а масса шаров заливаемых в одном блоке  $\sum G_{\text{отл}} = 47$  кг (подраздел 6.3), можно вычислить расход модификатора на одну тонну годного литья:

$$Q_{\text{ББМ}} (1 \text{ т.г.л.}) = \frac{G_{\text{мод}} \times 1000}{\sum G_{\text{отл}}} = \frac{0,097 \times 1000}{47} = 2,064 \text{ кг.}$$

Стоимость борбариевого модификатора, по приблизительным расчётам, равняется ~ 500 000 тенге за тонну, соответственно затраты на производство

чугунных шаров при использовании ББМ для модифицирования, на одну тонну годного литья возрастут на:

$$\frac{500\,000 \times 2,064}{1\,000} = 1\,032 \text{ тенге или } \sim 2 \$.$$

Если сюда же добавить и другие затраты, связанные с подготовкой модификатора (дробление, сушка, работы по развеске и помещению доз в модели), то общие расходы на модификатор и его подготовку, при использовании предложенной технологии, возрастут, примерно, до 3 \$ на тонну шаров.

По результатам испытаний образцов из немодифицированного и модифицированного НХЧ на истирание, циклическое ударно-динамическое воздействие и измерений твёрдости, описанных в разделах 4 и 5, заметно, что по каждому из наблюдаемых параметров (твёрдости, ударостойкости при испытаниях на копре, глубине и ширине дорожки износа, диаметру и глубине кратера) показатели образцов из НХЧ модифицированного ББМ превосходят аналогичные результаты других образцов не менее чем на 15%.

Результаты испытаний шаров при размоле кварцита и медной руды в промышленной мельнице (описанных в подразделе 6.4) также указывают на заметное снижение износа шаров  $\varnothing 40$  мм из НХЧ при модифицирующей обработке новой комплексной борбариевой добавкой – на  $\sim 12\%$  при измельчении кварцита, на  $\sim 9\%$  при размолу медной руды.

Экономия средств на приобретение мелющих шаров, при использовании в технологическом процессе обогащения чугунных шаров из НХЧ модифицированного ББМ, рассмотрим на примере обогатительных фабрик ТОО «Корпорации Казахмыс» - ЖОФ №1,2.

Установленная норма удельного расхода мелющих шаров при переработке медных руд на обогатительных фабриках ТОО «Корпорации Казахмыс» ЖОФ №1,2 составляет, в среднем, 1,5 кг/ т. Годовая плановая переработка руды в ЖОФ №1,2 составляет около 21 млн. тонн (таблица 1), соответственно годовая потребность в мелющих шарах из немодифицированного НХЧ, по старой норме, равна:

$$\frac{1,5 \times 21\,000\,000}{1000} = 31\,500 \text{ т,}$$

Затраты на приобретение шаров из немодифицированного НХЧ будут равны:

$$31\,500 \times 513 \approx 16,159 \text{ млн. \$ в год,}$$

где 513 – себестоимость тонны шаров из немодифицированного чугуна, в долл. США.

Повышение стойкости шаров из модифицированного НХЧ на 9% (таблица ) приведёт к снижению нормы до:

$$1,5 - \frac{1,5 \times 9}{100} = 1,365 \text{ кг/ т,}$$

Годовая потребность в шарах из модифицированного НХЧ снизится до:

$$\frac{1,365 \times 21\,000\,000}{1000} = 28\,665 \text{ т,}$$

Соответственно затраты на шары в данном случае составят:

$$28\,665 \times 516 \approx 14,791 \text{ млн. \$ в год,}$$

где 516 – себестоимость тонны шаров из модифицированного НХЧ, в долл. США.

Исходя из вышеизложенного, экономия средств ЖОФ №1,2 при приобретении шаров из модифицированного борбариевым ферросплавом НХЧ, за счёт повышенной стойкости сплава, составит:

$$16,159 - 14,791 = 1,368 \text{ млн. \$ в год.}$$

Сравнение некоторых технико-экономических показателей процесса переработки рудного сырья представлено на рисунке 64.

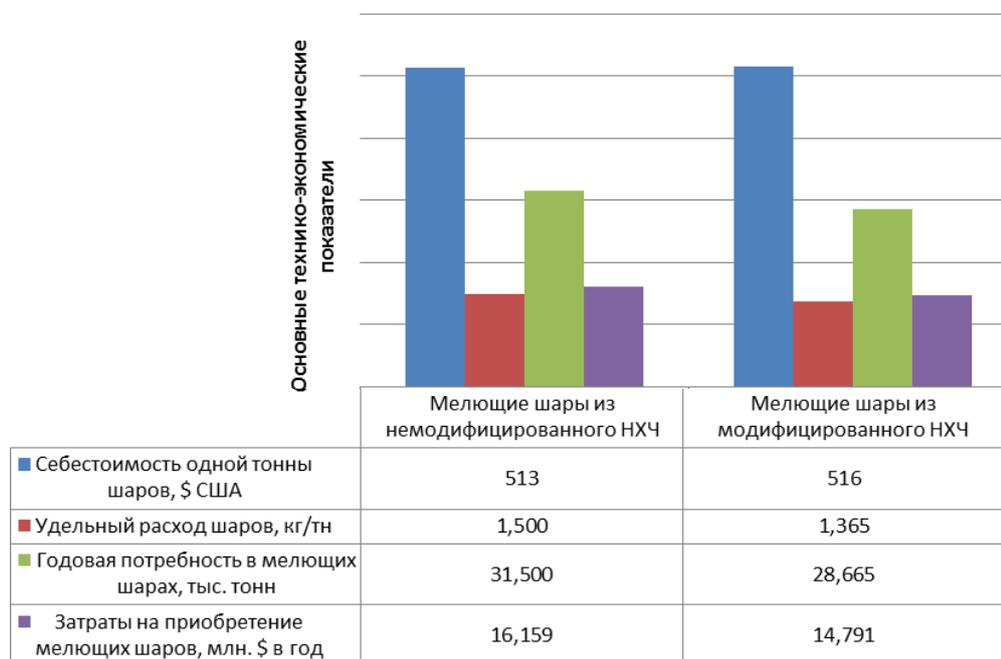


Рисунок 64 – Сравнение технико-экономических показателей

Необходимо отметить, что повышение стойкости мелющих шаров также ведёт к улучшению и других, не столь явных показателей, связанных с условиями труда и организацией производства. Например, при увеличении

интервала между догрузками мелющих тел для поддержания уровня шаровой загрузки в мельницах, у помощников машинистов мельниц высвобождается дополнительное время на обслуживание работы мельниц, поддержание порядка на рабочем месте и выполнение остальных, не менее важных, рабочих функций, снижается загруженность грузоподъемных кранов.

## **6.6 Выводы по разделу**

1. Разработана технология производства отливки «Шар помольный чугунный» из низкохромистого чугуна с применением внутриформенного способа модифицирования чугуна новым комплексным борбариевым модификатором, адаптированного для технологии ЛГМ, которая включает рекомендованные показатели всех основных технологических операций производства от изготовления модели до заливки и выбивки формы.

2. Установлен оптимальный удельный расход борбариевого модификатора для внутриформенного модифицирования НХЧ шаров при литье по технологии ЛГМ, который равен – 2,064 кг на тонну годного литья.

3. В промышленных условиях экспериментально подтверждена эффективность разработанной технологии производства износостойких чугунных отливок с использованием нового комплексного модификатора.

4. Проведено технико-экономическое обоснование целесообразности применения комплексной борбариевой добавки для повышения износостойких свойств НХЧ. Удельный расход мелющих шаров, при использовании шаров из НХЧ обработанного комплексным борбариевым модификатором, уменьшится на 0,225 кг на тонну руды, себестоимость процесса обогащения руды также понизится на 55 тенге (0,115 \$) на тонну переработанной руды.

## Заклучение

1. Произведено математическое описание диаграммы состояния системы Fe–Fe<sub>3</sub>C и получены математические уравнения, которые позволяют быстро и точно определить фазовый состав чугуна без графических построений.

2. Методом полного термодинамического моделирования выполнен анализ фазообразования в хромистых чугунах. Уточнены условия формирования карбидов хрома при различном содержании хрома от 1 до 30% по массе и диапазоне температур 500-2000К.

3. Теоретически обосновано образование новых фаз (FeV и BaS) в низкохромистых чугунах после обработки опытными модификаторами.

4. Получены математические обобщённые уравнения зависимости изменения твёрдости НХЧ от степени легирования хромом (от 1 до 5% по массе), расхода ферробора (от 0,04 до 0,27%), ферросиликобария (от 0,03 до 0,15%) и борбариевого ферросплава (от 0,07 до 0,45% от массы чугуна).

5. Экспериментально подтверждено существование новых фаз в НХЧ при введении опытных модификаторов. Установлены зависимости между параметрами микроструктуры (дисперсность, морфология и количество структурных составляющих) и количеством и природой опытных модификаторов.

6. Определены оптимальные расходы модификаторов для получения отливок из НХЧ с наилучшим сочетанием свойств - твёрдостью, износостойкостью и ударостойкостью. Для карботермического ФБ данный показатель находится в диапазоне 0,08% по массе, для ФСБа – около 0,05% и для ББМ – 0,14% от массы чугуна.

7. Исследуемые отечественные ферродобавки впервые опробованы в производственных условиях в качестве модификаторов для НХЧ шаров.

8. Экспериментально определено оптимальное соотношение твёрдости и ударостойкости в шарах из НХЧ при модифицировании чугуна комплексной борбариевой добавкой в количестве 0,14% от массы металла.

9. Разработана технология производства отливки «Шар помольный чугунный» из низкохромистого чугуна с применением внутриформенного способа модифицирования чугуна новым комплексным борбариевым модификатором.

10. Установлен оптимальный удельный расход борбариевого модификатора для внутриформенного модифицирования НХЧ шаров при литье по технологии ЛГМ, который равен – 2,064 кг на тонну годного литья.

11. Экспериментально подтверждена в промышленных условиях эффективность разработанной технологии производства износостойких чугунных отливок с использованием нового комплексного модификатора.

12. Экономически обосновано снижение удельного расхода мелющих шаров при использовании шаров из модифицированного НХЧ на 0,225 кг на тонну руды, и соответственно, себестоимости процесса обогащения руды на 55 тенге (0,115 \$) на тонну переработанной руды.

## Список литературы

- 1 Когаев В. П., Дроздов Ю. Н. Прочность и износостойкость деталей машин. – М.: Изд-во Высшая школа, 1991. – 319 с.
- 2 Износостойкие стали для добычи сырьевых материалов // Черные металлы. – 2014.– №3 (987). – С. 102-103.
- 3 V. Yu. Kulikov, D. R. Aubakirov, S. S. Kvon, A. M. Dostaeva, E. P. Shcherbakova A. A. Use of Wear - Resistant Materials in the Kazakhstani Metallurgical Industry // Metallurgist, Moscow (Russia). – 2019. – Vol.62. – P. 1068-1072.
- 4 Е. И. Марукович, В. М. Ильюшенко, Г. П. Короткин, П. Ю. Дувалов, В. М. Андриенко. Эксплуатационные свойства износостойких хромистых чугунов с различной степенью эвтектичности // Литье и металлургия. – 2018. – № 4 (93). – С. 50-54.
- 5 А. Н. Поддубный. Факторы, определяющие твёрдость и износостойкость отливок из Fe-C сплавов // Литейное производство. –2018.– № 10.– С. 2-6.
- 6 Стеблов А. Б., Березов С. Н., ООО «ЛИТОН ТЕХНОЛОГИЯ», Козлов А. А., ECF Consalting GMBH. Литые чугунные шары для помола материалов // Литье и металлургия. – 2012. – №3 (66). – С. 45-49.
- 7 А. Э. Артес, В. В. Третьюхин. Проблема совершенствования производства мелющих шаров. Качество и инновации // Компетентность. – 2014. – № 3 (114). – С. 50-53.
- 8 М. Е. Гарбер. Износостойкие белые чугуны: свойства, структура, технология, эксплуатация. – М.: Изд-во Машиностроение, 2010. –280 с.: ил.
- 9 Марукович Е. И., Карпенко М. И. Износостойкие сплавы.– М.: Изд-во Машиностроение, 2005. – 428 с.
- 10 Kovalev P. V., Ryaboshuk S. V., Issagulov, A. Z., Kvon, S. S., Kulikov, V. Y. Studying nanopowder modifiers (NPM) effect on structure and properties steels // Metalurgija, Zagreb (Croatia). – 2020. – 59(4). – P. 551–554.
- 11 Кель И. Н., Жучков В. И., Сычев А. В. Применение борсодержащих материалов в черной металлургии // Черная металлургия. Бюллетень научно-технической и экономической информации. – 2018. – № 5. – С.48-53.
- 12 Kulikov V. Y., Issagulov A.Z., Kvon S. S., Sidorina, Y. A.Studying the effect of boron on heat-resistance properties of Ni-Cr alloys // Metalurgija, Zagreb (Croatia). – 2017.– 56 (3-4). – P. 409–411.
- 13 Жучков В. И., Акбердин А. А., Ватолин Н. А., Леонтьев Л. И., Заякин О. В., Ким А. С., Конуров У. К. Применение борсодержащих материалов в металлургии // Электрометаллургия. – 2011. – №3. – С. 25 – 28.
- 14 Петроченко Е. В., Молочкова О. С., Алехина О. Н. Влияние бора на структурно-фазовое состояние сложнолегированных белых чугунов // Теория и технология металлургического производства. – 2017.– № 4 (23). – С. 37-41.
- 15 Сиротин Д. В. Эффективность повышения качества стали за счёт микролегирования. Екатеринбург – Институт экономики УрО РАН, Изд-во Препринт, 2013. – 50 с.

16 Исагулов А. З., Ибатов М. К., Щербакова Е. П., Достаева А. М. Применение износостойких материалов в металлургическом секторе РК: анализ причин износа, выявление приоритетной номенклатуры // Материалы международной научно-практической конференции «Европейская наука XXI века - 2018», Volume 8, Techniczne nauki, Praha (Чехия). – 2018. – С. 3-8.

17 Кошанов Н. Цемент посыплется через край. «Курсив KZ» 30.01.2014.

18 Д. В. Сталинский, А. С. Рудюк, В. К. Соленый. Оценка влияния твёрдости мелющих шаров на износ и эффективность процесса измельчения железистых кварцитов // Экология и промышленность. – 2019. – № 1 (58). – С. 69-76.

19 Вдовин К. Н., Феоктистов Н. А., Абенова М.Б., Куликов В.Д., Кондратьев И.С. Качество мелющих шаров, изготовленных разными методами // Теория и технология металлургического производства, – 2015.– № 1 (16). –С. 78-81.

20 М. М. Лам, А. И. Серов, Е. Н. Смирнов. Освоение производства мелющих шаров группы твёрдости V в ПАО «Донецкий металлопрокатный завод» // Сталь. – 2017. – № 5.– С. 29-33.

21 Исагулов А. З., Ибатов М. К., Сулейменов Т. С., Квон Св. С., Куликов В. Ю. Повышение износостойкости мелющих шаров из хромистых чугунов. // Материалы междунар. науч.-практ. журнала «Global Science and Innovations 2019: Central Asia». - Нур-Султан: Бобек, 2019. - №2(3). - С. 39-43.

22 Новый справочник химика и технолога. Процессы и аппараты химических технологий. Часть I.–Издательство: НПО «Профессионал», 2004. – 848 с.

23 Материалы в машиностроении. Выбор и применение. Том 3. Специальные стали и сплавы. Под редакцией Ф. Ф. Химушина.– М.: Изд-во Машиностроение, 1968. –446 с.

24 Инновационные мелющие тела Super SAG® и Ultra Grind® для эффективного решения задач процесса измельчения горнорудного сырья // Горная Промышленность. – 2017.– №1 (131).– С. 33-35.

25 Исагулов А. З., Ибатов М. К., Щербакова Е. П. Анализ условий эксплуатации мелющих шаров и выявление причин износа // Труды Университета. – 2018.– № 2 (71). – С. 24-29.

26 Стеблов А. Б., Березов С. Н., Козлов А. А. Литые чугунные шары для помола материалов // Литье и Металлургия.– 2012. – № 3 (66). – С. 45-50.

27 Зигало И. Н., Просвирин К. С., Чернятевич А. Г. Влияние легирующих элементов на механические свойства низколегированных сталей // Республиканский межведомственный. научно-технический сборник «Металлургия и коксохимия». Выпуск 20. Металлургия стали, – 1970. – 464 с.

28 Р. К. Гасанли. Влияние способов модифицирования на структуру и свойства высокопрочного чугуна с шаровидным графитом // Прогресивні технології і системи машинобудування. –2013. – № 1, 2 (46). – С. 74-78.

- 29 A. Z. Issagulov, Sv. S. Kvon, V. Yu. Kulikov, D. R. Aubakirov, D. A. Issagulova. Deoxidation Impact on the Impurity Index of Heat Resistant Steel 40H15N7G7F2MS // *Metallurgija*, Zagreb (Croatia). – 2017. – 56 (3-4). – P. 399-401.
- 30 Гольдштейн Я. Е., Мизин В. Г. Модифицирование и микролегирование чугуна и стали. М.: *Металлургия*, 1986. – 270 с.
- 31 Lyakishev N.P.;Vatolin N.A.;Pozhivanov A.M.;Zhuchkov V.I.;Yugov P.I. Modification of High Tensile, Cold Resistant Steel Using Barium-Bearing Alloy // *Steel in the USSR*. – 1983.Vol. 13 (7). – P. 285 – 286.
- 32 Toleuova, A., Musina, G., Kaldybayeva, S. Modifying and micro-alloying effect on carbon steels microstructure // *Solid State Phenomena 316 SSP*, - 2021. – P. 359-363.
- 33 Makhambetov, Y.N., Timirbayeva, N.R., Baisanov, S.O., Baisanov, A.S. Research of physical and chemical characteristics of the new complex calcium-containing ferroalloy // *CIS Iron and Steel Review*. – 2020.– Vol. 19. – P. 18-22.
- 34 Чугун. Справочник /под редакцией А. Д. Шермана и А. А.Жукова – М.: Изд-во *Металлургия*, 1991. – 576 с.
- 35 К. И. Ващенко, Л. Софрони. Магнийевый чугун. Киев, М.: Изд-во *Машгиз*, 1960. – 487с.
- 36 Захарченко Э. В., Левченко Ю. Н., Горенко В. Г., Вареник П. А. Отливки из чугуна с шаровидным и вермикулярным графитом. Киев, *Наук. думка*, 1986. – 248 с.
- 37 Л. А. Шевчук. Структура и свойства чугуна. Минск, Изд-во *Наука и техника*, 1978. – 216 с.
- 38 В. С. Шумихин, В. П. Кутузов, А. И. Храмченков и др. / под редакцией Н. Н. Александрова. Высококачественные чугуны для отливок. М.: Изд-во *Машиностроение*, 1982. – 222 с.
- 39 Лякишев Н. П., Плинер Ю. Л., Лаппо С. И. Борсодержащие стали и сплавы. – М.: *Металлургия*, 1986. – 192 с.
- 40 Бобро Ю. Г. Легированные чугуны. М.:Изд-во *Металлургия*, 1976. - 288с.
- 41 Li, Y., Tang, X. Influence of modification and heat treatment on microstructure and impact toughness of low alloy white cast iron // *Jixie Qiangdu / Journal of Mechanical Strength*. – 2017. Vol. 39 (3). – P. 545-550.
- 42 Liu, E., Wei, F., Qiu, L. The effect of modification and heat treatment on low chromium white cast iron // *Advanced Materials Research* 418-420. – 2012. –P. 1114-1117.
- 43 Ghasemi Banadkouki, S.S., Mehranfar, S., Karimi Zarchi, H.R. Effect of Cu addition on hardness and microstructural features of low alloy white cast iron // *Materials Research Express*. - 2019. - 6(2). – 026547.
- 44 Kolokol'tsev, V.M., Petrochenko, E.V., Molochkova, O.S. Influence of boron modification and cooling conditions during solidification on structural and phase state of heat- And wear-resistant white cast iron // *Izvestiya Ferrous Metallurgy*. - 2019. – Vol. 62 (11). - P. 887-893.
- 45 Xiao, Y.-D., Liao, M., Wang, W., Liu, E., Xiao, Z. P. Effect of chromium alloying and complex modification on structures and properties of white cast iron //

Zhongnan Daxue Xuebao (Ziran Kexue Ban) / Journal of Central South University (Science and Technology). – 2007. – Vol. 38 (6). – P. 1067-1071.

46 Chang, L., Liu, J., Zhang, R., Wang, J. Effect of RE modification and heat treatment on impact fatigue property of a wear resistant white cast iron // Journal of Rare Earths. – 2004. – Vol. 22 (4). – P. 537-541.

47 Qian, M., Chaochang, W., Harada, S. Modification of hypoeutectic low alloy white cast irons // Journal of Materials Science. – 1996. – Vol. 31(7). – P. 1865-1871.

48 Bedolla-Jacuinde, A., Aguilar, S.L., Maldonado, C. Eutectic modification in a low-chromium white cast iron by a mixture of titanium, rare earths, and bismuth: Part II. Effect on the wear behavior // Journal of Materials Engineering and Performance. – 2005. – Vol. 14 (3). – P. 301-306.

49 Wu, X.-J., Xing, J.-D., Fu, H.-G., Zhi, X.-H. Development of refinement of the primary carbides in high chromium white cast iron // Zhuzao / Foundry. – 2006. – Vol. 55 (10). – P. 999-1003.

50 Liu, Y., Zhang, Y.-P., Li, S., Wang, H. Effects of modification on microstructure and properties of a high alloy white cast iron // Zhuzao / Foundry. – 2008. – Vol. 57(7). – P. 704-707.

51 Correa, R., Bedolla-Jacuinde, A., Zuno-Silva, J., Cardoso, E., Mejía, I. Effect of boron on the sliding wear of directionally solidified high-chromium white irons // Wear. – 2009. – Vol. 267 (1-4). P. 495-504.

52 Correa, R., Bedolla-Jacuinde, A., Mejía, I., Cardoso, E., Hernández, B. Effect of boron on microstructure of directionally solidified high chromium white irons // International Journal of Cast Metals Research. – 2011. – Vol. 24 (1). P. 37-44.

53 Ten, E.B. Oxygen state forms in cast iron and their effect on graphite crystallization // Key Engineering Materials. – 2011. – Vol. 457. P. 43

54 Белов Г. В. Термодинамическое моделирование: методы, алгоритмы, программы. М.: Научный мир, 2002. - 184 с.

55 Ватолин Н. А. Термодинамическое моделирование в высокотемпературных неорганических системах / Н. А. Ватолин, Г. К. Моисеев, Б. Г. Трусов. - М.: Металлургия, 1994. - 352 с.

56 Цымбал В. П. Математическое моделирование сложных систем в металлургии: Учебник для вузов / В. П. Цымбал.- Кемерово; М.: Изд. Объед. «Российские Университеты»: Кузбассвузиздат - АСТШ, 2006. - 431 с.

57 Удалов Ю. П. Применение программных комплексов вычислительной и геометрической термодинамики в проектировании технологических процессов неорганических веществ: учебное пособие / Ю. П. Удалов.- СПб.: СПбГТИ (ТУ). 2012. - 147 с.

58 Тюшняков С. Н. Термодинамическое моделирование восстановления цинка медеплавильного шлага / С. Н. Тюшняков, Е. Н. Селиванов // Бултеровские сообщения. - 2015. - Т.43. - №9. – С. 108-115.

59 Моисеев Г. К., Вяткин Н. А., Барбин Н. М. Применение термодинамического моделирования для изучения взаимодействий с участием ионных расплавов. – Челябинск: Изд-во ЮУрГУ, 2002.

60 Прогнозные термодинамические расчёты вероятности твёрдофазовых реакций при термообработке масс электрофарфора / Е. Б. Дайнеко // Вісник НТУ «ХШ». - 2013. - №47 (1020). – (Серія: Хімія, хімічна технологіята екологія). – С. 38-44.

61 Гончаров О. Ю. Термодинамическое моделирование высокотемпературного окисления сплавов системы Fe-Cr на воздухе // Неорганические материалы. - 2004. - Т.40. - №12. – С. 1-7.

62 Тюшняков С. Н. Термодинамическое моделирование фазообразования при охлаждении цинкосодержащего медеплавильного шлака / С. Н. Тюшняков, Е. Н. Селиванов // Бутлеровские сообщения. - 2015. - Т.43. - №9. – С. 102-107.

63 Трусов Б. Г. Программная система ТЕРРА для моделирования фазовых и химических равновесий при высоких температурах. // В кн.: III межд. симпозиум «Горение и плазмохимия». – Алматы: Қазақ университеті, 2005. – С. 52-57.

64 Трусов Б. Г. Моделирование химических и фазовых равновесий при высоких температурах (АСТРА 4). Версия 1.06 / Б. Г. Трусов - М.: МВТУ им. Баумана, 1991. – 37 с.

65 Thermodynamic Modeling. Интернет ресурс: [www.outokumpu.fi/hsc/...](http://www.outokumpu.fi/hsc/...)

66 Аубакиров Д.Р., Акбердин А.А., Султангазиев Р.Б. Термодинамическое моделирование фазообразования в хромистых чугунах // Труды Междунар. науч.-практ. online конф. «Интеграция науки, образования и производства – основа реализации Плана нации» (Сагиновские чтения №13),- Караганда: КарТУ, 2021. - С. 1283-1285.

67 TCS Steel and Fe-alloys Database (TCFE11). Technical Information

68 А. С. Ким, А. А. Акбердин, Р. Б. Султангазиев. Экспериментальные исследования по выплавке карботермического ферробора с использованием различных видов борсодержащего сырья // Промышленность Казахстана. – 2019. - № 2 (106). – С.68-70.

69 Akberdin A., Karbayev M., Kim A., Sultangaziyev R. Production of Borbarium Ferroalloy // Metalurgija, Zagreb (Croatia). – 2020. – Volume 1, Issue 59. – P. 141-143.

70 Akberdin, A., Kim, A., Sultangaziyev, R., Karbayev, M. Thermodynamic modeling of the borbarium ferroalloy smelting technological process // Metalurgija, Zagreb (Croatia). – 2020. – 59 (3). P. 333-336.

71 Akberdin, A.A., Karbaev, M.M. Chemical transformations at carbothermal reduction of barium and boron from oxides // Izvestiya Ferrous Metallurgy. – 2019. – 62 (11). P. 846-851.

72 Акбердин А.А., Исагулов А.З., Ким А.С., Султангазиев Р.Б., Аубакиров Д.Р. Экспериментальные исследования по производству борбариевого ферросплава // Труды Университета. - Караганда: КарТУ, 2020. – №3 (80). - С. 29-33.

73 Leila Bjerregaard, Kay Geels, Birgit Ottesen, Michael Rückert. Metalog, Metalog Guide and Metalogram are trademarks of Struers // Published by Struers A/S, Valhøjs Allé 176, DK-2610 Rødovre (Denmark), - 2002. - ISBN 87-987767-0-3

74 Малышев В. П. Математическое планирование металлургического и химического эксперимента. Алма-Ата: Наука, 1977. – 37 с.

75 Аубакиров Д. Р., Акбердин А.А., Исагулов А.З., Султангазиев Р.Б., Кляцкий В.В. Планирование экспериментов по внепечной обработке низкохромистого чугуна бор- и барийсодержащими добавками // Труды Университета. - Караганда: КарТУ, 2022. - №2 (87). – С. 54-62.

76 Кляцкий В. В., Аубакиров Д. Р. Повышение объёмной твёрдости низкохромистых чугунов путём модифицирования // Труды Междунар. науч.-практ. online конф. «Интеграция науки, образования и производства – основа реализации Плана нации» (Сагиновские чтения №13), Караганда: КарТУ, 2021. - С. 1307-1309.

77 Michot Gerard, Aubakirov D. R., Malashkevichute E. I. Change in the mechanical properties of pre-eutectic low chrome cast iron when modified with ferrosilicobarium // Труды Междунар. науч.-практ. online конф. «Интеграция науки, образования и производства – основа реализации Плана нации» (Сагиновские чтения №13),- Караганда: КарТУ, 2021. - С. 1271-1273.

78 Патент №6407 на полезную модель, Республика Казахстан. Способ производства износостойкого хромистого чугуна / Акбердин А.А., Исагулов А.З., Аубакиров Д.Р., Ким А.С., Султангазиев Р.Б., Сулейменов А.Б.; заявитель и патентообладатель РГП на ПХВ «Нац. центр по комп. перераб. минер. сырья»; заявл. 12.05.2021; опубл. 10.09.2021. – 2 с.

79 Aubakirov D. R., Akberdin A. A., Issagulov A. Z., Michot G., Malashkevichute E. I. Increasing the hardness of low-chromium cast irons by modifying // Material and Mechanical Engineering Technology. – 2020. – Volume 4. – P. 3-15.

80 Гуляев А. П. Металловедение. М.: Металлургиздат, 1986. – 648 с.

81 Кауфман Л., Бернштейн Х. Расчёт диаграмм состояния с помощью ЭВМ. М.: Изд-во «Мир», 1972. 333 с.

82 Поздняков А.В. Термодинамические расчёты и анализ фазовых диаграмм многокомпонентных систем [Электронный ресурс]: учеб.пособие / А.В. Поздняков, В.В. Чеверикин. - М.: МИСиС, 2012. - 37 с. - ISBN 978-5-87623-635-7 - Режим доступа: [http://www.medcollegelib.ru/book/ISBN\\_9785876236357.html](http://www.medcollegelib.ru/book/ISBN_9785876236357.html)

83 Акбердин А. А., Ким А. С., Султангазиев Р. Б., Аубакиров Д.Р., Нарембекова А. К. Математическое описание диаграмм состояния // Вестник КазНУ. - Алматы: КазНУ, 2020. - №6 (142). - С. 705-708

84 Цыпкин А. Г., Цыпкин Г. Г. Математические формулы. Алгебра. Геометрия. Математический анализ: Справочник. – М.: Наука. Гл. ред. физ.-мат. лит-ры, 1985. – 128 с.

85 Елютин В. П., Павлов Ю. А., Левин Б. Е. Производство ферросплавов. – М.: Металлургиздат, 1951, – 496 с.

86 С. В. Шишкина, Ю. В. Гуревич. Состав карбида хрома в хромистом чугуне // Научный журнал «Вестник Курганского государственного университета». – 2011. - №1. – С. 50-51.

87 Т. А. Дудорова, С. В. Шишкина. Диаграмма фазовых равновесий в системе Fe-C-Cr // Научный журнал «Вестник Курганского государственного университета». – 2011. - №1. – С. 49-50.

88 Н. С. Гушин. Исследование и разработка технологии изготовления отливок из износостойкого чугуна с шаровидным графитом: автореф. дис. канд. техн. наук. – Москва, 2000. –19 с.

89 Li, W., Tu, X.-H., Su, J.-Y., Zhou, Q.-D. Microstructure, impact fatigue resistance and impact wear resistance of wear resistant low Cr-Si cast iron // Journal of Iron and Steel Research International. – 2001. – Vol. 8 (2). – P. 47-50.

90 Ten, E.V., Rozhkova, E.V., Konyukhova, A.I. Thermodynamic aspects of the modification of low-chromium cast iron // Steel in Translation. – 2013.– Vol. 43 (11). – P. 717-719.

91 К. С. Радченко, М. М. Ямшинский, Г. Е. Фёдоров «Влияние микролегирования и модифицирования на свойства износостойкого Cr-Mn-чугуна» / Металлургия машиностроения. – 2012. – № 6.– С. 14-17.

92 Chen, X., Li, Y., Zhang, H. Microstructure and mechanical properties of high boron white cast iron with about 4 wt% chromium // Journal of Materials Science. – 2011. – Vol. 46(4). – P. 957-963.

93 Kolokol'tsev, V.M., Petrochenko, E.V., Molochkova, O.S. Influence of Boron Modifications and Cooling Conditions during the Structural and Phase State Solidification of Heat- and Wear-Resistant White Cast Iron // Steel in Translation. – 2019. – Vol. 49 (11). – P. 755-760.

94 D. Aubakirov, A. Issagulov, S. Kvon, V. Kulikov, Ye. Chsherbakova. Modifying Effect of a New Boron-Barium Ferroalloy on the Wear Resistance of Low-Chromium Cast Iron // Metals. – 2022. – Volume 12, Issue 7. – P. 1153.

95 Shah, M., Sahoo, K.L., Das, S.K., Das, G. Wear Mechanism of High Chromium White Cast Iron and Its Microstructural Evolutions During the Comminution Process // Tribology Letters - 2020. – Vol. 68(3). – P. 77.

96 Pei, Y., Song, R., Li, Y., Zhao, Z., Zhang, Y. Role of Subordinate Phases on the Dry Impact-Abrasion Behavior of Low Chromium Cast Iron // Metals and Materials International. - 2020. – 26 (12), P. 1797-1805.

97 Аубакиров Д. Р., Жерар Мишо. Обзор износостойких чугунов для производства деталей, работающих в условиях ударно-абразивного изнашивания // Труды Междунар. науч.-практ. online конф. «Интеграция науки, образования и производства – основа реализации Плана нации» (Сагиновские чтения №12), Караганда: КарТУ, 2020. - Ч. 2. - С. 118-121.

98 А. А. Akberdin, A. Z. Issagulov, S. S. Kvon, Ye.P.Chsherbakova, D. R. Aubakirov, G. H. Adamova. Modifier Effect on Mechanical Properties of Low-Chromium Cast Iron // Metalurgija, Zagreb (Croatia). – 2022. – №61 (1). – P. 159-162.

99 Зайцева А. А. Улучшение эксплуатационных свойств валкового чугуна путем микролегирования бором: автореф. дисс. на соискание уч. ст. к.т.н., – Магнитогорск, – 2015.

100 А. А. Тахиров, Н. С. Гушин. Хромоникелевый чугун с шаровидным графитом // Литейное производство. – 2012. – № 12. – С. 2-4.

101 Аубакиров Д. Р., Кляцкий В. В. Применение комплексного борбариевого ферросплава для модифицирования хромистого чугуна для мелющих шаров // Труды Междунар. науч.-практ. конф. «Интеграция науки, образования и производства – основа реализации Плана нации» (Сагиновские чтения №14),- Караганда: КарГУ, 2022. - С. 135-137.

102 Вальтер А. И. Производство отливок по газифицируемым моделям // Известия тульского государственного университета. Технические науки. – 2018. – №1. – С. 8-15.

103 Рыбаков С.А. Инновационные возможности литья по газифицируемым моделям, состояние и перспективы этого метода в России // Литейщик России. – 2009. – №4. – С. 44-45.

104 Шуляк, В.С. Литье по газифицируемым моделям / В.С. Шуляк. – СПб.: НПО «Профессионал», 2007. – 408 с.

105 Минаев А. А. Вакуумная формовка / А. А. Минаев, Е. Б. Ноткин, В. А. Сазонов. М.: Машиностроение, 1984. – 216 с.

106 Р. Н. Зенкин. Механизм и разновидности модифицирования высокопрочного чугуна // Известия ТулГУ. Технические науки. - 2014. – Вып. 1. – С. 6-14.

107 Н. И. Урбанович, О. С. Комаров, В. И. Волосатиков, Д. О. Комаров, И. Б. Проворова, В. С. Нисс, В. А. Хацкевич. Ресурсосберегающая технология модифицирования отливок из ковкого чугуна // Литьё и металлургия. - 2008. – №4 (49). – С. 93-96.

108 Макаревич А. П., Фесенко А. Н., Фесенко М. А. Влияние способа ввода модификатора на структуру высокопрочного чугуна // Литейное производство. - 2004. - №.9. – С. 3-6.

109 [www.belti.ru/materiali\\_element\\_modificiruiuschi\\_konstruirovanie.php](http://www.belti.ru/materiali_element_modificiruiuschi_konstruirovanie.php)

110 Внутриформенное модифицирование на ВЧ. Oddvar Knustad, Senior Metallurgist, MSc.“Elkem ASA. Foundry Products Division”, P.O. Box 8040, Vaagsbygd, NO-4675 Kristiansand, S. Norway

111 Нестерук Е. П. Повышение эффективности модифицирования в проточных реакторах литниковых систем и процесс изготовления отливок из высокопрочного чугуна: автореф. дисс. на соискание уч. ст. к.т.н., – Киев, 2016.

112 Производство отливок из чугуна и стали: метод.указания к практ. занятиям. В 2 ч. Ч. 2. / Владим. гос. ун-т; сост. И. К. Каллиоппин. – Владимир: Изд-во Владим. гос. ун-та, 2006. – 56 с.

113 Исагулов А.З., Куликов В.Ю., Щербакова Е.П. Разработка технологии производства сложных отливок при ЛГМ // LAP Lambert Academic Publishing RU, 2017. – 68 с.

114 Апоненко А.Г., Горбулько В.М. Литье по газифицируемым моделям. Особенности процесса и материалов // Литейщик России, Общероссийская общественная организация «Российская ассоциация литейщиков». – 2012. – №12. – С. 26-29.

## Приложение А

### Акт о проведении промышленных испытаний

**«УТВЕРЖДАЮ»**  
**Директор по производству**  
**ТОО «Qaz Carbon»**  
**Кляцкий В. В.**



#### АКТ промышленных испытаний технологии производства модифицированных мельющих шаров

Настоящий акт составлен в том, что в период с 27.01.2021 г. по 17.02.2021 г. в литейном цехе №001 ТОО «Qaz Carbon» были проведены опытные работы по модифицированию хромистого чугуна для шаров.

Целью проведённых работ было повышение эксплуатационных свойств мельющих шаров путём внепечной обработки жидкого чугуна модифицирующими составами, содержащими бор и барий.

Опытные плавки чугуна для отливки мельющих шаров производились согласно действующей технологической инструкции на печи ИСТ-5,0 по расчётной шихтовке.

Температура чугуна в печи перед выпуском составляла ~ 1480 - 1510°C (термопара «Positherm»). Чугун имел следующий состав.

#### Химический анализ чугуна

C, %	Si, %	Mn, %	S, %	P, %	Cr, %
3,18	0,66	0,63	0,03	0,32	1,05

В качестве модифицирующих добавок поочередно использовались следующие материалы:

- ферробор опытной партии, полученный карботермическим методом в лаборатории «БОР» ХМИ им. Ж. Абишева, следующего состава (мас. %): 14,63 В, 4,05 Si, 0,78 С, 0,40 Al, 0,011 S, 0,031 P, ~ 80,0 Fe;
- ферросиликобарий ФС60Ba22 производства Аксусского завода ферросплавов состава (мас. %): 56,24 Si, 20,52 Ba, 2,51 Al, 0,014 S, 0,024 P, 18,5 Fe;
- борбариевый модификатор производства лаборатории «БОР» ХМИ им. Ж. Абишева состава (мас. %): 19,56 Si, 8,88 В, 3,92 Ba, 1,87 Ca, 0,31 С, ост Fe.

Порции модификаторов рассчитывали с учётом усвоения активных элементов (бора и бария) около 50% и остаточного содержания в чугуне В ≈ 0,006 и 0,02% Ba ≈ 0,005 и 0,01%. Фракция модификаторов: ФБ ~ 1,0+3,0 мм, ФС60Ba22 и BaВ<sub>6</sub> ≤ 1 мм.

Рассчитанные порции модификаторов подавали в струю металла в сливном жёлобе раздаточного ковша при температуре чугуна ~1380 - 1420°C (переносной оптический пирометр «Луч»).

Произвели заливку форм шаров  $\varnothing 40$  мм при температуре  $\sim 1340 - 1380^{\circ}\text{C}$  и дальнейшую выбивку согласно установленного технологического процесса.

После полного остывания отливок отобраны образцы шаров для испытаний на твёрдость и удар, а также для проведения металлографических исследований. Полученные результаты показаны ниже в таблице.

#### Характеристики опытных шаров из модифицированного чугуна

Параметры	Сплав / Модификатор					
	Хромистый чугун, Cr $\sim 1,0\%$					
	немодифицированный*	ферробор, В $\approx 0,006\%$	ферробор, В $\approx 0,02\%$	ФС60Ba22, Ba $\approx 0,005\%$	ФС60Ba22, Ba $\approx 0,01\%$	борбарий, В $\approx 0,006\%$
Средняя твёрдость на поверхности, HRC, ед.	49-50	53	52	52	52	53
Количество ударов на копре до разрушения	до 10	20	16	9	9	19

\* данные для сравнения

Данные испытания были проведены в рамках выполнения научной диссертации Аубакирова Д. Р. на тему «Разработка и исследование технологии производства износостойких чугунных отливок с использованием модификаторов» по специальности 8D07203 «Металлургия».

#### От ТОО «QazCarbon»

Главный металлург

Пелипенко В. Д.

Начальник цеха №001

Жаров Е. К.

Ведущий инженер-технолог цеха №001

Сарсекеева Д. А.

#### От ХМИ им. Ж. Абишева

Зав. лабораторией «Бор»

Акбердин А. А.

Старший научн. сотрудник

Султангазиев Р. Б.

Докторант

Аубакиров Д. Р.

**Приложение Б**  
**Акт о выплавке опытной партии мелющих шаров**

**«УТВЕРЖДАЮ»**  
**Директор**  
**ТОО «КМЗ им. Пархоменко»**  
**Сурина В. В.**  
*Сурина* 2022 г.



**АКТ**

промышленных испытаний по производству мелющих шаров с использованием разработанной технологии внутриформенного модифицирования

Настоящий акт составлен в том, что 01.08.2022 г. в литейном цехе ТОО «КМЗ им. Пархоменко» были проведены опытные работы по выплавке низкохромистого чугуна и отливке чугунных мелющих шаров  $\varnothing 40$  мм в формы по газифицируемым моделям с применением разработанной технологии внутриформенного модифицирования чугуна новым комплексным борбариевым модификатором.

Целью проведённых работ послужили апробация разработанной технологии внутриформенного модифицирования чугуна в промышленных условиях и производство опытной партии шаров для дальнейших промышленных испытаний эксплуатационных свойств.

Выплавка хромистого чугуна производилась по действующей технологии в печи ИСТ-1,5 согласно расчёта шихты.

В качестве модифицирующей добавки использовался комплексный борбариевый модификатор производства ХМИ им. Ж. Абишева, следующего химического состава (% по массе): Si - 19,56, В - 8,88, Ва - 3,92, Са - 1,87, С - 0,31, Fe ост.

Для опытов всего было подготовлено 4 модельных блока по 60 штук шаров в каждом. В процессе подготовки 2-х модельных блоков, внутри основного литника, в специальной полости, разместили порции модификатора фракции  $\leq 1$  мм в количестве по 35 грамм, а остальные 2 блока изготовили без модификатора.

Остальные технологические операции по изготовлению, заливке и выбивке форм велись стандартными методами, по существующей технологии изготовления отливок литьём по газифицируемым моделям.

Температура перегрева чугуна в печи перед выпуском составила 1490 °С, температура начала заливки металла в форму – 1450 °С.

Через 30 минут после заливки была произведена выбивка отливок из формы и отбор пробы на химический анализ и образцов для измерения твёрдости.

По результатам проведённых работ всего было отлито 240 шт шаров  $\varnothing 40$  мм, 120 шт из которых были получены с применением технологии внутриформенного модифицирования чугуна.

Результаты химического анализа чугуна и измерения твёрдости на поверхности шаров приведены в таблицах ниже.

### Химический состав чугуна шаров

C, %	Si, %	Mn, %	S, %	P, %	Cr, %
3,2	0,7	0,5	0,05	0,2	1,0

### Результаты измерения твёрдости на поверхности шаров

№ п/п	Материал шаров	Средняя твёрдость шаров, HRC
1	Немодифицированный хромистый чугун	50 единиц
2	Модифицированный хромистый чугун	56 единиц

Данные испытания были проведены в рамках выполнения научной диссертации Аубакирова Д. Р. на тему «Разработка и исследование технологии производства износостойких чугунных отливок с использованием модификаторов» по специальности 8D07203 «Металлургия».

**От ТОО «Карагандинский машиностроительный завод имени Пархоменко»**

Исполнительный директор



Булгаков Ю. И.

Главный конструктор



Курипко С. А.

**От НАО «Карагандинский технический университет имени Абылкаса Сагинова»**

Научный консультант, д.т.н., профессор



Исагулов А. З.

Докторант



Аубакиров Д. Р.

## Приложение В

### Акт о промышленных испытаниях мелющих шаров



#### АКТ промышленных испытаний мелющих шаров

Настоящий акт составлен в том, что в период с 18.08.2022 г. по 19.08.2022 г. в условиях ТОО «КМЗ им. Пархоменко» были проведены промышленные испытания, в ходе которых производилось сравнение эксплуатационных свойств двух партий шаров  $\varnothing 40$  мм, полученных в результате ранее проведённых опытных плавов:

- 1) опытных шаров из низкохромистого чугуна, модифицированного новой борбариевой добавкой;
- 2) шаров из обыкновенного немодифицированного низкохромистого чугуна.

Целью данных работ явилось определение и сравнение эксплуатационных характеристик шаров, полученных разными методами.

Испытания шаров проводили в промышленной планетарной шаровой мельнице, имеющей 4 рабочих камеры. В качестве изнашивающей среды были применены два разных типа материалов – дроблённый металлургический кварцит марки ПКМВИ-2 (ГОСТ 22551-77) фракции 3-5 мм и медная руда Саякского месторождения фракции  $\pm 5$  мм.

Порядок загрузки рабочих камер планетарной шаровой мельницы представлен в таблице ниже.

№ камеры	Тип размалываемого материала	Кол-во матер., кг	Материал шаров	Кол-во шаров в загрузке	Масса шаровой загрузки, кг
1	Кварцит	30	Модифицированный хромистый чугун	50	16,2
2	Кварцит	30	Немодифицированный хромистый чугун	50	16,2
3	Медная руда	50	Модифицированный хромистый чугун	50	16,2
4	Медная руда	50	Немодифицированный хромистый чугун	50	16,2

Перед загрузкой в мельницу был проведён визуальный осмотр шаров и измерены начальные диаметры и масса. Значения средних размеров и массы опытных партий шаров до испытаний практически одинаковые и приведены в таблице ниже.

№ п/п	Материал шаров	Средняя масса шара, кг	Средний диаметр шара, мм
1	Немодифицированный хромистый чугун	0,325	43,5
2	Модифицированный хромистый чугун	0,324	43,5

Размол материалов проводили сухим способом в течении 16 часов, после чего были произведены выгрузка, повторный осмотр состояния шаров на предмет видимых повреждений и замеры диаметра и массы. Результаты измерений параметров шаров после испытаний приведены в таблице.

№ камеры	Материал шаров	Тип разм-го материала	Средняя масса шара, кг	Средний диаметр шара, мм
1	Модифицированный хромистый чугун	Кварцит	0,298	42,8
2	Немодифицированный хромистый чугун	Кварцит	0,259	40,5
3	Модифицированный хромистый чугун	Медная руда	0,284	42,0
4	Немодифицированный хромистый чугун	Медная руда	0,255	39,7

Данные испытания были проведены в рамках выполнения научной диссертации Аубакирова Д. Р. на тему «Разработка и исследование технологии производства износостойких чугуновых отливок с использованием модификаторов» по специальности 8D07203 «Металлургия».

**От ТОО «Карагандинский машиностроительный завод имени Пархоменко»**

Исполнительный директор

 Булгаков Ю. И.

Главный конструктор

 Курипко С. А.

**От НАО «Карагандинский технический университет имени Абылкаса Сагинова»**

Научный консультант, д.т.н., профессор

 Исагулов А. З.

Докторант

 Аубакиров Д. Р.

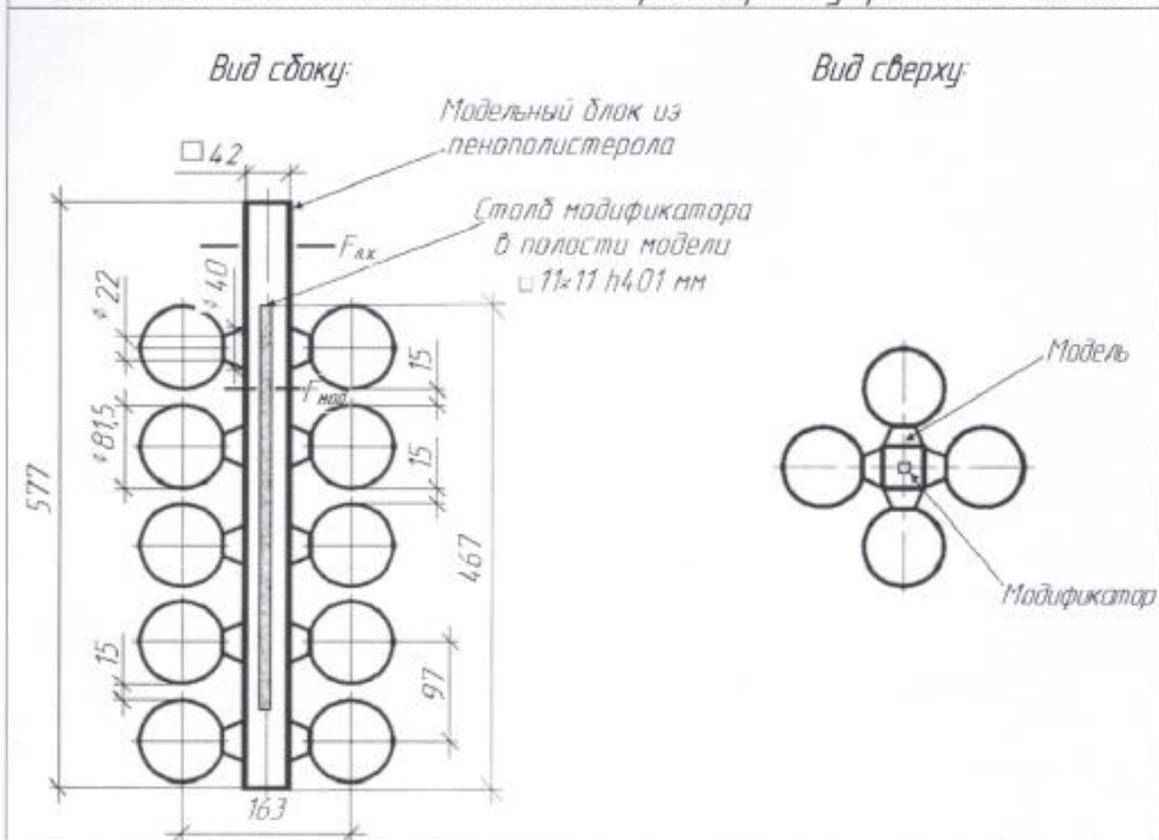
**Приложение Г**  
**Технологическая карта**

<b>Технологическая карта №</b>		<b>1</b>	<b>Вариант 1</b>	<b>Цех</b>
№ заказа		Материал	Чугун специальный	
Наименование отливки	Шар помальный чугунный $\phi 80$	№ чертежа		
<b>1 Изготовление модельного блока:</b>				
Способ изготовления: <i>пресс-форма, резка-склейка, резка (нужное подчеркнуть)</i>				
Марка пенополистерола для моделей	EPS LG 320B, ТУ-6-05-2040-87			
Расход ППС на предвспенивание	41 кг/м <sup>3</sup>			
Режим «продувки»	120 сек. при давлении 0,3 кгс/см <sup>2</sup>			
Режим «пропарки»	90 сек. при давлении 1,7 кгс/см <sup>2</sup>			
Смазка пресс-формы	силиконовая смазка (аэрозоль) марка ВЗ/В, ТУ 2389-016-45518510-99			
Способ сборки модельного блока	склейка при помощи термопистолета			
Количество склеиваемых частей модели	21			
Приспособления (кондукторы, шаблоны)	-			
<b>Технологические параметры модельного блока:</b>				
Усадка	1,5 %	Вес отливки	2,35 кг	
Сечение стояка	$\square 42 \times 42$ мм	Кол-во отливок в мод. блоке	20 шт	
Сечение полости в стояке под модификатор	$\square 11 \times 11$ h=401 мм	Вес литниковой системы в модельном блоке	22,3 кг	
Сечение питателя	$\phi 22 \times \phi 40$ l=23 мм	Металлоёмкость мод. блока	69,3 кг	
Кол-во питателей на отл.	1 шт	Выход годного с мод. блока	67,8 %	
<b>Эскиз модельного блока в сборе с элементами литейной формы:</b>				
<div style="display: flex; justify-content: space-around;"> <div style="text-align: center;"> <p>Вид сбоку:</p> </div> <div style="text-align: center;"> <p>Вид сверху:</p> </div> </div>				

<b>2 Подготовка огнеупорной краски и окраска модельного блока:</b>	
Марка противопожарного покрытия	Polytop FS-3
Приготовление противопожарного покрытия	1 часть воды на 8 частей порошка
Вязкость противопожарного покрытия	25..30 сек. по вискозиметру ВЗ-246 $\Phi$ 4мм
Период покраски модели	до сборки модельного блока, <u>после сборки модельного блока</u> (нужное подчеркнуть)
Способ нанесения противопожарного покрытия	окунанием и/или кистью
Толщина слоя противопожарного покрытия	0,4...0,7 мм
Количество слоёв противопожарного покрытия	2
Температура сушки модели после покраски	35..45°C
Время сушки 1-го слоя краски	6 часов
Время сушки 2-го слоя краски	6 часов
<b>3 Изготовление формы:</b>	
Тип огнеупорного наполнителя формы	кварцевый песок
Фракция кварцевого песка	0,2..0,315 мм
Остаточная влага в кварцевом песке	$\leq 0,5 - 0,6 \%$
Содержание пылевидных частиц размерами $< 0,05$ мм	$\leq 6-8 \%$
Температура песка перед формовкой	$\leq 40^\circ\text{C}$
Плотность	1,45-1,65 гр/см <sup>3</sup>
Параметры сетки для вакуумируемой формы	галунного плетения с размерами ячейки 100x100 мкм
Толщина полиэтиленовой пленки для вакуумирования	0,5 мкм
Положение литниковой воронки	не ниже 50-100 мм от верхнего края опоки
Виброуплотнение песка в форме	слоями в 150..200 мм не менее 15 секунд
Разряжение (по вакууметру)	0,4...0,5 атм.
<b>Схема формовки:</b>	
<b>Вид сбоку:</b>	<b>Вид сверху:</b>

Параметры формы:					
Размеры опоки в свету, мм			Количество модельных блоков в форме, шт	Количество отливок в модельном блоке, шт	Всего отливок в форме, шт
Длина	Ширина	Высота			
1000	850	700	6	20	120

Эскиз модельного блока с дозой модификатора внутри модели стояка:



#### 4 Параметры модифицирования:

Тип модификатора	Барбариевый ферросплав
Фракция модификатора	0,1-0,5 мм
Расход модификатора на модельный блок	97 г

#### 5 Заливка и выдержка:

Температура заливки формы	1450-1480°C
Время заливки одного блока	28 сек
Время выдержки формы под вакуумом после окончания заливки	15 мин
Время выдержки отливки в форме после снятия вакуума	1 час

#### Разработал:

Докторант кафедры НТМ НАО «КарТУ имени Абылкаса Суринова» Аудакиров Д.Р.

#### Согласовано:

Директор ТОО «КМЗ имени Пархоменко»

Главный-конструктор ТОО «КМЗ имени Пархоменко»



Сурина В. В.  
Курилко С. А.

Приложение Д  
Патент на полезную модель

КАЗАҚСТАН РЕСПУБЛИКАСЫ      РЕСПУБЛИКА КАЗАХСТАН

REPUBLIC OF KAZAKHSTAN

**ПАТЕНТ  
PATENT**

№ 6407

ПАЙДАЛЫ МОДЕЛЬГЕ / НА ПОЛЕЗНУЮ МОДЕЛЬ / FOR UTILITY MODEL



(21) 2021/0463.2

(22) 12.05.2021

(45) 10.09.2021

(54) Тозуға төзімді хромды шойын өндіру тәсілі  
Способ производства износостойкого хромистого чугуна  
Method for production of wear-resistant chromic cast iron

(73) Қазақстан Республикасы Индустрия және инфрақұрылымдық даму министрлігі Индустриялық даму және өнеркәсіптік қауіпсіздік комитетінің «Қазақстан Республикасының минералдық шикізатты кешенді қайта өңдеу жөніндегі ұлттық орталығы» шаруашылық жүргізу құқығындағы республикалық мемлекеттік кәсіпорны (KZ)  
Республиканское государственное предприятие на праве хозяйственного ведения «Национальный центр по комплексной переработке минерального сырья Республики Казахстан» Комитета индустриального развития и промышленной безопасности Министерства индустрии и инфраструктурного развития Республики Казахстан (KZ)  
«National Center on Complex Processing of Mineral Raw Materials of the Republic of Kazakhstan» Republican State Enterprise on the Right of Economic Management of the Industrial Development and Industrial Safety Committee of the Ministry for Investments and Development of the Republic of Kazakhstan (KZ)

(72) Акбердин Александр Абдуллович (KZ)      Akberdin Aleksandr Abdulloevich (KZ)  
Исагулов Аристотель Зейнуллинович (KZ)      Issagulov Aristotel Zeinullinovich (KZ)  
Аубакиров Дастан Рахметоллаевич (KZ)      Aubakirov Dastan Rakhmetollaevich (KZ)  
Ким Александр Сергеевич (KZ)      Kim Aleksandr Sergeevich (KZ)  
Султангазиев Руслан Бауыржанович (KZ)      Sultangaziyev Ruslan Bauyrzhanovich (KZ)  
Сулейменов Амантай Бимуканович (KZ)      Suleimenov Amantay Bimukanovich (KZ)



ЭЦҚ қол қойылды  
Подписано ЭЦП  
Signed with EDS

Е. Оспанов  
Е. Оспанов  
Y. Ospanov

«Ұлттық зияткерлік меншік институты» РМК директоры  
Директор РГП «Национальный институт интеллектуальной собственности»  
Director of the «National Institute of Intellectual Property» RSE

**Приложение Е**  
 Расчёты по математической обработке результатов экспериментов  
 по модифицированию НХЧ

*1 Влияние карботермического ферробора на твёрдость НХЧ*

Принятые расходы (в % от массы чугуна) лигатуры (карботермического ферробора марки ФБ12, производства ХМИ им. Ж. Абишева, г. Караганда):

- 0,04 ( $B \approx 0,003$ );
- 0,08 ( $B \approx 0,006$ );
- 0,14 ( $B \approx 0,010$ );
- 0,20 ( $B \approx 0,015$ );
- 0,27 ( $B \approx 0,020$ ).

*В скобках указано расчётное процентное содержание основного микролегирующего элемента бора в чугуне после ввода ферродобавки.*

В таблице 1 приведены факторы эксперимента по микролегированию НХЧ карботермическим ФБ и их численные значения.

Таблица 1 – Факторы и их уровни

Факторы		Уровни факторов				
		1	2	3	4	5
$X_1$	Содержание хрома, $p_{Cr}$ , мас.%	1,0	2,0	3,0	4,0	5,0
$X_2$	Расход карботермического ферробора, $Q_{FeB}$ , мас.%	0,04	0,08	0,14	0,20	0,27
$X_3$	Вакантный фактор	1	2	3	4	5
$X_4$	Вакантный фактор	1	2	3	4	5
$X_5$	Вакантный фактор	1	2	3	4	5
$X_6$	Вакантный фактор	1	2	3	4	5

В таблице 2 приведён план 6-факторного эксперимента на 5 уровнях.

Таблица 2 – План эксперимента по микролегированию чугуна ФБ и результаты опытов  $Y_3$  (твёрдость по Роквеллу - HRC, ед.)

N п/п	$p_{Cr}$ , мас.%	$Q_{FeB}$ , мас.%	$X_3$	$X_4$	$X_5$	$X_6$	Результат эксперимента ( $Y_3$ ), твёрдость HRC, ед.
1	1,0	0,04	1	1	1	1	53
2	1,0	0,14	3	3	3	3	57
3	1,0	0,08	2	2	2	2	57
4	1,0	0,27	5	5	5	5	57
5	1,0	0,20	4	4	4	4	56
6	3,0	0,04	3	2	5	4	55
7	3,0	0,14	2	5	4	1	58
8	3,0	0,08	5	4	1	3	56
9	3,0	0,27	4	1	3	2	57

Продолжение таблицы 2

N п/п	$p_{Cr}$ , мас. %	$Q_{FeB}$ , мас. %	$X_3$	$X_4$	$X_5$	$X_6$	Результат эксперимента ( $Y_2$ ), твёрдость HRC, ед.
10	3,0	0,20	1	3	2	5	57
11	2,0	0,04	2	4	3	5	57
12	2,0	0,14	5	1	2	4	57
13	2,0	0,08	4	3	5	1	56
14	2,0	0,27	1	2	4	3	56
15	2,0	0,20	3	5	1	2	56
16	5,0	0,04	5	3	4	2	57
17	5,0	0,14	4	2	1	5	57
18	5,0	0,08	1	5	3	4	57
19	5,0	0,27	3	4	2	1	59
20	5,0	0,20	2	1	5	3	60
21	4,0	0,04	4	5	2	3	56
22	4,0	0,14	1	4	5	2	57
23	4,0	0,08	3	1	4	5	57
24	4,0	0,27	2	3	1	4	58
25	4,0	0,20	5	2	3	1	58

Методом наименьших квадратов обработали данные таблицы 2 и получили частные зависимости в виде линейных и полиномиальных функций типа:

$$Y(X) = a + bX, \quad (1)$$

$$Y(X) = c_0 + c_1X^1 + \dots + c_nX^m, \quad (2)$$

где  $a, b, c_i$  – фиксированные коэффициенты;  $X$  – переменная (фактор).

1) от фактора  $X_1$  ( $p_{Cr}$ , содержание хрома в чугуна, %) уравнение вида

$$Y_1 = 55,4 + 0,48X_1, \quad (3)$$

2) от фактора  $X_2$  ( $Q_{FeB}$ , расход ФБ, %):

$$Y_2 = 54,76 + 25,67X_2 - 59,66X_2^2. \quad (4)$$

В таблице 3 приведены экспериментальные значения твёрдости на поверхности образцов из НХЧ, обработанного карботермическим ФБ.

Таблица 3 – Экспериментальные значения частных функций

Функция	Уровень					Среднее значение, $Y_{cp.э.}$
	1	2	3	4	5	
$Y_{1э}$	56,0	56,4	56,6	57,2	58,0	56,84
$Y_{2э}$	55,6	56,6	57,2	57,4	57,4	56,84

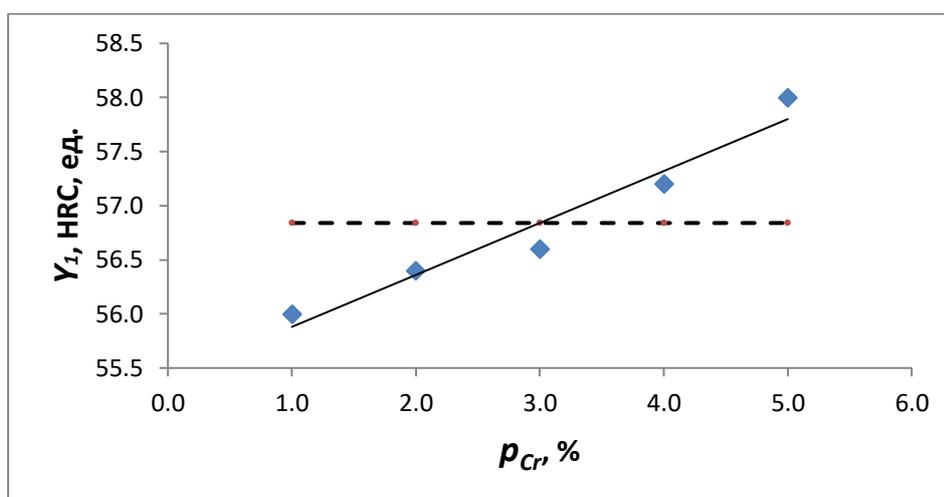
Как видно из таблицы 3, средние значения по каждой функции совпадают с общим средним значением, что является свидетельством отсутствия ошибки.

На рисунке 1 показаны графики полученных частных зависимостей, построенные по данным таблицы 3.

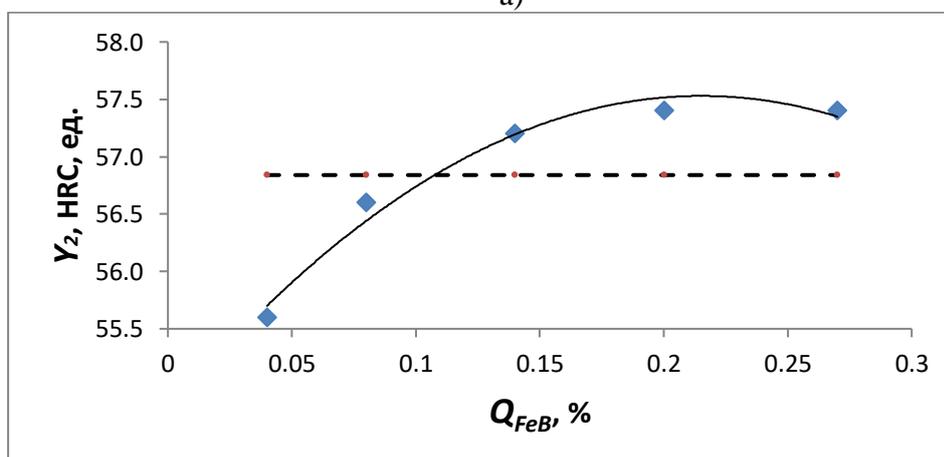
В таблице 4 показаны расчётные значения частных функций.

Таблица 4 – Расчётные значения частных функций

Функция	Уровень					Среднее значение, $Y_{cp. т.}$
	1	2	3	4	5	
$Y_{1т} = 55,4 + 0,48X_1$	55,88	56,36	56,84	57,32	57,8	56,84
$Y_{2т} = 54,76 + 25,67X_2 - 59,66X_2^2$	56,075	56,364	56,797	57,23	57,735	56,84



a)



b)

Рисунок 1 – Частные зависимости твёрдости чугуновых образцов (HRC): а) от содержания хрома,  $Y_1 = f(p_{Cr}, \%)$ , б) от расхода ФБ,  $Y_2 = f(Q_{FeB}, \%)$

Поскольку средние значения расчётных значений функций полностью совпали с экспериментальными, выборка частных зависимостей проведена правильно.

Коэффициент нелинейной множественной корреляции и его значимость определяются по следующим формулам:

$$R = \sqrt{1 - \frac{(N-1) \sum_1^N (Y_3 - Y_T)^2}{(N-K-1) \sum_1^N (Y_3 - Y_{cp})^2}} \quad (5)$$

$$t_R = \frac{R\sqrt{N-K-1}}{1-R^2} > 2, \quad (6)$$

где  $R$  – коэффициент корреляции;

$N$  – число описываемых точек;

$K$  – число действующих факторов;

$Y_3$  – экспериментальный результат;

$Y_T$  – теоретический (расчётный) результат;

$Y_{cp}$  – среднее экспериментальное значение.

Исследуемые функции оказались значимыми, что показано в таблице 5.

Таблица 5 - Коэффициенты корреляции и его значимость для частных функций

Функция	$R$	$t_R$	Значимость функции
$Y_1$	0,9731	25,9652 > 2	функция значима
$Y_2$	0,9889	65,5683 > 2	функция значима

Соответственно, полученное далее обобщённое уравнение можно будет считать адекватным.

Применив формулу для описания статистических многофакторных зависимостей предложенную М.М. Протодыяконовым (старшим), используя ранее полученные частные зависимости получим:

$$Y_n = \frac{\prod_{i=1}^n Y_i}{Y_{cp}^{n-1}} = \frac{Y_1 \cdot Y_2}{Y_{cp.э.}^{2-1}}, \quad (7)$$

где  $Y_n$  – обобщённая функция;

$Y_i$  – частная функция;

$\prod_{i=1}^n$  - произведение всех частных функций;

$Y_{cp}$  – общее среднее всех учитываемых значений обобщённой функции.

Подставив ранее полученные выражения (3) и (4) в формулу (7) получим обобщённое многофакторное уравнение следующего вида:

$$Y_n = \frac{(55,4 + 0,48 X_1)(54,76 + 27,67 X_2 - 59,66 X_2^2)}{56,84^{2-1}} =$$

$$\frac{(3033,704 + 1422,118X_2 - 3305,164X_2^2 + 26,2848X_1 + 12,3216X_1X_2 - 28,6368X_1X_2^2)}{56,84}$$

После преобразования получим:

$$HRC_{T(FeB)} = 53,373 + 0,462p_{Cr} + 25,02Q_{FeB} + 0,217p_{Cr}Q_{FeB} - 58,149Q_{FeB}^2 - 0,504p_{Cr}Q_{FeB}^2 \quad (8)$$

## 2 Влияние ферросиликобария на твёрдость НХЧ

Все расчёты по планированию эксперимента по модифицированию НХЧ ферросиликобарием ФС60Ба20 проведены по тому же принципу и в том же порядке, которые приведены в разделе 1 «Влияние карботермического ферробора на твёрдость НХЧ».

Расходы модификатора (в % от массы металла) – ферросиликобария марки ФС60Ба20, производства Аксусский ферросплавный завод, г. Аксу:

- 0,03 (Ba ≈ 0,003);
- 0,05 (Ba ≈ 0,005);
- 0,08 (Ba ≈ 0,008);
- 0,10 (Ba ≈ 0,010);
- 0,15 (Ba ≈ 0,015)

В скобках указано расчётное процентное содержание модифицирующего элемента бария в чугуне после ввода модификатора.

Таблица 6 – Факторы эксперимента и их уровни

Факторы		Уровни факторов				
		1	2	3	4	5
X <sub>1</sub>	Содержание хрома, p <sub>Cr</sub> , мас.%	1,0	2,0	3,0	4,0	5,0
X <sub>2</sub>	Расход ферросиликобария, Q <sub>FeSiBa</sub> , мас.%	0,03	0,05	0,08	0,10	0,15
X <sub>3</sub>	Вакантный фактор	1	2	3	4	5
X <sub>4</sub>	Вакантный фактор	1	2	3	4	5
X <sub>5</sub>	Вакантный фактор	1	2	3	4	5
X <sub>6</sub>	Вакантный фактор	1	2	3	4	5

Таблица 7 – План эксперимента по модифицированию чугуна ФСБа и результаты опытов Y<sub>9</sub> (твёрдость по Роквеллу - HRC)

N п/п	p <sub>Cr</sub> , мас.%	Q <sub>FeSiBa</sub> , мас.%	X <sub>3</sub>	X <sub>4</sub>	X <sub>5</sub>	X <sub>6</sub>	Результат эксперимента (Y <sub>9</sub> ), твёрдость HRC, ед.
1	1,0	0,03	1	1	1	1	57
2	1,0	0,08	3	3	3	3	59
3	1,0	0,05	2	2	2	2	60

Продолжение таблицы 7

N п/п	$p_{Cr}$ , мас. %	$Q_{FeSiBa}$ , мас. %	$X_3$	$X_4$	$X_5$	$X_6$	Результат эксперимента ( $Y_3$ ), твёрдость HRC, ед.
4	1,0	0,15	5	5	5	5	57
5	1,0	0,10	4	4	4	4	59
6	3,0	0,03	3	2	5	4	58
7	3,0	0,08	2	5	4	1	60
8	3,0	0,05	5	4	1	3	60
9	3,0	0,15	4	1	3	2	59
10	3,0	0,10	1	3	2	5	60
11	2,0	0,03	2	4	3	5	57
12	2,0	0,08	5	1	2	4	60
13	2,0	0,05	4	3	5	1	60
14	2,0	0,15	1	2	4	3	58
15	2,0	0,10	3	5	1	2	59
16	5,0	0,03	5	3	4	2	59
17	5,0	0,08	4	2	1	5	61
18	5,0	0,05	1	5	3	4	58
19	5,0	0,15	3	4	2	1	61
20	5,0	0,10	2	1	5	3	61
21	4,0	0,03	4	5	2	3	58
22	4,0	0,08	1	4	5	2	61
23	4,0	0,05	3	1	4	5	59
24	4,0	0,15	2	3	1	4	59
25	4,0	0,10	5	2	3	1	61

Получены частные зависимости:

1) от фактора  $X_1$  (содержание хрома в чугуне) уравнение вида

$$Y_1 = 58,04 + 0,4 X_1, \quad (9)$$

2) от фактора  $X_2$  (расход ФСБа):

$$Y_2 = 55,44 + 99,95 X_2 - 519,6 X_2^2. \quad (10)$$

Таблица 8 – Экспериментальные значения частных функций

Функция	Уровень					Среднее значение, $Y_{ср.э.}$
	1	2	3	4	5	
$Y_{1э}$	58,4	58,8	59,4	59,6	60,0	59,24
$Y_{2э}$	57,8	59,4	60,2	60,0	58,8	59,24

Средние значения по каждой функции совпадают с общим средним значением (таблица 8), что говорит о правильной выборке опытных точек.

Таблица 9 – Расчётные значения частных функций

Функция	Уровень					Среднее значение, $Y_{cp.t.}$
	1	2	3	4	5	
$Y_{1T} = 58,04 + 0,4 X_1$	58,45	58,85	59,25	59,65	60,05	59,25
$Y_{2T} = 55,44 + 99,95X_2 - 519,6X_2^2$	58,57	58,98	59,35	59,52	59,84	59,25

Среднее значение расчётных значений функции  $Y_{1 cp. т.} = 59,25 \approx Y_{1 cp. э.} = 59,24$  и  $Y_{2cp. т.} = 59,25 \approx Y_{2cp. э.} = 59,24$ , следовательно выбор частных зависимостей произведён корректно.

Таблица 10 - Коэффициенты корреляции и его значимость для частных функций

Функция	R	$t_R$	Значимость функции
$Y_1$	0,9899	$69,9958 > 2$	функция значима
$Y_2$	0,9777	$31,4242 > 2$	функция значима

Подставив уравнения (9) и (10) в формулу Протодяконова получим обобщённое многофакторное уравнение следующего вида:

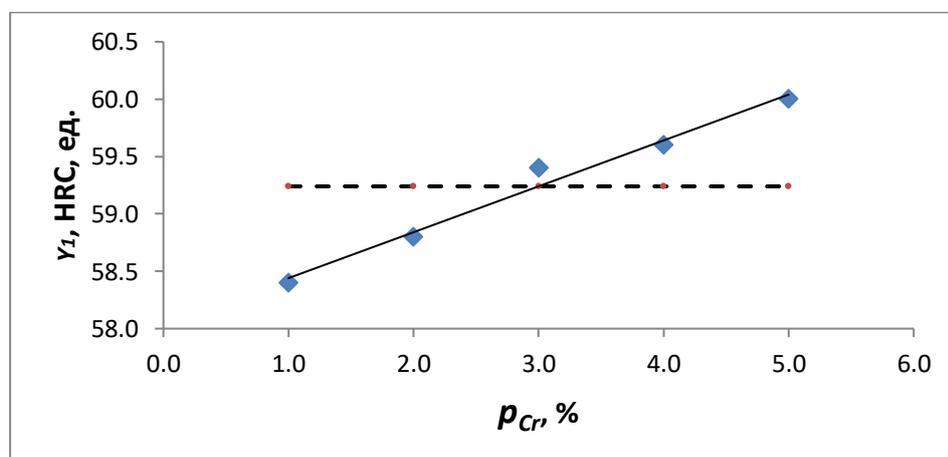
$$Y_n = \frac{(58,04 + 0,4 X_1)(55,44 + 99,95 X_2 - 519,6 X_2^2)}{59,25^2 - 1}, \quad (11)$$

$$Y_n = \frac{(3217,7376 + 5801,098X_2 - 30157,584X_2^2 + 22,176X_1 + 39,98X_1X_2 - 207,84X_1X_2^2)}{59,25}.$$

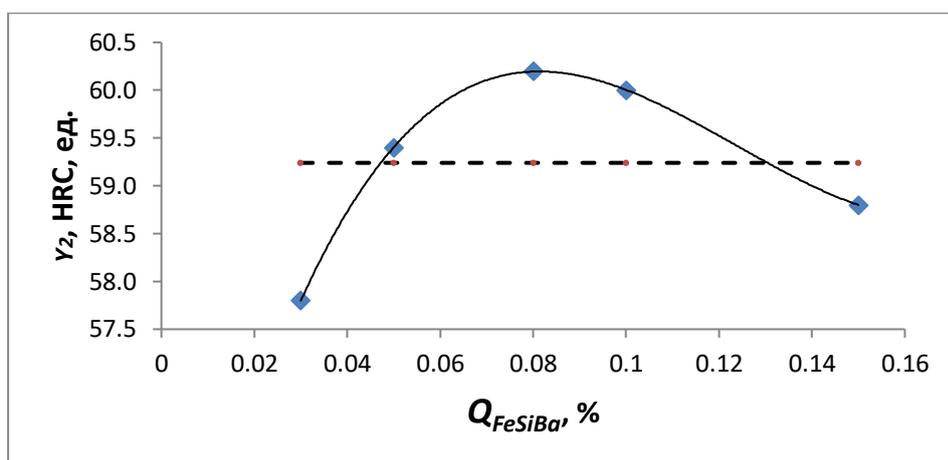
После некоторых преобразований полученное уравнение можно записать в виде:

$$HRC_{T(FeSiBa)} = 54,308 + 0,374p_{Cr} + 97,909Q_{FeSiBa} + 0,675p_{Cr}Q_{FeSiBa} - 508,989Q_{FeSiBa}^2 - 3,508p_{Cr}Q_{FeSiBa}^2. \quad (12)$$

На рисунке 2 показаны графики полученных частных зависимостей, построенные по данным таблицы 9.



а)



b)

Рисунок 2 – Частные зависимости твёрдости чугунных образцов (HRC): а) от содержания хрома,  $Y_1 = f(p_{Cr}, \%)$ , б) от расхода ФСБа,  $Y_2 = f(Q_{FeSiBa}, \%)$

### 3 Влияние борбариевого модификатора на твёрдость НХЧ

Принятые расходы модификатора – борбариевого ферросплава, производства ХМИ им. Ж. Абишева, г. Караганда (% от массы металла):

- 0,07 (Ba  $\approx$  0,001/B  $\approx$  0,003);
- 0,14 (Ba  $\approx$  0,003/B  $\approx$  0,006);
- 0,22 (Ba  $\approx$  0,004/B  $\approx$  0,010);
- 0,34 (Ba  $\approx$  0,007/B  $\approx$  0,015);
- 0,45 (Ba  $\approx$  0,009/B  $\approx$  0,020)

В скобках указано расчётное процентное содержание модифицирующих элементов бария и бора в чугуне после ввода ферродобавки.

В таблицах 11 и 12 представлены факторы эксперимента и план проведения опытов

Таблица 11 – Факторы эксперимента по модифицированию НХЧ борбариевым ферросплавом и их численные значения

Факторы		Уровни факторов				
		1	2	3	4	5
$X_1$	Содержание хрома, $p_{Cr}$ , мас.%	1,0	2,0	3,0	4,0	5,0
$X_2$	Расход борбариевого модификатора, $Q_{ББМ}$ мас.%	0,07	0,14	0,22	0,34	0,45
$X_3$	Вакантный фактор	1	2	3	4	5
$X_4$	Вакантный фактор	1	2	3	4	5
$X_5$	Вакантный фактор	1	2	3	4	5
$X_6$	Вакантный фактор	1	2	3	4	5

Таблица 12 – План эксперимента по модифицированию чугуна ББМ и результаты опытов (твёрдость по Роквеллу - HRC)

№ п/п	$p_{Cr}$ , мас. %	$Q_{ББМ}$ , мас. %	$X_3$	$X_4$	$X_5$	$X_6$	Результат эксперимента ( $Y_2$ ), твёрдость HRC, ед.
1	1	0,07	1	1	1	1	56
2	1	0,22	3	3	3	3	58
3	1	0,14	2	2	2	2	57
4	1	0,45	5	5	5	5	57
5	1	0,34	4	4	4	4	58
6	3	0,07	3	2	5	4	57
7	3	0,22	2	5	4	1	58
8	3	0,14	5	4	1	3	58
9	3	0,45	4	1	3	2	59
10	3	0,34	1	3	2	5	59
11	2	0,07	2	4	3	5	55
12	2	0,22	5	1	2	4	59
13	2	0,14	4	3	5	1	58
14	2	0,45	1	2	4	3	59
15	2	0,34	3	5	1	2	58
16	5	0,07	5	3	4	2	58
17	5	0,22	4	2	1	5	59
18	5	0,14	1	5	3	4	59
19	5	0,45	3	4	2	1	61
20	5	0,34	2	1	5	3	60
21	4	0,07	4	5	2	3	57
22	4	0,22	1	4	5	2	59
23	4	0,14	3	1	4	5	59
24	4	0,45	2	3	1	4	59
25	4	0,34	5	2	3	1	60

Частные зависимости, полученные в результате обработки данных:

1) от фактора  $X_1$  (содержание хрома в чугуне) уравнение вида

$$Y_1 = 56,66 + 0,54 X_1, \quad (13)$$

2) от фактора  $X_2$  (расход ББМ):

$$Y_2 = 55,46 + 21,12X_2 - 29,96X_2^2. \quad (14)$$

Правильность выборки экспериментальных точек также подтверждается совпадением средних значений (таблица 13).

Таблица 13 – Экспериментальные значения частных функций

Функция	Уровень					Среднее значение, $Y_{ср. з.}$
	1	2	3	4	5	
$Y_{1 з.}$	57,2	57,8	58,2	58,8	59,4	58,28
$Y_{2 з.}$	56,6	58,2	58,6	59,0	59,0	58,28

Корректный выбор частных зависимостей подтверждается близостью среднего значения расчётных значений функций  $Y_{1\text{ ср. т.}}=58,27$  и  $Y_{2\text{ ср. т.}}=58,29$  экспериментальному среднему значению  $Y_{\text{ср. э.}}=58,28$  (таблица 14).

Таблица 14 – Расчётные значения частных функций

Функция	Уровень					Среднее значение, $Y_{\text{ср.т.}}$
	1	2	3	4	5	
$Y_{1\text{ т.}} = 56,66 + 0,54X_1$	57,03	57,92	58,45	58,83	59,12	58,27
$Y_{2\text{ т.}} = 55,46 + 21,12X_2 - 29,96X_2^2$	56,93	57,83	58,41	58,96	59,31	58,29

Таблица 15 - Коэффициенты корреляции и его значимость для частных функций

Функция	R	$t_R$	Значимость функции
$Y_1$	0,9975	282,1329 > 2	функция значима
$Y_2$	0,9716	24,5364 > 2	функция значима

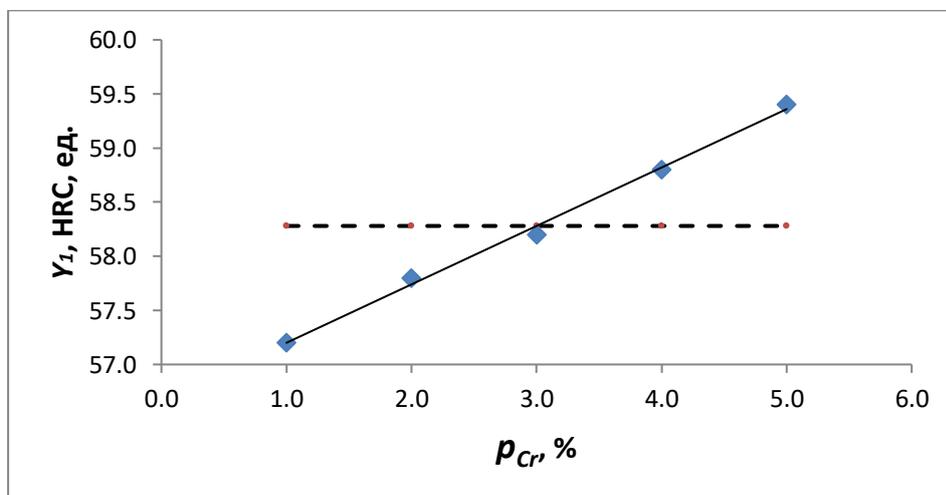
Обобщённое многофакторное уравнение имеет вид:

$$Y_n = \frac{(56,66 + 0,54 X_1)(55,46 + 21,12 X_2 - 29,96 X_2^2)}{58,28^{2-1}}, \quad (15)$$

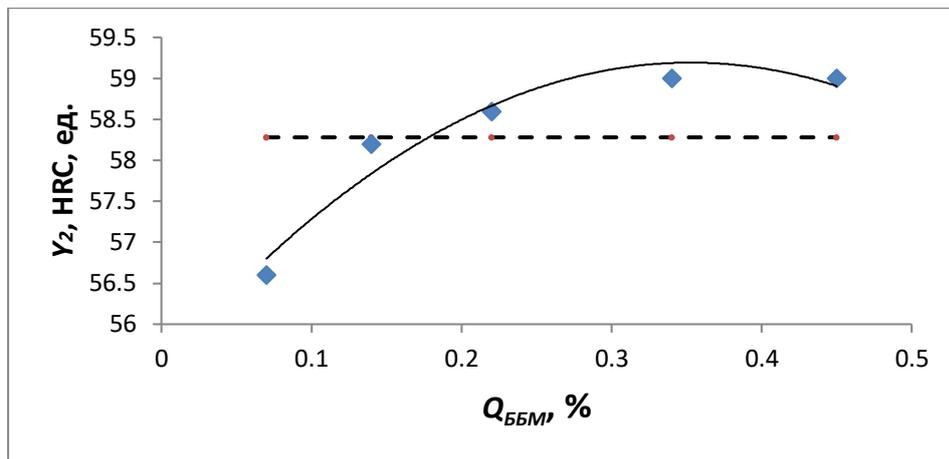
$$Y_n = \frac{(3142,3636 + 1196,6592X_2 - 1697,5336X_2^2 + 29,9484X_1 + 11,4048X_1X_2 - 16,1784X_1X_2^2)}{58,28}$$

$$\text{HRC}_{\text{т(ББМ)}} = 53,918 + 0,514p_{Cr} + 20,533Q_{\text{ББМ}} + 0,196p_{Cr}Q_{\text{ББМ}} - 29,127Q_{\text{ББМ}}^2 - 0,278p_{Cr}Q_{\text{ББМ}}^2. \quad (16)$$

Зависимость изменения твёрдости на поверхности чугунных образцов обработанных борбариевой добавкой от исследуемых факторов показана на рисунке 3.



а)



b)

Рисунок 3 – Частные зависимости твёрдости чугуновых образцов (HRC):  
 а) от содержания хрома,  $Y_1 = f(p_{Cr}, \%)$ , б) от расхода ББМ,  $Y_2 = f(Q_{ББМ}, \%)$ .

## Приложение Ж

Акт о внедрении результатов научно-исследовательской работы  
в учебный процесс

«УТВЕРЖДАЮ»

Исполнительный директор  
НАО «Карагандинский  
технический университет  
имени Абылкаса Сагинова»,  
д.т.н., профессор  
Исагулов А. З.

«22» сентября 2022 г.



### АКТ

о внедрении результатов научно-исследовательской работы  
в учебный процесс НАО «Карагандинский технический университет имени  
Абылкаса Сагинова»

Результаты научных исследований и основные теоретические положения, связанные с решением научной проблемы, решаемой в диссертационной работе докторанта кафедры «Нанотехнологии и металлургия» Аубакирова Дастана Рахметоллаевича на тему «Разработка и исследование технологии производства износостойких чугуновых отливок с использованием модификаторов», представленной на соискание степени доктора PhD по специальности 8D07203 - «Металлургия», внедрены в учебный процесс бакалавриата специальности 6B07204 «Металлургия» по дисциплинам «Физические и механические свойства металлов и сплавов», «Технология литейного производства»

Заведующий кафедрой  
«Нанотехнологии и металлургия»

В.Ю. Куликов

Докторант кафедры  
«Нанотехнологии и металлургия»

Д.Р. Аубакиров