

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

Нижнетагильский технологический институт

Кафедра металлургических технологий

ДОПУСТИТЬ К ЗАЩИТЕ ПЕРЕД ГЭК

Зав. кафедрой металлургических технологий

_____ О.И. Шевченко

« 16 » 01 2023г.

ВЫПУСКНАЯ КВАЛИФИКАЦИОННАЯ РАБОТА

**ПОВЫШЕНИЕ СЛУЖЕБНЫХ СВОЙСТВ И СОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ
ИСПЫТАНИЯ МЕЛЮЩИХ ШАРОВ 5 ГРУППЫ ТВЕРДОСТИ**

Пояснительная записка
22.04.02. 000 000 301 ПЗ

Руководитель
д-р техн. наук, доцент

_____ О.И. Шевченко

Консультант
канд. техн. наук, доцент

_____ К.Б. Пыхтеева

Нормоконтролер

_____ А.Ю. Лапина

Студент группы
ТВМ-302201-НТ

_____ И.Э. Лановенко

Нижний Тагил
2023

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

Институт Нижнетагильский технологический

Кафедра металлургических технологий

Направление 22.04.02 Металлургия

Образовательная программа Металлургия

УТВЕРЖДАЮ
Зав. кафедрой МТ О.И. Шевченко
(подпись) (Ф.И.О.)
« 14 » 06 2022 г.

ЗАДАНИЕ

на выполнение выпускной квалификационной работы

студента Лашовенко Ивана Эдуардовича группы ТВМ-302201-НТ
(фамилия, имя, отчество)

1 Тема ВКР Повышение служебных свойств и совершенствование испытаний менишковых шаров 5-й группы твердости

Утверждена приказом по институту от «14» июня 2022 г. № 38/05 (НТ)

2 Руководитель Шевченко О.И., д-р.техн.наук, доцент
(Ф.И.О., должность, ученое звание, ученая степень)



3 Исходные данные к работе ГОСТ 7524-2015, Способ производства менишковых шаров (варианты). Патент 2756673 С1

4 Содержание пояснительной записки (перечень подлежащих разработке вопросов)

Обзор литературных источников, материалы и технологии производства, компьютерное моделирование процесса термической обработки менишковых шаров, Методики испытаний менишковых шаров, Экономическое обоснование

5 Перечень демонстрационных материалов Шары менишковые диаметром 120 мм группы твердости 5, Распределение твердости по сечению шаров, Способ фиксации шаров при измерении твердости поверхности, Установка для проведения испытаний на давлении шаров, Компьютерная модель термической обработки шаров, Технико-экономические показатели

6 Консультанты по проекту (работе) с указанием относящихся к ним разделов проекта

Раздел	Консультант	Подпись, дата	
		задание выдал	задание принял
Исследовательский	О.И. Шевченко		
Экономический	К.Б. Пыхтеева		
Нормоконтроль	А.Ю. Лапина		

7 Календарный план

Наименование этапов выполнения работы	Срок выполнения этапов работы	Отметка о выполнении
Обзор литературы источников	14-18.12.2022	выполн
Материалы и технологии производства	19-23.12.2022	выполн
Комп. моделирование ТО шаров	24-28.12.2022	выполн
Методики испытаний мел. шаров	29.12.22-10.01.23	выполн
Экономическое обоснование	11-15.01.2023	выполн

Руководитель _____

(подпись)

Шевченко О.И.

Ф.И.О.

Задание принял к исполнению _____

(подпись)

Лапов

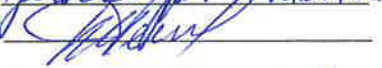
Лаповенко И.Э.

Ф.И.О.

8 Выпускная квалификационная работа закончена « 16 » января 2023 г.

Пояснительная записка и все материалы просмотрены

Оценка консультантов: * а)  б) _____

в)  г) _____

Считаю возможным допустить _____

Лаповенко И.Э.

к защите его выпускной квалификационной работы в экзаменационной комиссии.

Руководитель _____

9 Допустить _____

Лаповенко И.Э.

к защите выпускной квали-

фикационной работы в экзаменационной комиссии (протокол заседания кафедры № 1

от « 16 » 01 2023 г.)

Зав. кафедрой _____

(подпись)

Шевченко О.И.

Ф.И.О.

ПЕРЕЧЕНЬ ЛИСТОВ ГРАФИЧЕСКИХ ДОКУМЕНТОВ

№ п/п	Наименование документа	Обозначение документа	Формат
1	Шары мелющие диаметром 120 мм группы твердости 5	22.03.02. 000 001 301	A1
2	Распределение твердости по сечению шаров	22.03.02. 000 002 301	A1
3	Способ фиксации шаров при замере твердости поверхности	22.03.02. 000 003 301	A1
4	Установка для проведения испытаний падающим шаром	22.03.02. 000 004 301	A1
5	Компьютерная модель термической обработки шаров	22.03.02. 000 005 301	A1
6	Технико-экономические показатели	22.03.02. 000 006 301	A1

РЕФЕРАТ

В настоящей магистерской диссертационной работе «Повышение служебных свойств и совершенствование испытания мелющих шаров 5 группы твердости» разработаны химический состав стали, а также режимы термической обработки наиболее востребованных шаров диаметром 120 мм группы твердости 5 по ГОСТ 7524.

Объемная твердость шаров увеличена по диапазону с 43-47 HRC до 47-52 HRC, повышена ударная стойкость шаров, сокращен расход шаров на тонну готового класса в условиях эксплуатации.

Предлагаемые методики испытаний мелющих шаров позволяют более эффективно выявлять дефектные партии шаров, исключить искажение результатов, а также упростить их проведение.

Разработанная компьютерная модель процесса термической обработки шаров позволяет оценивать глубину закаленного слоя, фазовый состав и твердость мелющих шаров после термической обработки во всем диапазоне химического состава исходной заготовки рядовых и опытных марок стали.

Пояснительная записка включает в себя 43 таблицы, 34 рисунка, 80 использованных источников.

Приведенные расчеты показывают, что использование опытной технологии производства шаров диаметром 120 мм группы твердости 5 является экономически выгодным и целесообразным. Экономический эффект от внедрения технологии составил 10,52 млн. руб/год.

СОДЕРЖАНИЕ

ВВЕДЕНИЕ	7
1 Обзор литературных источников.....	10
1.1 Выбор легирующих и микролегирующих элементов с наиболее значимыми эффектами влияния	10
1.2 Влияние макро- и микроструктуры стали на качество мелющих шаров...	23
1.2.1 Макроструктура	23
1.2.2 Микроструктура.....	24
1.3 Технологии производства шаров повышенной твердости	31
1.4 Основные технические требования и характеристики шаров.....	40
2 Материалы и технология производства	43
2.1 Описание участка и технологии производства участка шаропрокатного стана рельсобалочного цеха.....	43
2.2 Текущая технология производства мелющих шаров диаметром 120 мм ..	48
2.3 Разработка и освоение мелющих шаров опытных партий	53
3 Компьютерное моделирование процесса термической обработки мелющих шаров	63
4 Методики испытаний мелющих шаров.....	76
4.1 Текущие методики испытаний мелющих шаров	76
4.1.1 Определение твердости поверхности	76
4.1.2 Определение объемной твердости	79
4.1.3 Определение ударной стойкости.....	81
4.2 Перспективные методики испытаний мелющих шаров	83
4.2.1 Способ испытания мелющих шаров на ударную стойкость	83
4.2.2 Способ фиксации мелющих шаров при определении твердости	90

4.2.3 Методика испытаний материалов на абразивный износ сухим песком и каучуковым кругом.....	92
4.2.4 Методика испытаний материалов на абразивный износ истиранием штифта.....	95
5 Экономическое обоснование.....	98
ЗАКЛЮЧЕНИЕ	106
БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК	108
ПРИЛОЖЕНИЕ А	118
ПРИЛОЖЕНИЕ Б.....	119
ПРИЛОЖЕНИЕ В	120

ВВЕДЕНИЕ

Актуальность темы исследования. Согласно приоритетным направлениям развития черной и цветной металлургии, из распоряжения Правительства РФ от 6 июня 2020 г. № 1512-р «Об утверждении Сводной стратегии развития обрабатывающей промышленности РФ до 2024 г. и на период до 2035 г.», в ближайшие годы в металлургической и горнорудной промышленности России планируется их значительный рост. При переработке руды одним из основных этапов является процесс измельчения в стержневых и шаровых мельницах. В связи с этим, расширяется объем производства мелющих шаров, которые используются как основной рабочий элемент для помола руды. Особенно востребованными в индустрии являются крупные шары диаметром 120 мм, которые, как правило, используются на первой стадии измельчения в мельницах полусамоизмельчения (МПСИ) и в более редких случаях могут использоваться в шаровых мельницах. Производительность таких мельниц во многом зависит от качества и эксплуатационных характеристик мелющих тел.

Наиболее производительным из всех методов получения шаров является прокатка. За последние годы запустили в эксплуатацию шаропрокатные станы: «Северсталь» (г. Череповец), «KSP Steel» (г. Павлодар), «УГМК» (г. Сухой Лог), АО «ЕВРАЗ НТМК» (г. Нижний Тагил), данные станы обладают уникальными особенностями, снабжены системой автоматики и отвечают современным требованиям по эксплуатационным характеристикам, технологичности, ресурсосбережению и экологическим параметрам [1–4].

Технологии получения шаров, применимые на данных станах, в основном направлены на выполнение требований к качеству национального стандарта [5], и не всегда являются оптимальными с точки зрения служебных свойств мелющих тел.

Поэтому перспективной целью на сегодняшний день является нахождение рациональных решений и разработка режимов термической обработки мелющих шаров из экспериментальных марок стали, а также совершенствование методов их испытаний.

Степень разработанности темы исследования. Целью магистерской диссертационной работы является: повышение служебных свойств и совершенствование испытания мелющих шаров 5 группы твердости.

На основе анализа произведена декомпозиция цели на основные задачи выпускной работы, которые необходимо решить для ее достижения:

- провести аналитический обзор литературы на тему совершенствования характеристик легированных сталей, основных факторов влияющих на качество мелющих шаров, опыта предприятий по освоению шаров повышенной твердости;

- провести анализ комплекса оборудования, текущей технологии производства мелющих шаров группы твердости 5, качества получаемых мелющих шаров. Оптимизировать химический состав стали используемой для производства наиболее востребованных шаров группы твердости 5, а также режимы термической обработки шаров;

- построить компьютерную модель, которая позволяла бы оценивать твердость и глубину закаленного слоя шара во всем диапазоне химического состава рядовых и опытных марок стали;

- рассмотреть текущий подход к испытаниям мелющих шаров, параметры оценки их качества, а также предложить методы их совершенствования. Предложить перспективные методы испытаний мелющих шаров.

Теоретическая и практическая значимость магистерской диссертации. Проведенные исследования явились научным обоснованием рекомендаций.

Предложен принципиально новый подход к разработке химического состава стали, режимов термической обработки, позволяющий оптимизировать производство, повысить качественные характеристики и служебные свойства мелющих шаров.

Предложена оптимизированная технология производства, которая характеризуется получением шаров диаметром 120 мм группы твердости 5 по ГОСТ 7524-2015 [5] с улучшенными качественными и служебными характеристиками.

Построена компьютерная модель процесса термической обработки мелющих шаров, которая позволяет оценивать твердость и глубину закаленного слоя шара, а также более предметно подходить к комплексу легирования и разработке опытных марок стали с заданными твердостью, фазовым составом и служебными свойствами.

Предложены наиболее перспективные методы испытаний мелющих шаров на ударную стойкость, абразивную стойкость. В том числе предложены специальные приспособления для упрощения операции замера твердости поверхности шаров.

Методология и методы исследования. Исследования существующей технологии производства мелющих шаров диаметром 120 мм группы твердости 5 выполнялись в рамках выполнения текущих заказов. Освоение опытной технологии производства осуществлялось в рамках проведения программы опытно-промышленных работ в условиях участка шаропрокатного стана рельсобалочного цеха АО «ЕВРАЗНТМК».

При построении компьютерной модели для расчета фазового состава и характеристик прочности мелющих шаров после термообработки, использовали программное обеспечение DEFORM и JMatPro.

Контроль физических величин режимов работы производился на метрологически-аттестованном оборудовании с использованием систем автоматики, измерительных инструментов и стационарных приборов (твердомера «ТР-150Р», ударного копра, металлографического микроскопа «Leica DM2700M» и т.д.).

Предложенные и разработанные в магистерской диссертационной работе методы и методики были апробированы условиях производства АО «ЕВРАЗНТМК».

По результатам магистерской диссертационной работы опубликовано 6 статей, получено 2 патента РФ на изобретения, в том числе еще 2 заявки на патенты находятся на рассмотрении в Федеральном институте промышленной собственности (ФИПС) с решением о выдаче патента.

1 Обзор литературных источников

1.1 Выбор легирующих и микролегирующих элементов с наиболее значимыми эффектами влияния

Эффективность применения той или иной легированной стали зависит от ряда технико-экономических факторов таких, как: получение новых эксплуатационных и технологических свойств металла, обеспечение необходимой надежности и долговечности изделия, снижение расходов на изготовление и эксплуатацию. При использовании легированной стали чаще всего имеет место одновременное действие нескольких технико-экономических факторов.

Выбор марки стали и системы легирования для конкретного изделия или конструкции будет рациональным, если сталь при минимальном легировании и минимальных расходах на ее изготовление обеспечивает требуемый уровень конструкционной прочности, а подорожание материала в результате легирования и изменение технологии производства не будет превышать экономический эффект, достигаемый посредством перечисленных технико-экономических факторов.

При таких условиях для разработки стали с повышенной объемной твердостью особое значение приобретает рациональный выбор легирующих элементов по их стоимости, дефицитности и эффективности влияния на свойства стали. Стоимость и дефицитность легирующих элементов в разных странах может быть различной. В настоящее время в нашей стране для легирования стали используются элементы, которые можно подразделить на относительно недефицитные: Si, Mn, Al, Cr, Ti, V, B и дефицитные: Nb, Mo, Cu, Ni, W, Co. Часть легирующих элементов образует неорганические растворы с железом – Ni, Co, Mn, Cr, V. Элементы Mo, W, Cu, Al – образуют органические соединения с широкой областью гомогенности, а микролегирующие элементы Ti, Nb образуют твердые растворы с ограниченной областью гомогенности. Это все элементы замещения. Твердые растворы внедрения образуют элементы

внедрения с малыми атомными радиусами: В, С, N, О, Н. Твердые растворы внедрения являются частными случаями фаз внедрения (карбиды, нитриды, окислы и др.).

Свойства аустенита при легировании описываются теориями упрочнения твердых растворов. Упрочнение, определяемое параметрами несоответствия по размерам, приведены на рисунке 1.1, на котором представлена зависимость изменения твердости ΔHV от параметра решетки Δa легирующих элементов замещения и внедрения. Однако, для элементов внедрения (С, N) и замещения (Mn, V, Co, Mo, W, Al, Cr, Ni, Si) эффективность упрочнения при одинаковых значениях Δa различна [6].

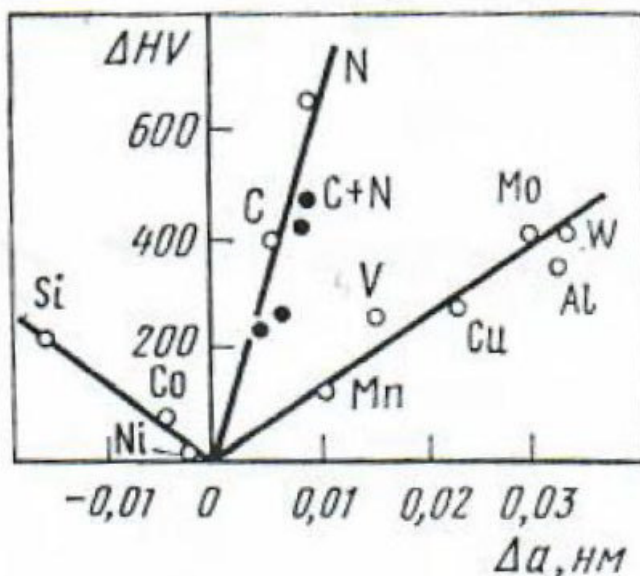


Рисунок 1.1 – Зависимость упрочнения аустенита (ΔHV) от изменения параметров решетки (Δa) при легировании хромоникелевого аустенита 1% различных элементов (К. Ирвин)
[6, с. 49]

Чтобы определиться с выбором легирующих элементов, необходимых в стали для обеспечения заданных свойств, провести металловедческий анализ их влияния на механические свойства и структуру мартенсита после закалки и отпуска.

Наибольший вклад в упрочнение аустенита вносят элементы внедрения, особенно азот. Легирующие элементы, находящиеся в растворе, изменяют силы связи или прочность связи между атомами металла и углерода.

Карбидообразующие элементы (Ti, Nb, V, W, Mo, Cr, Mn) будут увеличивать прочность связи углерода с атомами легирующих элементов в твердом растворе, «притягивая» к себе атомы углерода и понижая подвижность углерода в твердом растворе, то есть они уменьшают его термодинамическую активность. Не карбидообразующие элементы (Ni, Si, Co, Al), замещающие атомы железа в твердом растворе, будут наоборот «отталкивать» атомы углерода, повышая их активность. Карбиды железа являются наименее стойкими по сравнению с карбидами легирующих элементов. Основными карбидами железа является цементит Fe_3C . Цементит является основной структурой стали, образующейся при перлитном превращении, в процессе бейнитного распада и при отпуске мартенсита. Атомы железа в цементите могут замещаться атомами некоторых легирующих элементов. Так в цементите неограниченно растворим марганец $(\text{FeMn})_3\text{C}$. Растворимость хрома в цементите составляет 20 % $(\text{FeCr})_3\text{C}$. Растворимость Mo в цементите значительно меньше. Крупные атомы Mo способны лишь к неустойчивому замещению атомов железа. В этом случае неустойчивость цементита понижается. Микролегирующие элементы V, Nb, Ti, Zr практически нерастворимы в цементите [6].

Процесс аустенизации при нагреве легированной стали состоит в полиморфном $\alpha \rightarrow \gamma$ превращении, растворении в аустените цементита и специальных карбидов, нитридов, рекристаллизации зерен аустенита. Образование аустенита при нагреве может проходить по двум механизмам. При неупорядоченном механизме образования аустенита полиморфное $\alpha \rightarrow \gamma$ превращение сопровождается перекристаллизацией, то есть изменением величины и ориентировки вновь образовавшихся зерен γ -фазы по отношению к исходной α -фазе. При нагреве стали выше критических точек происходит полиморфное превращение аустенита. При этом зародыши аустенита образуются, как всегда, по сдвиговому механизму. Этот процесс совпадает с рекристаллизацией наклепанного при фазовом превращении аустенита. Поэтому при переходе через критическую точку образуется мелкое зерно

аустенита. Процессы фазового превращения и рекристаллизации при таком механизме совпадают. При исходной упорядоченной структуре (мартенсит, бейнит, феррит) может наблюдаться этот и другой механизм перекристаллизации. Легированные стали могут подвергаться дополнительной термообработке, имея крупнозернистую, упорядоченную структуру, полученную при охлаждении проката, отливок и т. п. Нагрев крупнозернистой упорядоченной структуры выше A_{c3} может вызвать образование зерен аустенита той же формы, размера и ориентации, что и исходное зерно стали. Такое явление называют структурной наследственностью. Наследственность проявляется в зависимости от легирования и скорости нагрева. Влияние легирования и температуры нагрева на структурную наследственность стали приведено в таблице 1.1 [6].

Таблица 1.1–Влияние легирования и температуры нагрева на структурную наследственность стали [6]

Стали	Быстрый нагрев	Умеренный нагрев	Медленный нагрев
Высоколегированные	+	+	+
Легированные	+	–	+
Низколегированные и углеродистые	– *	–	–
Примечание: + наследственность проявляется; – наследственность не проявляется; * возможна наследственность при скоростях охлаждения ≈ 1000 °C/с.			

Чем больше легирующих элементов в стали, тем шире температурный интервал нагрева, при котором проявляется структурная наследственность.

При промежуточных умеренных скоростях нагрева (100-150 °C/мин), когда успевает пройти полный распад мартенсита до начала $\alpha \rightarrow \gamma$ перехода, структурная наследственность стали не проявляется. При этом $\alpha \rightarrow \gamma$ переход совпадает с рекристаллизацией, и зерно сразу становится мелким.

Растворение карбонитридных фаз в аустените при термической обработке определяет свойства стали. Для всех элементов растворимость карбидов значительно больше, чем нитридов (особенно для Ti). Нитриды Ti практически нерастворимы в аустените при всех температурах. Трудно растворимы в аустените нитриды ниобия и алюминия. Повышение температуры растворения

карбидов в аустените с увеличением содержания углерода обусловлено повышением активности углерода в аустените вследствие роста его концентрации в аустените [6].

В подавляющем большинстве сталей необходимо получить как можно более мелкий размер зерна, чтобы повысить прочность материала, сопротивление хрупкому разрушению и улучшить другие свойства металла.

Карбидо- и нитридообразующие элементы (Cr, Mo, W, V, Nb, Ti, Zr) тормозят рост зерна аустенита при нагреве тем сильнее, чем более стойкую фазу образует элемент.

Максимальный размер зерна аустенита d зависит от размера частиц r и их количества f по формуле Зинера и Смита: $d = (4/3)(r/f)$. Считается, что на несвязанные в карбиды и нитриды, а находящиеся в твердом растворе – аустените углерод, азот и алюминий способствуют росту зерна аустенита. Также увеличивают склонность к росту зерна аустенита бор, марганец и кремний [6].

При закалке, нормализации и отжиге происходит распад переохлажденного аустенита. При этом возможны три типа превращений: перлитное, промежуточное и мартенситное. Легирующие элементы существенно влияют на кинетику и механизм этих превращений. Устойчивость аустенита характеризуется C – образными кривыми начала и конца превращения. Не карбидообразующие элементы (Ni, Al, Si, Cu) не меняют принципиально вид C – образной кривой, но смещают ее по температуре, повышают устойчивость аустенита, то есть увеличивают инкубационный период распада. Исключение составляет кобальт, который уменьшает время до начала распада. Карбидообразующие элементы (Cr, Mo, W, V) существенно изменяют вид диаграммы и кинетику превращения, обуславливая четкое распределение перлитного и бейнитного превращения с появлением области повышенной устойчивости между ними. Легирующие элементы по-разному влияют на превращения. С увеличением легирования превращение смещается в область мартенситного превращения. Влияние легирующих элементов не

аддитивно, то есть при наличии в аустените нескольких элементов их действие не суммируется, а может существенно изменяться. Так наиболее сильный эффект повышения устойчивости аустенита наблюдается у таких композиций легирования, как Cr-Ni, Cr-Ni-Mo, Cr-Mn, Cr-Mn-V и др. Причем соотношение легирующих элементов должно быть примерно Ni: Cr \approx 2,3; Mn: Cr \approx 1,5:2. Легирующие элементы оказывают сильное влияние на температуру начал мартенситного превращения Мн.

Элементы, понижающие температуру мартенситного превращения (С, Mn, Cr, Ni, Mo и другие) будут увеличивать количество остаточного аустенита после закалки, а Si и Со наоборот уменьшать его. Влияние легирующих элементов до предела их содержания в большинстве низколегированных и легированных сталей на температуру начал мартенситного превращения Мн может быть просуммировано. Хорошее совпадение дает формула А.А. Попова [6]:

$$M_n = 520 - 320 \cdot (\%C) - 45 \cdot (\%Mn) - 30 \cdot (\%Cr) - 20 \cdot (\%Ni + \%Mo) - 5 \cdot (\%Si + \%Cu) \quad (1.1)$$

Мартенситное превращение в легированных сталях развивается при низких температурах и больших степенях переохлаждения относительно равновесной температуры начала $\gamma \rightarrow \alpha$ перехода. При температурах мартенситного превращения диффузионные процессы перемещения как металлических атомов железа и легирующих элементов, так и атомов углерода и азота полностью подавлены, поэтому по своему механизму мартенситное превращение в сталях и сплавах является бездиффузионным. Содержание углерода и легирующих элементов в мартенсите такое же, как и в исходном аустените. В отличие от диффузионного перлитного превращения мартенситное превращение в изотермических условиях никогда не идет до конца. Механизм мартенситного превращения заключается в закономерной скачкообразной перестройке гранецентрированной решетки аустенита в объемноцентрированную решетку мартенсита. Структура кристаллов мартенсита зависит от температуры мартенситного превращения, то есть

положения точки Мн. При низких температурах мартенситного превращения (высокоуглеродистые стали, сплавы с большим содержанием легирующих элементов) образуется пластинчатый мартенсит, имеющий форму пластин или линз. Пластинчатые кристаллы мартенсита имеют двойникованное строение. Полностью двойникованное строение (в средней части линзы область параллельных двойниковых прослоек) пластинчатые кристаллы мартенсита имеют только при очень низких температурах образования. Плотность дислокаций кристаллов невелика и составляет 10^9 - 10^{10} см⁻². Первичные кристаллы пластинчатого мартенсита растут в пределах исходного аустенитного зерна и, следовательно, длина их определяется размером аустенитного зерна. В большинстве легированных и углеродистых сталей при содержании углерода менее 0,6 % С образуется пакетный или реечный мартенсит. Пакетный (реечный) мартенсит состоит из тонких параллельных мартенситных пластин, образующих пакет, имеющий приблизительно одинаковые линейные размеры по всем направлениям. Толщина пластин в пакете никелевых сталей колеблется от 0,25 до 2,25 мкм. Соотношение размеров пластин 1:7:30. Пластины в пакете разделяются малоугловыми границами. Плотность дислокаций в пластине пакетного мартенсита весьма высока (10^{11} - 10^{12} см⁻²). Пакетный мартенсит может быть частично двойникован, однако в меньшей степени, чем пластинчатый. Двойники образуются при более низких температурах превращения [7].

При отпуске закаленной стали протекают процессы распада мартенсита, образование цементита и специальных карбидов, возврат и рекристаллизация матрицы. По границам реек, как малоугловым, так и большеугловым находится остаточный аустенит в виде тонких прослоек толщиной 2,0-3,0 нм. Объемная доля остаточного аустенита составляет приблизительно 3 % от всего объема. С повышением содержания углерода доля пластинчатого мартенсита увеличивается и при содержании С \approx 0,4 % составляет 14 % (рисунок 1.2) [7].

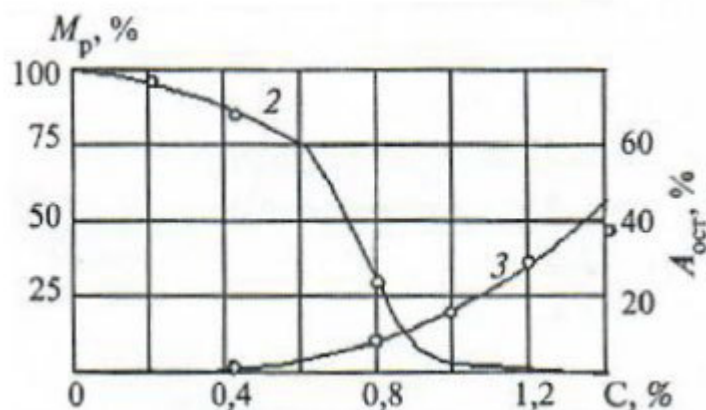


Рисунок 1.2 – Влияние содержания углерода на относительную долю реечного и двойникового мартенсита в углеродистых сталях: M_p – относительный объем, % (2); $A_{ост}$ – относительный объем, % (3) [7, с. 235]

Легирующие элементы слабо влияют на кинетику распада мартенсита до температур отпуска 150-200 °С и существенно изменяют ее при более высоких температурах. Карбидообразующие элементы (Cr, Mo, W, V, Nb) сильно замедляют распад аустенита в результате выделения из него углерода. Если в углеродистой стали практически весь углерод выделяется из мартенсита при 250-300 °С, то в сталях с карбидообразующими элементами этот процесс сдвигается в сторону более высоких температур (400-500 °С). Значение температуры интенсивного выделения из мартенсита в хромистых сталях составляет 400-500°С, для ванадиевых и молибденовых – 500-550 °С, для ниобиевых и вольфрамовых – 550-600 °С. Некарбидообразующие элементы (Ni, Cu) и слабый карбидообразующий элемент марганец практически не задерживают выделение углерода из мартенсита. Исключение из некарбидообразующих элементов составляет кремний, который заметно задерживает распад аустенита. С повышением температуры отпуска зародившиеся карбиды начинают коагулировать. В углеродистой стали коагуляция цементита начинается при температуре отпуска 350-400 °С, а в сталях, легированных карбидообразующими элементами коагуляция начинается при отпуске при температуре 450-600 °С. Явление дисперсионного упрочнения при отпуске протекает в сталях, легированных сильными

карбидообразующими элементами: хромом, молибденом, вольфрамом, ванадием, ниобием и титаном, а также в сталях, в которых упрочняющими фазами являются нитриды. В сталях при содержании углерода 0,10-0,15 % C упрочнение появляется при 0,10-0,20 % V или 0,08-0,12 % Nb, или 2,5-3,0 % Cr.

При отпуске при определенных температурах наблюдается повышение температуры вязко-хрупкого перехода и снижение ударной вязкости. Отпускная хрупкость I рода или необратимая отпускная хрупкость проявляется при отпуске около 300 °C, а отпускная хрупкость II рода, обратимая, обнаруживается после температуры отпуска выше 500 °C [7]. Разработаны практические методы борьбы с обратимой отпускной хрупкостью:

- легирование стали молибденом (0,2-0,4 %) или вольфрамом (0,6-1,2 %);
- ускоренное охлаждение после высокого отпуска;
- снижение содержания вредных примесей.

Применение вместо обычной закалки высокотемпературной обработки (ВТМО) позволяет подавить склонность стали, как к обратимой, так и к необратимой отпускной хрупкости. Для создания высокопрочных материалов применяют легированные стали, подвергаемые закалке с отпуском. В зависимости от требуемого уровня свойств выбирают температуру отпуска.

Низкий отпуск проводится при температурах 200-250 °C и обеспечивает высокие прочностные свойства, пониженные значения пластичности и вязкости. Легирующие элементы, влияя на процессы, происходящие при закалке и отпуске, существенно влияют на механические свойства стали.

Легирующие элементы определяют размер зерна аустенита, его устойчивость при переохлаждении, структуру мартенсита, свойства феррита и карбидной фазы и другие факторы. Легирующие элементы могут влиять на несколько факторов, определяя механические свойства. В первую очередь легирующие элементы должны обеспечивать необходимую прокаливаемость и требуемые механические свойства после отпуска. Все легирующие элементы, кроме кобальта, повышают прокаливаемость стали. Наилучшая

прокаливаемость стали достигается при комплексном легировании стали при следующих легирующих комбинациях (М. Блантер) (таблица 1.2) [7].

Таблица 1.2 – Легирующие комбинации (М. Блантер)

Основа стали 0,4 % С, 1 % Cr						
Mn	Содержание, %	0,22	0,65	1,02	1,57	
	V _{кр} , °C/с	122	95	52	36	
Основа стали 0,4 % С, 0,2 % Mo						
Ni	Содержание, %	0,54	1,04	3,01	3,99	
	V _{кр} , °C/с	190	120	78	46	
Основа стали 0,4 % С, 3,5 % Ni						
Mo	Содержание, %	0,2	0,5	0,75		
	V _{кр} , °C/с	60	11	4,2		
Основа стали 3,5 % Ni, 0,2 % Mo						
C	Содержание, %	0,09	0,22	0,33	0,40	0,51
	V _{кр} , °C/с	122	95	78	60	32

Сильные карбидообразующие элементы V, Nb, Ti могут оказывать двойное влияние на прокаливаемость. Она увеличивается, если они растворены в аустените и уменьшается, если связаны в карбиды или карбонитриды.

Особо сильное влияние на увеличение прокаливаемости легированных сталей с содержанием 0,2-0,4 % С оказывает около 0,003 % В. По эффективности влияния на прокаливаемость 0,003 % В могут быть эквиваленты примерно 1,0 % Ni, 0,5 % Mn или 0,2 % Mo. При содержании более 0,003 % В прокаливаемость не увеличивается, наступает сильная горячеломкость стали. При содержании менее 0,001 % В его влияние на прокаливаемость незаметно. Высокая химическая активностью бора при микролегировании требует хорошего раскисления стали, предотвращающего образование его оксидов и нитридов.

Поэтому рационально вводить в сталь в составе комплексных ферросплавов совместно с химически активными элементами (Al, Ti, Zr) при низком содержании в них бора.

Углерод является элементом, наиболее сильно упрочняющим мартенсит. Однако он сильно повышает хрупкость стали, поэтому содержание углерода в стали, обрабатываемой путем закалки на мартенсит и последующего низкотемпературного отпуска, должно быть невысоким [8]. Обычно

содержание углерода в высокопрочной низкоотпущенной стали составляет 0,3-0,4 %. При легировании высокопрочной стали не целесообразно слишком снижать температуру Мн, так как при понижении точки Мн растут закалочные напряжения и возможно появление закалочных трещин. Таким образом легирование высокопрочных низкоотпущенных сталей должно быть достаточным, но не чрезмерным. Чрезмерное легирование не вызывает заметного упрочнения стали с мартенситной структурой, но способствует снижению температуры Мн (что нежелательно) и увеличивает склонность стали к образованию закалочных трещин. Одним из принципов легирования высокопрочных низкоотпущенных сталей является требование максимального отношения замедления отпуска к понижению температуры Мн, приходящееся на 1 % легирующего элемента (таблица 1.3).

При легировании высокопрочных сталей карбидообразующими элементами рекомендуется использовать легирующие элементы, карбиды которых легче растворяются при нагреве под закалку, так как оставшиеся нерастворенные карбиды значительно снижают хрупкую прочность низкоотпущенной стали. Излишне высокие температуры аустенитизации нежелательны, так как укрупняется действительное зерно аустенита и снижается ударная вязкость.

Таблица 1.3 – Понижение температуры Мн на 1 % легирующего элемента

Показатели	C	Mn	Si	Cr	Ni	W	Mo	V	Co
Отпускоустойчивость (снижение НВ при отпуске на 1 % элемента)	-40	8	20	0	8	10	17	30	88
Понижение температуры Мн, °С (на 1 % элемента)	474	33	11	17	17	11	21	30	11
Отношение отпускоустойчивости к понижению температуры Мн	-0,08	0,24	1,8	0	0,48	0,9	0,8	1,0	8

Легирование хромом в количестве 1,2-2,5 % повышает прокаливаемость стали, кроме того, являясь сильным карбидообразующим элементом, незначительно снижает температуру мартенситного превращения. Молибден,

если он находится в твердом растворе, способен блокировать границы зерен, не допуская на них скопления примесных элементов, повышая тем самым температуру начала мартенситного превращения на 30-50 °С на 1 % Мо. Молибден используется также для подавления отпускной хрупкости. Его вводят в сталь в количестве 0,5-1,0 %. При использовании в низколегированных сталях регламентированного содержания карбидообразующих элементов (хрома, молибдена, ванадия) на верхнем уровне для обеспечения максимальной дисперсности карбидов в структуре, закаленной стали необходимая температура аустенитизации составляет 930-980 °С и время выдержки 45-60 минут. Ванадий и хром почти не вызывают никакого твердорастворного упрочнения и при их введении в сталь образуют дисперсные карбиды. В сталь с содержанием углерода 0,4 % обычно вводят до 0,2 % V и 0,05 % Nb, что повышает температуру, при которой не происходит огрубление зерна до 1050 °С [7].

Никель с высоким коэффициентом несоответствия является эффективным упрочняющим элементом. Никель повышает склонность к релаксации напряжений и снижает чувствительность к хрупкому разрушению.

Марганец является потенциальным упрочняющим элементом, однако он образует напряженные связи с углеродом, которые разрушаются при прохождении дислокаций, что приводит к их локализации. Поэтому марганец желательно использовать в количествах достаточных для связывания серы.

Кремний более сильный упрочнитель, чем никель. В закаливаемых низкоотпущенных сталях его содержание составляет 1,2-1,5 %. Применение сталей с повышенным содержанием кремния до 0,8-1,8 % повышает отпускную стойкость высокопрочной низкоотпущенной стали при 200-250 °С и показатели ударной вязкости и вязкости разрушения [7].

Кроме того, на качество стали и ее механические свойства такие, как трещиностойкость, влияет количество неметаллических включений и вредных примесей таких, как S и P. Сульфид железа образует с железом эвтектику с низкой температурой плавления, которая располагается по границам зерен. При

технологическом нагреве до температуры обработки металла давлением она оплавляется, а при деформировании становится причиной надрывов и трещин. Это явление называется красноломкостью, так как сталь при температуре 900-1000 °С становится ярко-красного цвета.

Фосфор способен в значительных количествах растворяться в феррите, что приводит к искажению кристаллической решетки. Одновременно с этим происходит увеличение временного сопротивления и предела текучести, уменьшение пластичности и вязкости. Увеличение содержания фосфора становится причиной повышения порога хладноломкости и уменьшения работы развития трещины. Фосфор в значительной мере подвержен ликвации, что приводит к резкому снижению вязкости стали [7]. А другие неметаллические включения являются концентраторами напряжений, что снижает стойкость изделий к ударам. Оптимальными значениями для получения высококачественной стали является содержание S и P не более 0,005 %.

Эффективными способами снижения количества неметаллических включений в стали является применение вакуумирования стали и добавление легирующих и раскисляющих элементов. В расплав стали вводятся силикокальций и ЖКМК (железо-кремний-магний- кальций), что значительно снижает влияние неметаллических включений на механические свойства стали.

При разработке опытного химического состава стали, рекомендуется использование комплекса легирования Mn-Si-Cr-Ni-V-Mo. Это позволит значительно повысить устойчивость аустенита и прокаливаемость стали. Карбидообразующие Cr, V, Mo должны обеспечить наследственно мелкозернистую структуры стали и сдержать рост зерна при ее нагреве под прокатку. Ni с одновременным упрочнением стали снизит ее чувствительность к хрупкому разрушению. Также необходимо минимизировать содержание в стали S и P.

1.2 Влияние макро- и микроструктуры стали на качество мелющих шаров

1.2.1 Макроструктура

Износо- и ударостойкость мелющих шаров определяется не только твердость поверхностного слоя, но и качеством их макро- и микроструктуры. Внутренние дефекты в виде несплошностей являются концентраторами напряжений и причиной раскола шаров в процессе эксплуатации [9-11]. Расколу шаров также может способствовать неоптимальная закалочная микроструктура, обуславливающая значительную неравномерность распределения твердости по объему шара [12-14].

Известны исследования макроструктуры шаров диаметром 60 мм 4 группы твердости из стали 65Г характеризуется наличием зон: корковой глубиной 0-0,6 мм, столбчатых кристаллов 15-17 мм и в остальных сечениях – кристаллы равноосные, разориентированные (ячеистые) (рисунок 1.3) [15].

В осевой зоне, преимущественно наличие перлитной составляющей в исходной структуре, в дендритной наблюдается светлое ликвационное пятно со шлаковыми включениями и трещинами, являющееся результатом подсадочной ликвации.

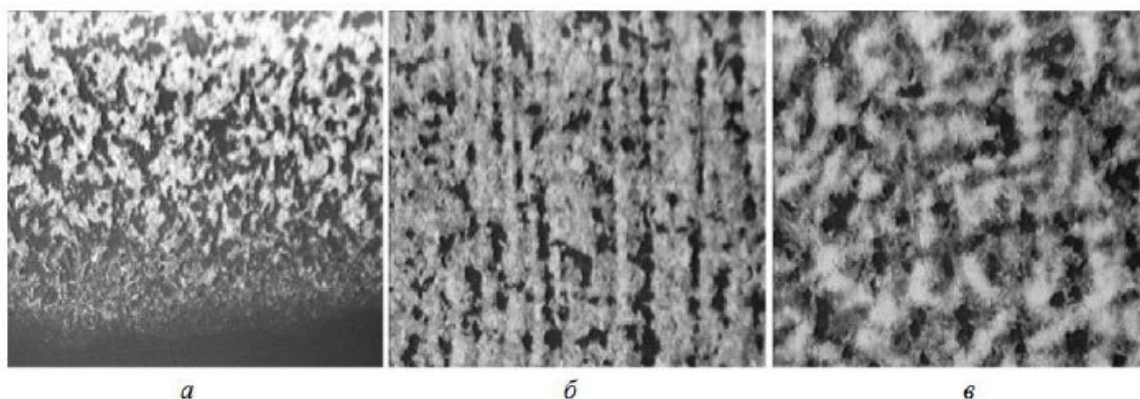


Рисунок 1.3 – Макроструктура стали 65Г по сечению: а – поверхность; б – $\frac{1}{2} R$; в – центр, $\times 50$ [15]

Такая неоднородность структуры в осевой зоне заготовки при последующих нагревах может способствовать возникновению трещин и разрушению готовых изделий в условиях ударно-абразивного воздействия [15].

Исследования показали о значительно более низкой ударной стойкости шаров с дефектами макроструктуры. Наиболее опасными с точки зрения ударных разрушений, являются внутренние дефекты и несплошности: разрывы, флокены; остатки усадочной раковины, имеющие большую продолжительность; ликвации; трещины и раковины [15, 16]. А такие дефекты как: точечная ликвация, подусадочная ликвация и ликвационный квадрат не вызывают хрупкого разрушения шаров, обработанных на умеренную твердость.

Таким образом оптимальное качество макроструктуры шаров характеризуется структурой, обуславливающей меньшую неравномерность распределения твердости по объему шара, а также отсутствием значительных внутренних дефектов и несплошностей. Недопустимы разрывы, флокены, остатки усадочной раковины, трещины и раковины.

1.2.2 Микроструктура

Закономерности изнашивания железоуглеродистых сплавов определяются их гетерогенным строением, сочетанием разнородных фаз и структурных составляющих, резко отличающихся по способности к пластической деформации и характеру разрушения [17]. Свойства сплавов с такой структурой зависят не только от количественного соотношения и свойств составляющих, но и их взаимного расположения, формы и размеров включений и т.д. Для успешной эксплуатации деталей, работающих в условиях трения и износа, необходимо обеспечить первичную структуру, мало или почти не изменяющуюся в процессе работы, либо дополнительное упрочнение поверхностных слоев за счет пластической деформации микрообъемов металла и изменений в направлении формирования прочных и пластичных вторичных структур, обеспечивающих сопротивление изнашиванию.

Степень сопротивления воздействию абразивных частиц зависит от многих факторов, таких, как тип карбида, его размеров и количества, способности деформироваться или хрупко разрушаться под воздействием нагрузки. Карбиды препятствуют пластической деформации матрицы и способствуют образованию трещин и расслоений в случае отделения от матрицы. Крупные карбиды при контакте с абразивными частицами могут откалываться и выкрашиваться, способствуя образованию микротрещин, что резко увеличивает износ. Высокая абразивная износостойкость железоуглеродистых сплавов обеспечивается в случае, если имеется большое количество первичных карбидов, равномерно распределенных в металлической матрице. Размеры участков основы между карбидами должны быть минимальными, чтобы обеспечить снижение избирательного износа матрицы абразивом. Укрупнение размера карбидов приводит к растрескиванию, причем округлые в поперечном сечении карбиды менее склонны к растрескиванию, чем прямоугольные. Критический размер карбидов связывают с локализацией напряжений в объеме карбида при взаимодействии с абразивом, что приводит к образованию трещин в карбиде с последующим выкрашиванием и быстрым износом поверхности детали. Мелкие карбиды в состоянии перераспределять напряжения, передавая часть их в окружающую металлическую основу, тем самым, предотвращая хрупкое разрушение при ударе абразивными частицами [17].

Наличие в структуре железоуглеродистых сплавов значительного количества твердых карбидов является необходимым, но не достаточным условием их высокой износостойкости. Существенное значение имеет тип матрицы, которая должна быть достаточно прочной, чтобы хорошо противостоять истиранию, и достаточно вязкой, чтобы прочно удерживать карбиды в условиях нагружения, обеспечивать минимальные деформации, чтобы не допустить растрескивание и выкрашивание карбидов. Оптимальная структура матрицы зависит от удельного давления. При низких удельных давлениях для получения максимальной износостойкости следует стремиться к

получению сплавов с мартенситной матрицей, твердость которой приближается к твердости карбидов. Влияние микроструктурных особенностей сплавов на износостойкость существенно при низких нагрузках и меньших размерах абразивных частиц.

В интервале твердости абразива от 200 до 300 HV или 2,0-3,0 ГПа износостойкость в зависимости от структуры изменяется в следующем направлении: аустенит > перлит > бейнит > мартенсит, что может быть связано с сопротивлением матрицы к пластической деформации. При твердости > 400 HV или > 4,06 ГПа бейнитная и мартенситная микроструктуры имеют большую износостойкость, причем износостойкость сплава увеличивается с повышением твердости и нестабильности остаточного аустенита. С уменьшением содержания карбидов износ сплавов с нестабильным аустенитом в матрице меньше. Сплавы с мартенситной матрицей лучше удерживают хрупкие карбиды, они имеют преимущество при большом содержании карбидов. При малом содержании карбидов промежутки между ними большие, что ведет к более интенсивному царапанию матрицы абразивными частицами и превращению нестабильного аустенита в мартенсит. В случае твердого абразива карбиды и матрица режутся абразивными частицами, однако вследствие пластической деформации имеющийся аустенит упрочняется, износостойкость возрастает. Влияние на износостойкость содержания карбидов понижается с увеличением твердости абразива. При этом происходит переход от более мягких форм изнашивания (выдавливания и резания) к более жестким (растрескивание, отслаивание, выкрашивание, откалывание и т. п.). Когда твердость абразива соизмерима с твердостью сплава, размер карбидов не оказывает заметного влияния на износ, в этом случае среднее значение свободного промежутка между карбидами является более важным фактором, чем размер карбидов, пока карбиды не перерезаются частицами абразива и не выкрашиваются.

Для большинства случаев абразивного износа максимальной износостойкостью обладают сплавы со структурой мартенсита и небольшим

количеством (до 5 %) остаточного аустенита. С увеличением содержания аустенита отношение доли резания к выдавливанию уменьшается и соответственно повышается износостойкость. Высокая износостойкость аустенита обеспечивается протеканием фазового превращения в поверхностном слое металла с одновременным образованием микрообъемов с высокой плотностью дислокаций. В общем случае на уровень и интенсивность абразивного износа оказывают влияние соотношение твердостей изнашиваемого материала и абразива, способность материала к упрочнению, его модуль упругости и вязкость разрушения, состав и строение основы материала, концентрация, размер, форма абразивных частиц, скорость их перемещения.

Основу процесса ударно-абразивного изнашивания составляет внедрение в металл частиц абразива, которое сопровождается сдвиговой деформацией в микрообъемах с последующим разрушением в результате развития деформационных процессов или хрупким выкрашиванием частиц износа. Так, например, для чугунов и сталей при высокой твердости и низких пластических свойствах ударно-абразивный износ происходит в результате хрупкого выкрашивания отдельных микрообъемов поверхности соударения. При наличии большого количества остаточного аустенита износ происходит в результате многократной пластической деформации, ведущей к упрочнению поверхностного слоя, перенаклепу и усталостному разрушению. Глубина упрочненного слоя у сплавов аустенитного класса на порядок выше, чем перлитного или мартенситного. Импульсное ударное воздействие в результате развития процессов мартенситного превращения, а также изменения тонкой структуры мартенсита и аустенита за счет развития релаксационных процессов вызывает снижение уровня напряжений, что позволяет затормозить процессы разрушения. Пластическая деформация аустенита ускоряет его распад, при этом в процессе трения изменяется количественное соотношение структурных составляющих и их тонкая структура, что приводит к повышению свойств металла в поверхностном слое. Критическое давление ударной волны,

вызывающее образование мартенсита из аустенита, зависит от стабильности аустенита. Высокая износостойкость в сплавах со структурой нестабильного аустенита объясняется тем, что часть энергии внешнего воздействия расходуется не на разрушение поверхности, а на обеспечение фазового превращения в изнашиваемом слое. По мере изнашивания поверхностного слоя происходят фазовые превращения, обеспечивающие в последующих слоях постоянство свойств металла. Количество мартенсита закалки и мартенсита деформации зависит от химического состава сплава и энергии удара при контактном взаимодействии. Образование большого количества мартенсита деформации не гарантирует получение максимальной износостойкости, так как возможно ее понижение в результате повышения склонности металла к хрупкому разрушению, при этом важны полнота мартенситного превращения и растянутость его во времени. В процессе ударно-абразивного износа важную роль играет не только деформационный эффект, связанный с пластической деформацией и разрушением поверхностного слоя металла, но и тепловой эффект ударного воздействия. В момент удара часть энергии в зоне фрикционного контакта расходуется на изменение структуры материалов, образование дефектов в кристаллической решетке, микротрещин, частиц износа и т. д. В момент удара происходит сжатие соударяющихся тел, работа упругой и пластической деформации зависит от характера контактирующих материалов. Дальнейший процесс характеризуется диссипацией подводимой механической энергии, происходит упругое восстановление деформированных объемов, контактная температура резко падает. Цикл нагрев-охлаждение в очаге деформации длится десятые доли секунды, образующаяся тепловая энергия распределяется в определенном соотношении между контактирующими телами и окружающей средой. Глубина проникновения температурных возмущений в очаге деформации зависит от параметров ударно-абразивного воздействия.

Величина энергии удара является ведущим внешним фактором, определяющим интенсивность процесса. При повышении энергии удара интенсифицируются процессы, приводящие к хрупкому разрушению и

выкрашиванию частиц материала. Превалирующее значение для обеспечения износостойкости приобретают вязкость и пластичность матрицы. При ударно-абразивном изнашивании со значительными ударными нагрузками, испытываемыми одним и тем же объемом изнашиваемого металла, наилучшие результаты обеспечиваются при микроструктуре, состоящей из твердых карбидов в мартенситной или аустенитной матрице [18].

На стойкость к раскалыванию стали также влияет наличие и размеры карбидов (CrC, MoC) в микроструктуре стали. Так попадая в поверхностный рабочий слой, они становятся концентраторами напряжений, вызывая преждевременное усталостное разрушение. Карбидная неоднородность недопустима. Поэтому для обеспечения необходимой твердости, износостойкости и трещиностойкости стали необходимо, чтобы карбиды при нагреве перед закалкой растворялись.

На данный момент известны исследования микроструктуры мелющих шаров диаметром 50-60 мм 4 группы твердости, которые показали трехзонную структуру. Наблюдается поверхностный закаленный слой глубиной от 1,9 до 7,4 мм, переходная зона толщиной от 1,0 до 1,7 мм и центральная зона, занимающая весь оставшийся объем шара. При этом в рамках трехзонной структуры можно выделить несколько вариантов строения металла. Так, для 42 % исследованных шаров микроструктура поверхностных слоев представляет собой мартенсит (рисунок 1.4, а), в переходной зоне наблюдается структура мартенсит + троостит (рисунок 1.4, б), а в центральной зоне – исходная ферритно-перлитная структура. Микроструктура 37 % исследованных шаров аналогична предыдущему варианту за исключением центральной зоны, где имеет место микроструктура мартенсит (незначительное количество) + троостит + феррит (рисунок 1.4, г) [16].

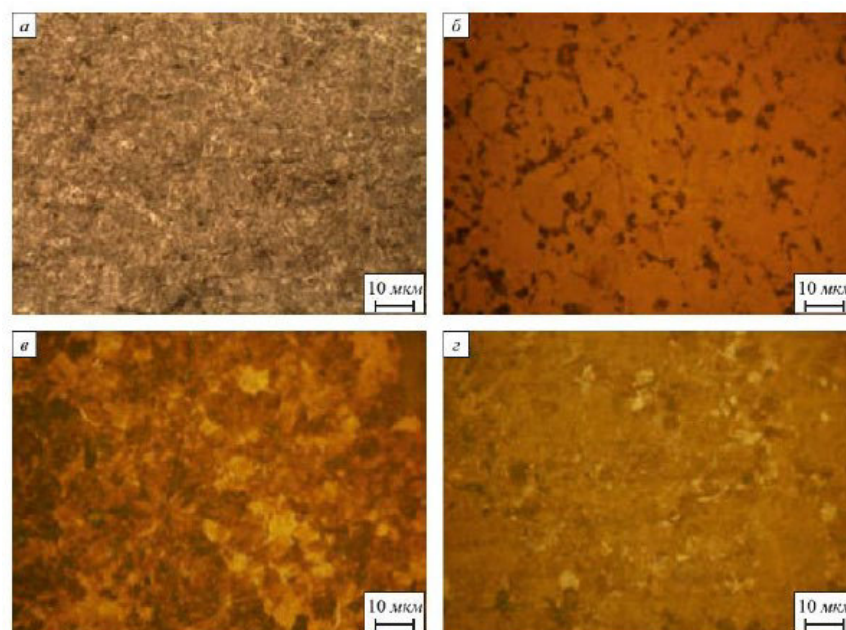


Рисунок 1.4 – Микроструктура шаров после закалки: а – поверхностный слой;
б – переходной слой; в и г – центральная зона [16]

Третий вариант микроструктуры, встречающийся в исследуемых шарах, наличие структуры мартенсит + троостит во всем объеме шара с постепенным снижением количества мартенсита по мере продвижения к центральной зоне (рисунок 1.5) [16].



Рисунок 1.5– Микроструктура шаров после закалки: а – поверхностный слой;
б – переходной слой; в и г – центральная зона [16]

С увеличением твердости шаров мелющих тел к числу основных факторов добавляется уровень и распределение остаточных напряжений в объеме изделий, при этом высокое качество макроструктуры не гарантирует стабильности работы мелющих шаров [13, 16].

Следует, что оптимальное качество микроструктуры мелющих шаров с высокой степенью абразивной устойчивости обеспечивает структура мартенсита, с наличием равномерно распределенных мелкодисперсных карбидов. Наиболее предпочтительная микроструктура – мартенсит отпуска + остаточный аустенит + бейнит.

1.3 Технологии производства шаров повышенной твердости

Для производства стальных мелющих шаров, характеризующихся особо высокой твердостью и повышенной устойчивостью к истиранию, выкрашиванию и расколу применяют инструментальную легированную сталь.

Мелющие шары различных диаметров 4-5 группы твердости изготавливают из сталей, основной состав которых представлен в таблицах 1.4, 1.5 [19, 20].

Кроме того, для производства мелющих шаров диаметром 30-80 мм 5-й группы твердости используют стали, содержащие молибден [21].

Таблица 1.4– Химический состав сталей для производства шаров

Материал	Химический состав стали					Твердость HRC для шаров диаметром		
	C	Si	Mn	P/S	Cr	25-50 мм	60-90 мм	100-125 мм
45#	0,42- 0,50	0,17- 0,37	0,5-0,8	<0,035	<0,25	55-58	55-58	50-55
60MN	0,55- 0,65	0,17- 0,37	0,7-1,0	<0,04	<0,25	58-63	58-63	56-60
B2	0,72- 0,85	0,17- 0,37	0,7-1,0	<0,04	<0,4- 0,6	60-65	58-63	56-60
B3	0,5-0,8	1,0-1,8	0,4-1,0	0,035	0,5- 1,0	—	—	56-63

Для производства мелющих шаров диаметром 40-80 мм на ведущих предприятиях и организациях стран СНГ, а также зарубежное производство (такие фирмы, как «ArmcoMoly-Cor» (Италия), «Sociedad Santa Ana de Bolueta» (Испания), «Fagersta» (Швеция), «DSMAC Group» (Китай), «Fujisaki» (Япония)) применяют хромомолибденовую сталь следующего химического состава – массовая доля элементов, %: 0,6–0,9 C; 0,4–1,5 Mn; 0,14–0,40 Si; до 0,6 Cr; до 0,4 Mo; до 0,04 S и P каждого [22, 23]. Добавление Cr в сталь повышает

прокаливаемость стали, увеличивает ее твердость и отпускостойчивость. Шары, изготовленные из такой стали, обладают большей стойкостью к ударному растрескиванию и сохраняют форму шара при длительной эксплуатации [22].

Таблица 1.5– Химический состав сталей для производства шаров

Материал	Диаметр шара	Химический состав стали						Механические свойства	
		C	Mn	Cr	S	P	Si	Твердость поверхности HRC	Ударная вязкость, Дж/см ²
LB-1	20-150	0,6-0,8	0,8-1,2	≤0,25	≤0,035	≤0,035	0,17-0,37	58-65	> 12
LB-2	30-100	0,7-0,9	0,7-0,8	0,3-0,9	≤0,025	≤0,013	0,17-0,37	55-65	> 12
LB-3	90-140	0,6-0,8	0,6-0,8	0,7-0,9	≤0,03	≤0,03	1,6-1,9	58-65	> 12
LB-4	60-150	0,9-1,2	0,2-0,4	1,2-1,8	≤0,025	≤0,027	0,15-0,35	55-60	> 10
LB-5	20-150	0,4-0,6	0,5-0,8	0,9-1,2	≤0,035	≤0,035	0,17-0,37	55-65	> 12
LB-6	80-150	0,7-0,9	0,8-1,2	0,7-1,2	≤0,03	≤0,03	0,1-0,4	58-65	> 10
LB-7	80-150	0,9-1,1	0,9-1,2	0,4-0,8	≤0,03	≤0,03	0,2-0,3	58-65	> 10
LB-18	30-125	0,7-0,9	0,7-1,2	≤0,25	≤0,035	≤0,035	0,17-0,37	55-65	> 10
LB-20	50-130	0,8-1,1	0,7-0,9	≤0,25	≤0,035	≤0,035	0,17-0,37	55-65	> 10

Мелющие шары 5-й группы твердости должны обладать высокой твердостью (объемной и на поверхности) и высокой устойчивостью к растрескиванию при ударе. Уровень механических свойств шаров достигается подбором оптимального химического состава и режимов термообработки: время подстуживания после прокатки, температуры шаров перед закалкой, продолжительность закалки, начальной температуры самоотпуска и средняя скорость охлаждения на стадии самоотпуска или отпуска с отдельного нагрева [24-27].

Значительное повышение механических свойств шаров добиваются получением мартенситной структуры по всему сечению шара из сталей с

достаточной прокаливаемостью [27, 28]. Однако, после такой термообработки возникают закалочные трещины на поверхности шара, образующиеся за счет остаточных внутренних напряжений после закалки (сжимающие в центре шара, а растягивающие на его поверхности) [7, 28, 29].

Уровень максимальных остаточных тангенциальных напряжений растяжения в стальных шарах диаметром 60-120 мм после упрочняющей термообработки зависит от начальной температуры самоотпуска и скорости остывания при самоотпуске. Уровень поверхностных остаточных напряжений определяется суммой действия таких факторов: температуры начала закалки, скорость нарастания за счет развития мартенситного превращения в центральных участках шара при его остывании ниже точки M_n и полнота релаксации этих напряжений при самоотпуске.

При температуре закалки, значительно превышающей оптимальную ($Ar_3 + 50$ °C [7]), образуются высокие термические напряжения, приводящие к раскалыванию шаров [7, 30]. Кроме того, мартенсит обладает наибольшим удельным объемом среди всех структурных составляющих стали, то при уменьшении тетрагональности решетки мартенсита при его распаде в процессе самоотпуска вносит дополнительный вклад в образование остаточных термических напряжений [28].

Для производства стальных мелющих шаров диаметром 60 мм 5 группы в ОАО «Новокузнецкий металлургический комбинат» разработал сталь на основе стали Ш2. Химический состав разработанной стали представлен в таблице 1.6. Таблица 1.6 – Химический состав стали ОАО «Новокузнецкий металлургический комбинат» [31]

Массовые доли элементов, %					
C	Mn	Si	Cr	P	S
0,65-0,75	0,70-0,80	0,20-0,35	0,40-0,50	$\leq 0,035$	$\leq 0,035$

Кроме того, эта сталь содержит добавки: Al (0,015-0,020 %), В (0,001-0,003 %), Ti (0,005-0,010 %), Ni (0,01-0,30 %) и N (0,005-0,025 %).

Для получения высокой и равномерной твердости на поверхности и глубине половины радиуса шары диаметром 60 мм после деформации поштучно охлаждали в потоке воды в трубе (1-я стадия), затем на полках конвейера в закалочном баке с проточной водой (2-я стадия). Продолжительность двухстадийного охлаждения составила 45 с, температура самоотпуска – 200 °С. При этом твердость на поверхности и на половине радиуса шара составила 600 HB и 50-55 HRC соответственно [32]. Кроме того, в работе [32] отмечено, что поверхностная твердость шаров после двухстадийной закалки получалась выше на 23 единицы HB, чем у шаров, прошедших закалку в баке на полке конвейера. При металлографическом исследовании выявлена мартенситная структура по всему сечению, что свидетельствует о сквозной прокаливаемости при закалке.

Однако, в шарах с диаметром большим 60 мм из хромомарганцевой стали (0,78 % C; 0,28 % Si; 0,82 % Mn; 0,53 % Cr; 0,021 % Al; 0,020 % S; 0,012 % P) после самоотпуска наблюдаются поверхностные трещины [28, 33, 34]. Это объясняется высокой скоростью остывания на стадии самоотпуска (0,02 °С). При этом происходит накопление растягивающих напряжений на поверхности за счет ускоренного развития сдвигового $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения в центральных участках шара и заторможенности процессов релаксации этих напряжений при быстром падении температуры изделия. При этом рост температуры самоотпуска усиливает отпуск наружных закаленных слоев, что уменьшает их удельный объем и временные сжимающие напряжения на поверхности, что дополнительно повышает остаточные напряжения растяжения. Как следует из рисунка 1.6, а, при скорости самоотпуска 0,02 °С рост температуры вызывает монотонное увеличение остаточных напряжений с 180-360 МПа при 200 °С до 520-690 МПа – при 320 °С [28].

Замедленное послезакалочное охлаждение со скоростью до 0,003 °С/с делает зависимость $\sigma^{\text{ост}}_{\tau+} = f(t_{c/o})$ экстремальной с максимумом при температуре самоотпуска 250 °С (рисунок 1.6, б). И лишь при охлаждении со скоростью самоотпуска 0,00015 °С/с, когда релаксация напряжений становится

превалирующей над скоростью их накопления, рост температуры самоотпуска приводит к монотонному снижению остаточных напряжений (рисунок 1.6, в) [28].

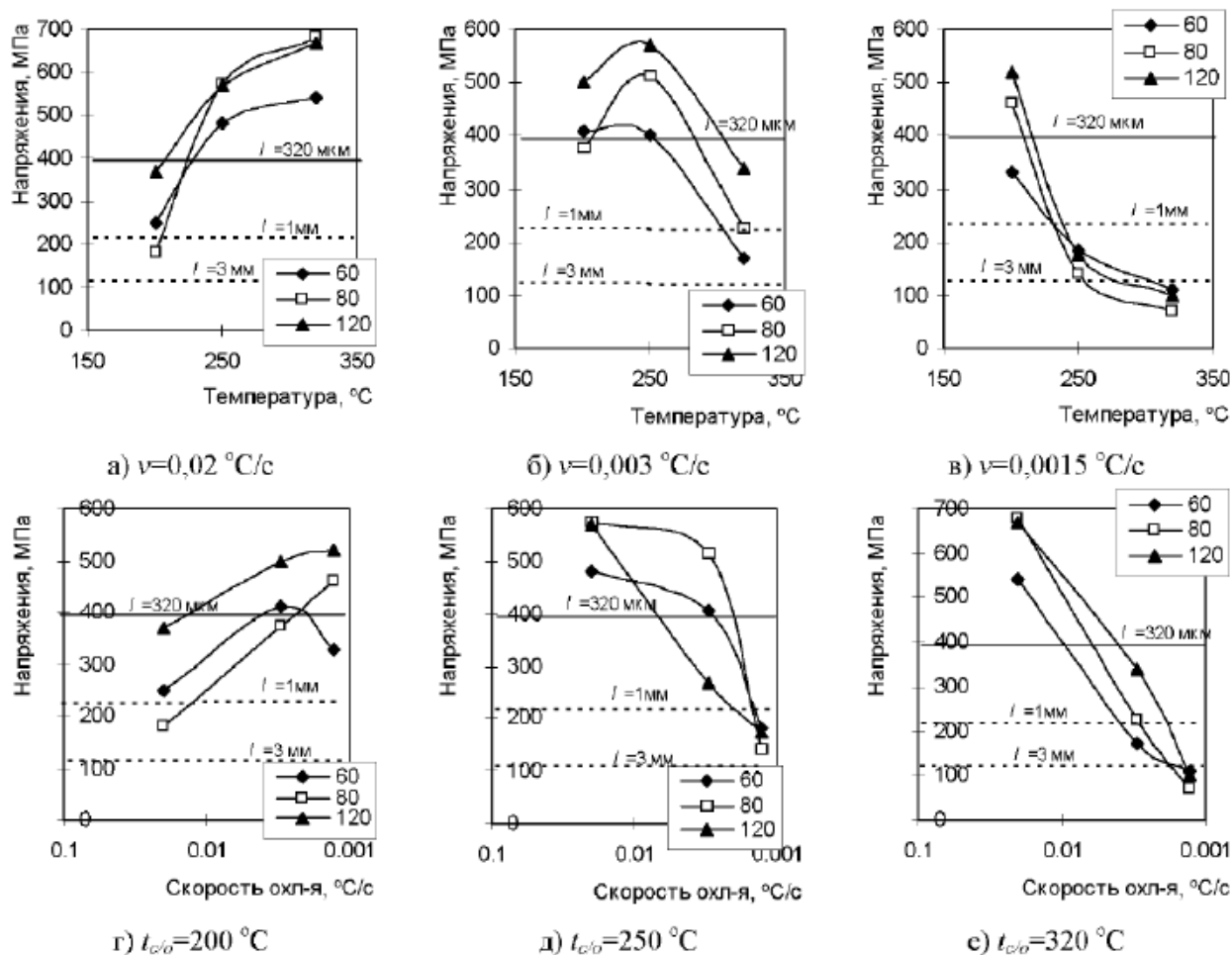


Рисунок 1.6 – Влияние температуры самоотпуска и скорости самоотпуска на величину остаточных тангенциальных напряжений в шарах диаметром 60, 80 и 120 мм (линии – критические значения напряжений для $l = 320$ мм и $l = 1$ и 3 мм) [28]

Таким образом замедление охлаждения при самоотпуске с температуры самоотпуска 200 °C приводит к 1,5-2 кратному росту остаточных напряжений (рисунок 1.6, г). Эта температура является недостаточной для релаксации структурных напряжений, однако при ней происходит существенное уменьшение тетрагональности решетки мартенсита поверхностных слоев, что повышает уровень остаточных напряжений. С увеличением температуры самоотпуска превалирующей уже становится релаксация напряжений, поэтому при температуре самоотпуска выше и равно 250 °C и скорости самоотпуска от

0,02 до 0,0015 °C/с вызывает монотонное снижение остаточных напряжений (рисунок 1.6, д, е) [28].

При производстве особо твердых шаров (≥ 60 HRC) необходимо применять такие режимы термообработки, при которых температура самоотпуска будет не более 200 °C. При этом безопасный уровень остаточных напряжений может быть достигнут лишь при полном отсутствии поверхностных концентраторов напряжений на поверхности шара в виде рисок и при ускорении их остывания со скоростью до 0,02 °C/с (не менее 72 °C/ч). Первое условие обеспечить при производстве невозможно. А процесс поштучного охлаждения изделий технически трудно осуществим и требует наличия больших раскатных полей.

Кроме того, еще причиной возникновения поверхностных трещин, образовавшихся после термической обработки, рассматривают то, что к моменту прерывания закалки мартенситное превращение в шарах диаметром 100 мм протекает лишь в поверхностных слоях на глубину до 15 мм, а во внутренних слоях шара еще сохраняется аустенитная структура [35]. При дальнейшем самоотпуске этот аустенит превращается либо в бейнит, либо в мартенсит. Возникающий в центре мартенсит деформирует поверхностный слой шара, что вызывает высокие растягивающие напряжения. Снятие этих напряжений не происходит, т.к. к этому моменту в шаре существенно снижаются напряжения. Таким образом термические напряжения вызывают появление поверхностных трещин либо сразу после полного остывания, либо через некоторое время [34].

В таком случае существует два способа предотвращения образования трещин в шарах со сквозной закалкой. Первый – обеспечить условия протекание самоотпуска, при которых аустенит центральных слоев максимально полно превратился в нижний бейнит до того, как общая температура шара достигнет точки начала мартенситного превращения (точка M_n). Т.е. создание практически изотермических условий с очень длительной выдержкой. Такой способ снижает эффективность производства.

Второй способ – снижение количества аустенита в центре шара за счет увеличения длительности закалки. Таким образом образование мартенсита в центре шара произойдет на стадии закалки, что приводит к возникновению растягивающих поверхностных напряжений.

Для исключения растрескивания шаров сразу после закалки, необходимо обеспечить нужное соотношение объемов аустенит/мартенсит в центральных слоях. Т.е. сохранить определенную долю непревращенного аустенита.

Для снятия возникших напряжений и предотвращения трещинообразования шары после закалки должны подвергаться отдельной операции отпуска [34].

Авторами работы [34] освоена технология получения мелющих катаных шаров диаметром 100 мм из хромомарганцевой стали без трещин. Шары были прокатаны на стане поперечно-винтовой прокатки и после прокатки охлаждены водой (20-22 °С) в устройстве барабанного типа [36] по нескольким режимам (таблица 1.7).

Таблица 1.7 – Режимы охлаждения шаров [34]

№ режима	Среднемассовая температура, °С	Температура отпуска, °С	Твердость HRC
1	125-135	200	57,5
		250	55,5
2	150-170	200	57,5
		250	54,5

Эти режимы обеспечивали достижение среднемассовой температуры в интервале Мн-Мк. Под среднемассовой температурой принимали температуру поверхности закаленного шара, определенную после завершения перераспределения тепла в объеме шара (через 1-1,5 мин после его извлечения из воды).

Таким образом увеличение температуры отпуска до 200-300 °С полностью предотвратило растрескивания даже при минимальной продолжительности отпуска. Трещины не появлялись на таких шарах даже спустя месяц после завершения отпуска. Трещины не появлялись в шарах ни

при охлаждении на воздухе (без отпуска), ни после отпуска при 200-250 °С. Кроме того, такие шары выдерживали испытания на ударостойкость более 10 ударов копра с высоты 5,5 м и массой груза 125 кг (энергия удара 6,8 кДж) [34].

Все шары имели сквозную закалку, минимальный перепад между приповерхностным слоем и центром составил 1,5 HRC (таблица 1.8).

Таблица 1.8 – Распределение твердости по сечению шаров [34]

Тс/м, °С	Тотп, °С	Расстояние от поверхности, мм									Ноб
		5	10	15	20	25	30	35	40	50	
125- 135	без отп.	61,5	62	61,5	62	61	61	62	61	61	61,6
	200	57	56	57	57	56	56,5	56,5	57	56,5	56,7
	250	54	54	53,5	54	53,5	54	54	53,5	53	54,0
150- 175	без отп.	59,5	59,5	61	60	59	59,5	60	59	60	59,8
	200	56	56	56,5	57	56	55,5	56,5	56	56	56,2
	250	54,5	54,5	55	55	54,5	55	54	55	54,5	54,7

После такой термической обработки в большей части объема шара (на глубине свыше 10 мм от поверхности) микроструктура имеет гетерогенное строение, состоящее из чередующихся светлых и темных зон (рисунок 1.7, а). Темные зоны – отпущенный мартенсит, имеющий однородное строение с плохо различимой игольчатостью. В светлых участках – игольчатая структура на белом фоне аустенита (рисунок 1.7, б, показано стрелкой) [34].

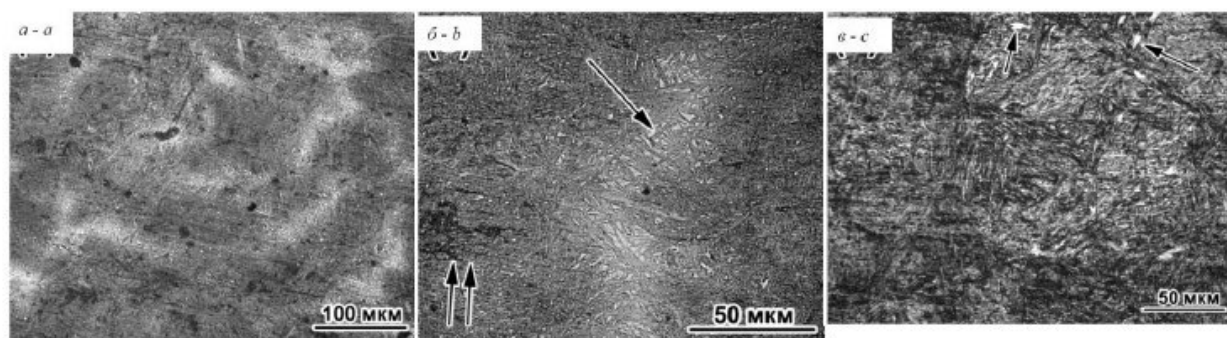


Рисунок 1.7 – Микроструктура шара, обработанного по режиму №1 (отпуск при 200 °С): а, б – центр, в – на глубине 5 мм от поверхности [34]

Помимо темных/светлых зон в структуре наблюдаются отдельные черные участки троостита (рисунок 1.7, б, показано двойной стрелкой). Поверхностные слои шаров (на глубину до 10 мм) имеют однородное строение отпущенного

игольчатого мартенсита. Остаточный аустенит выявляется лишь в виде отдельных разрозненных островков (рисунок 1.7, в, показано стрелками) [34].

Получение одинаково высокой твердости по всему сечению шаров при отсутствии закалочных трещин объясняется достижением оптимального распределения микроструктуры по сечению шаров в момент прерывания закалки с наличием преимущественно мартенситной структуры в поверхностных слоях и аустенито-мартенситной структуры в центральных объемах. В итоге возникло сбалансированное напряженное состояние, характеризующееся либо отсутствием растягивающих напряжений на поверхности, либо их низким уровнем, не приводящим к возникновению трещин. Поэтому при $T_{с/м} = 125-170\text{ }^{\circ}\text{C}$ шары не растрескивались не только после отпуска, но и при охлаждении на воздухе (без отпуска) [34].

На стадии отпуска определенная часть аустенита в центральных слоях шаров превратилась в бейнит. Кроме того, при отпуске происходило перераспределение углерода из мартенсита в аустенит, в результате чего содержание углерода в остаточном аустените в центре шара максимально повысилось до 1,12 %. Обогащение углеродом стабилизировало аустенит к бейнитному превращению, в результате чего по завершении отпуска он частично превратился в мартенсит, сохранившись в структуре в значительном количестве (25-30 %). Это сформировало «светлые» участки структуры, показанные на рисунке 1.7. Поскольку аустенит имеет существенно меньший удельный объем по сравнению с мартенситом, то рост доли Аост в центральных слоях дополнительно снизил уровень растягивающих напряжений на поверхности, предотвратив появление трещин [37]. В поверхностных слоях Аост гораздо меньше, т.к. в них в процессе закалки температура снизилась до минимальных (для шара) значений, поэтому здесь большая часть аустенита превратилась в мартенсит [34].

1.4 Основные технические требования и характеристики шаров

Основные технические требования и характеристики регламентируются в ГОСТ 7524-2015 «Шары мелющие стальные для шаровых мельниц. Технические условия».

Размеры шаров и предельные отклонения по ним приведены в таблице 1.9.

Таблица 1.9 – Размеры и предельные отклонения шаров [5]

Условный диаметр	Номинальный диаметр	Предельные отклонения от номинального диаметра
15	15,0	±1,0
20	20,0	
25	25,0	
30	31,5	±2,0
35	36,5	
40	41,5	
45	46,5	
50	52,0	±3,0
55	57,0	
60	62,0	
65	68,0	
70	73,0	
80	83,0	
90	94,0	±4,0
100	104,0	
110	114,0	±5,0
120	125,0	

Твердость шаров после термической обработки должна соответствовать нормам, приведенным в таблице 1.10.

Таблица 1.10 – Твердость шаров [5]

Условный диаметр шара, мм	Группа твердости шаров						
	1	2	3	4		5	
	Твердость, HRC/HB, не менее						
	Поверхность шара				На глубине 0,5 радиуса шара	Поверхность шара	Объемная
От 15 до 45 включ.	45/415	49/461	55/534	55/534	45/415	61/601	57/555
Св. 50 до 70 включ.	43/401	48/453	53/514	53/514	43/401	60/590	53/514
Св. 80 до 100 включ.	39/341	42/375	52/495	52/495	40/352	58/567	48/453
Св. 110 до 120 включ.	35/302	38/331	50/477	50/477	35/302	56/545	43/401

Расчетные параметры шаров приведены в таблице 1.11.

Таблица 1.11 – Расчетные номинальные параметры шаров [5]

Условный диаметр шара, мм	Расчетные номинальные параметры			
	Площадь поверхности, см	Объем, см	Масса, кг	Кол-во шаров в одной тонне
15	7,06	1,76	0,014	71428
20	12,56	4,18	0,033	30300
25	19,52	8,18	0,064	15625
30	31,15	16,4	0,128	7812
35	41,83	25,4	0,199	5025
40	54,0	37,4	0,294	3401
45	67,9	52,6	0,413	2421
50	84,9	74,0	0,580	1724
55	102,00	96,9	0,761	1314
60	120,7	125,0	0,980	1020
65	145,20	164,5	1,291	774
70	167,33	204,0	1,600	625
80	216,31	299,0	2,350	425
90	277,45	435,0	3,410	293
100	339,6	589,0	4,620	216
110	408,0	776,0	6,090	164
120	490,6	1023,0	8,030	124
Примечание – Расчет площади поверхности и объема шаров выполнен по их номинальным диаметрам. При расчете массы плотность стали принята равной 7,85 г/см.				

Шары изготавливают из стали, в которой содержание углерода и углеродный эквивалент должны соответствовать значениям, приведенным в таблице 1.12.

Таблица 1.12 – Массовая доля углерода и углеродный эквивалент шаров [5]

Условный диаметр шара, мм	Группа твердости шаров	Массовая доля углерода	Углеродный эквивалент
		%, не менее	
От 15 до 55 включ.	1,2	0,40	0,50
	3	0,60	0,70
	4,5		0,75
Св. 60 до 70 включ.	1,2	0,50	0,70
	3,4	0,60	0,75
	5		0,80
Св. 80 до 120 включ.	1,2	0,50	0,70
	3,4	0,60	0,75
	5		0,85
Примечания:			
1) Допускается изготавливать шары 1 и 2 групп твердости без учета требований по углеродному эквиваленту.			
2) Допускается изготавливать шары диаметром 60 мм 1 и 2 группы твердости из стали с массовой долей углерода не менее 0,4 %.			

2 Материалы и технология производства

2.1 Описание участка и технологии производства участка шаропрокатного стана рельсобалочного цеха

В 2015 году было принято решение о строительстве шаропрокатного стана с возможностью производства шаров диаметром от 60 до 120 мм с твердостью до 5 группы, оснащенного автоматизированной системой производства и складирования шаров.

Генеральным подрядчиком являлось ООО НПП «Томская электронная компания» (ТЭК) [38], которая с этапа инжиниринга до ввода в эксплуатацию совместно с представителями подразделений и служб АО ЕВРАЗ НТМК с помощью субподрядных организаций прошла все этапы реализации проекта.

Участок производства мелющих шаров (рисунок 2.1) возводился в здании рельсобалочного цеха.

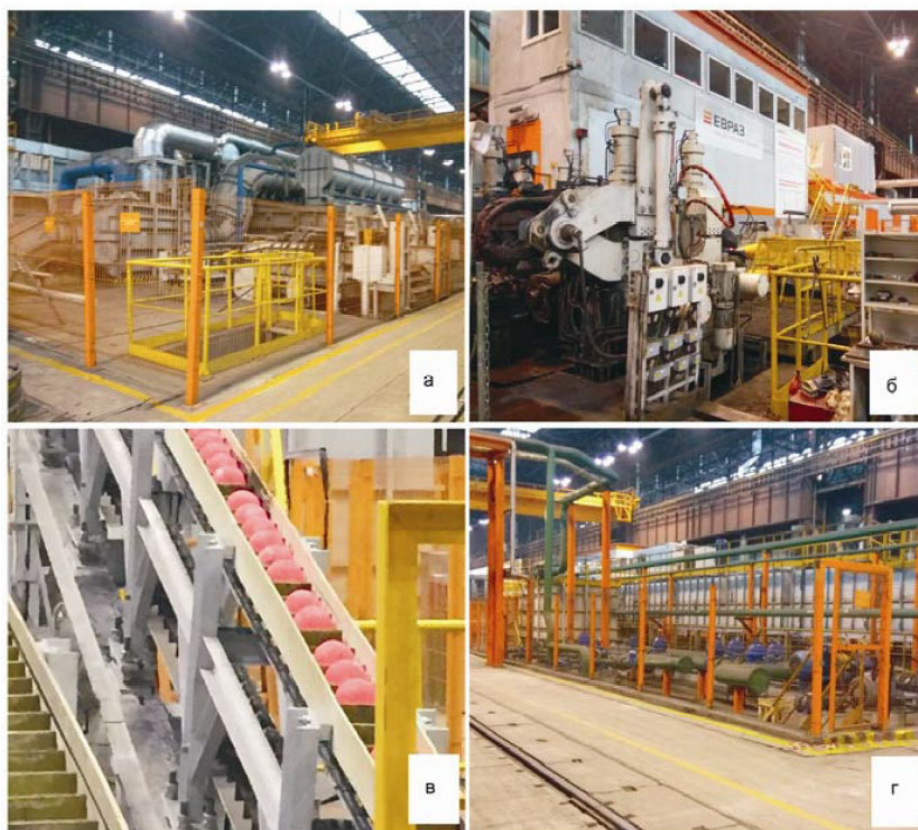


Рисунок 2.1 – Участок шаропрокатного стана рельсобалочного цеха: а – нагревательная печь; б – рабочая клеть стана горячей прокатки шаров 60-120; в – установка выравнивания температуры; г – отпускная печь [38]

Техническая характеристика основного оборудования шаропрокатного стана 60-120 АО «ЕВРАЗ НТМК» приведена в таблице 2.1.

Таблица 2.1 – Техническая характеристика основного оборудования шаропрокатного стана 60-120 АО «ЕВРАЗ НТМК»

Прокатная клеть	
Диаметр валков, мм	580-715
Длина бочки валка, мм	850
Номинальное усилие прокатки, кН.	280
Максимальное усилие прокатки, %	130
Номинальное усилие прокатки на каждую сторону клетки, кН	140
Количество валков, шт	2
Установка выравнивания температуры	
Тип устройства	конвейерный
Ширина, мм	5940
Длина, мм	22550
Высота (макс), мм	5670
Максимальная линейная скорость (регулируемая), м/с	0,747
Начальная температура шаров, °С, не более	1050
Конечная температура шаров, °С, не более	860
Закалочная установка	
Ширина бака, мм	4350
Длина бака, мм	13070
Высота бака, мм	5150
Расход воды проходящий через бак, м³/ч	3890
Ширина барабана, мм	7060
Длина барабана, мм	7070
Высота барабана (макс), мм	5190
Количество ячеек барабана закалки, шт	24
Емкость бака установки закалки шаров, м³	37
Отпускная печь	
Тип печи	Проходная
Температура загрузки, °С	20-200
Номинальная температура выгрузки, °С	50-230
Температура нагрева, °С	230
Точность поддержания температуры, °С	5
Длина, мм	55400
Ширина, мм	3110
Высота, мм	3389
Тип топлива	природный газ
Калорийность топлива, ккал/нм³	8040

Продолжение таблицы 2.1

Транспортер готового шара	
Ширина, мм	1660
Длина, мм	10900
Высота, мм	1700

Заготовка шаровая соответствующих диаметров поступает на участок шаропрокатного стана рельсобалочного цеха (ШПС РБЦ) и складировается на стеллажах хранения заготовки предназначен для хранения исходных заготовок в штабелях.

Подача заготовок на загрузочные устройства (стопоразборники) производится пакетами с применением проволочных хомутов. Заготовки подаются поплавно. Допускается разрыв заготовок одной плавки заготовками другой плавки, при этом, в нагревательной и отпускной печи делается разрыв для разделения металла разных плавок.

С загрузочного устройства с помощью дозатора, поштучно, заготовки подаются на провеску. После провески заготовка с помощью дозатора передается на подающий рольганг и далее загружается в печь.

Тип загрузки заготовок в печь – боковой. Круглый прокат подается по загрузочному конвейеру к транспортному рольгангу печи и далее через специальное окно в боковой стене поступает в печь на водоохлаждаемый внутренний рольганг, с которого передается, с помощью шагающих балок, на подину и далее продвигается по печи.

Нагревательная печь с транспортировкой заготовки на подинах посредством механизма шагающих балок, использующая в качестве топлива природный газ, имеющая систему автоматической настройки параметров для энергоэффективного режима работы.

Заготовка по рольгангу поступает в печь, далее транспортируется подом печи. Нагревательная печь сконструирована с шагающим подом, элементы которого выполнены из керамических материалов. Во время перемещения заготовки в печи она нагревается до требуемой температуры стана –

приблизительно 1050 °С. Нагрев заготовок производится в автоматическом режиме.

Заготовки с помощью шагающих балок снимаются с пода и устанавливаются на внутренний рольганг выдачи, по которому выдаются из печи через специальное окно в боковой стене на транспортный рольганг, в соответствии с установленным темпом выдачи.

Стан горячей прокатки шаров с гидромеханическими приводами сведения валков, гидравлическим толкателем, быстросъемными кассетами, направляющими проводками и системой автоматики, решающей задачу как непрерывной прокатки шаров с отделением половинок, так и автоматической настройки стана на заданный профиль с высокой точностью позиционирования рабочих элементов. Элементы рабочей клетки позволяют производить настройку в широком диапазоне регулирования [39].

Заготовки при помощи передаточного устройства подаются во входной желоб. Далее толкатель задает заготовку через направляющий желоб на прокатный стан.

В процессе прохождения заготовки через прокатный стан, формируются шары, которые затем падают в наклонный желоб. Пирометр, находящийся после стана замеряет актуальную температуру каждого шара.

После шаропрокатного стана проводится отсортировка отходов обрезки головной и хвостовой части заготовки. Конструкция прокатного стана обеспечивает возможность быстрой смены валков.

Условия охлаждения шаров перед закалкой должны обеспечивать необходимую температуру по сечению шара.

Необходимое время подстуживания шара перед закалкой регулируется на установке выравнивания температуры. Это оборудование шаропрокатного стана позволяет производить выдержку шаров на спокойном воздухе при перемещении их в индивидуальных ячейках по трем последовательным транспортерам. Передача шаров к закалочной установке осуществляется по

одному или трем ручьям конвейера в зависимости от диаметра шара, группы твердости и марки стали.

Контроль температуры производится как на входе, так и на выходе с конвейера. Требуемая температура шаров на выходе с конвейера обеспечивается заданной скоростью транспортировки шаров на конвейере, температурой нагрева заготовок в нагревательной печи и темпом выдачи заготовок из нагревательной печи.

Закалочная установка барабанного типа обеспечивает непрерывный процесс закалки шаров с автоматической настройкой на заданный режим с возможностью регулировки как температуры и расхода воды.

По задающему лотку, с помощью дозирующего устройства, шары поочередно подаются в винтообразные желоба барабана закалочной установки, за счет вращения барабана непрерывно транспортируются и охлаждаются в воде. Закалочная установка обеспечивает вращение и транспортирование шара относительно воды, исключая образование паровой рубашки. Из последней секции закалочной установки шар попадает в барабан выгрузки, который поднимает шар из воды и передает в лоток выгрузки. Заданная температура воды обеспечивается режимом работы оборудования водоподготовки и темпом прокатки.

После закалки шары подаются в накопитель, далее – загружаются в отпускную печь.

Разрыв между партиями шаров должен обеспечивать корректное разделение шаров разных партий, при их дальнейшем складировании в разные бункера или мягкие контейнеры разовые (МКР).

Режим отпуска шаров подбирается в зависимости от диаметра шара, марки стали и группы твердости.

Отпускная печь предназначена для снятия внутренних напряжений после закалки и придания высоких эксплуатационных свойств шарам, включая ударную вязкость, которая является одним из важных параметров для

нормальной эксплуатации шаров в шаровых мельницах, испытывающих высокие динамические и ударные нагрузки.

Шары с транспортера отпускной печи попадают на загрузочный лоток установки охлаждения готового шара (УОГШ).

2.2 Текущая технология производства мелющих шаров диаметром 120 мм

Текущая технология ШПС РБЦ АО «ЕВРАЗ НТМК» предусматривает использование марки 70ХГС-1 для производства шаров 120 мм группы твердости 5 по ГОСТ 7524-2015.

Химический состав стали марки 70ХГС-1 представлен в таблице 2.2.

Таблица 2.2 – Химический состав стали марки 70ХГС-1

Химический состав (массовая доля элементов), %									
C	Mn	Si	Al	P	S	Cr	Ni	Cu	N
0,70-0,75	0,85-0,95	0,60-0,70	0,010-0,040	≤0,030	≤0,030	0,25-0,35	≤0,20	≤0,25	≤0,010
Примечание – Содержание водорода в готовом металле не более 3,0 ppm.									

Прокатка шаровой заготовки диаметром 120 мм осуществляется из непрерывнолитой заготовки (НЛЗ) сечением 300х360 мм, 300х380 мм согласно действующей нормативно-технической документации.

Далее прокатанная шаровая заготовка поступает на участок складирования заготовки ШПС РБЦ. Производство мелющих шаров осуществляется в соответствии с действующей нормативно-технической документацией.

Шаровая заготовка соответствующего диаметра поступают в нагревательную печь с шагающим подом, где производится их постепенный нагрев до 1050-1070 °С в течение ≈ 90 мин.

Разогретые заготовки из нагревательной печи подаются к валкам и прокатываются способом поперечно-винтовой прокатки в шары мелющие при температуре ≈ 1000 °С (не менее 950 °С).

Прокатанные шары поступают на установку выравнивания температуры (УВТ), где остывают до требуемой для дальнейшей термической обработки температуры. Режимы подстуживания шаров на УВТ указаны в таблице 2.3.

Таблица 2.3 – Режимы подстуживания шаров на УВТ

Группа твердости по ГОСТ 7524	Условный диаметр шара, мм	Марка стали	Температура шаров на выходе с конвейера, °С	Количество ручьев конвейера
5	120	70ХГС-1	680-720	3

Подстуженные после УВТ шары поступают и охлаждаются водой в установке закалки шаров (УЗШ). Режимы закалки шаров в УЗШ представлены в таблице 2.4.

Таблица 2.4 – Режимы закалки шаров в УЗШ

Группа твердости по ГОСТ 7524	Условный диаметр шара, мм	Марка стали	Время закалки, мин
			При температуре воды по уставке 55 °С с перепадом $\pm 3^{\circ}\text{C}$
5	120	70ХГС-1	4,0 – 4,5

Охлажденные в УЗШ шары подаются в отпускную печь для проведения операции отпуска. Режимы отпуска шаров в отпускной печи указаны в таблице 2.5.

Таблица 2.5 – Режимы отпуска шаров в отпускной печи

Группа твердости по ГОСТ 7524	Условный диаметр шара, мм	Марка стали	Температура выдержки, °С	Время выдержки, мин
5	120	70ХГС-1	1-9 зона – 250	Не менее 240

Готовые мелющие шары охлаждаются, проходят приемосдаточные испытания и отгружаются навалом или в МКР, в зависимости от желания потребителя.

Размеры, качество поверхности шаров соответствуют требованиям ГОСТ 7524-2015.

По результатам аттестации партий шаров диаметром 120 мм группы твердости 5 из стали марки 70ХГС-1 получены следующие значения твердости (таблица 2.6).

Таблица 2.6 –Твердость шаров 120 мм из стали 70ХГС-1

Условный диаметр шара, мм	Твердость поверхности шаров, HRC	Требование к твердости поверхности для гр. тв. 5, HRC, не менее	Объемная твердость шаров, HRC	Требование к объемной твердости для гр. тв. 5, HRC, не менее
120	56-58	56	43-47	43

Качество макроструктуры определяется на поперечных темплетях шаров методом глубокого горячего травления в 50% водном растворе соляной кислоты. Трещин напряжения не обнаружено. Шары характеризуются наличием закаленного слоя 20-30 мм. Макроструктура мелющих шаров диаметром 120 мм группы твердости 5 из стали марки 70ХГС-1 представлена на рисунке 2.2.



Рисунок 2.2 – Макроструктура шаров 120 мм из стали 70ХГС-1

Описанный в настоящей работе подход к разработке опытного химического состава мелющих шаров, а также режимов их термообработки предполагает расчет некоторых ключевых параметров стали.

Вследствие того, что заданный диапазон химического состава стали может в достаточной степени отличаться, чтобы оказывать значительное влияние на ключевые расчетные параметры, расчет настоящих параметров производится для минимального и максимального содержания углерода и легирующих элементов в стали.

Критический диаметр D_i рассчитан по методике, описанной в ASTM A255 [40], которая представляет собой доработанный метод описанный М. А. Гроссманом [41]. D_i – диаметр при котором сталь заданного химического состава закалится до доли мартенсита не менее 50% в идеальной охлаждающей среде (при бесконечно большой скорости охлаждения). Гипотетическая бесконечная скорость охлаждения эквивалентна мгновенному снижению температуры поверхности стального образца до температуры закалки. Критический диаметр D_i – это истинная мера прокаливаемости, связанная с составом стали. Концепция критического диаметра может использоваться для определения прокаливаемости стали, закаленной в различных закалочных средах. Данная методика, для настоящего диапазона химического состава, предполагает использование следующей формулы:

$$D_i = 25,4 \cdot (0,143 + 0,2 \cdot \%C) \cdot (1 + 3,3333 \cdot \%Mn) \cdot (1 + 0,7 \cdot \%Si) \cdot (1 + 0,363 \cdot \%Ni) \cdot (1 + 2,16 \cdot \%Cr) \cdot (1 + 3 \cdot \%Mo) \cdot (1 + 0,365 \cdot \%Cu) \cdot (1 + 1,73 \cdot \%V) \cdot (1 + 2,5 \cdot \%Zr) \quad (2.1)$$

Таким образом критический диаметр D_i для стали 70ХГС-1 составит:

- $D_{i_{\min}} = 60,56$ мм;
- $D_{i_{\max}} = 95,44$ мм.

Критические точки стали, необходимые для подбора режимов термической обработки, рассчитываются по формулам, выведенным согласно исследованиям в источниках [42, 43].

Точки начала превращения перлита в аустенит рассчитывается по формуле [42]:

$$Ac1 = 739 - 22,8 \cdot \%C - 6,8 \cdot \%Mn + 18,2 \cdot \%Si + 11,7 \cdot \%Cr - 15 \cdot \%Ni - 6,4 \cdot \%Mo - 5 \cdot \%V - 28 \cdot \%Cu \quad (2.2)$$

Таким образом точки $Ac1$ для стали 70ХГС-1:

- $Ac1_{\min} = 731,11$ °C;
- $Ac1_{\max} = 722,28$ °C.

Точки начала превращения феррита в аустенит рассчитываются по формуле [42]:

$$Ac3 = 937,3 - 224,5 \cdot \sqrt{\%C} - 17 \cdot \%Mn + 34 \cdot \%Si - 14 \cdot \%Ni + 21,6 \cdot \%Mo + 41,8 \cdot \%V - 20 \cdot \%Cu \quad (2.3)$$

Таким образом точки Ac3 для стали 70ХГС-1:

$$- Ac3_{min} = 755,42 \text{ }^{\circ}\text{C};$$

$$- Ac3_{max} = 742,73 \text{ }^{\circ}\text{C}.$$

Точки начала превращения аустенита в феррит рассчитываются по формуле [43]:

$$Ar3 = 910 - 203 \cdot \sqrt{\%C} - 30 \cdot \%Mn + 44,7 \cdot \%Si - 11 \cdot \%Cr + 31,5 \cdot \%Mo - 15,2 \cdot \%Ni \quad (2.4)$$

Таким образом точки Ar3 для стали 70ХГС-1:

$$- Ar3_{min} = 738,73 \text{ }^{\circ}\text{C};$$

$$- Ar3_{max} = 730,10 \text{ }^{\circ}\text{C}.$$

Температура начала мартенситного превращения рассчитывается по формуле [44]:

$$Mn = 764,2 - 302,6 \cdot \%C - 30,6 \cdot \%Mn - 16,6 \cdot \%Ni - 8,9 \cdot \%Cr + 2,4 \cdot \%Mo - 11,3 \cdot \%Cu + 8,58 \cdot \%Co + 7,4 \cdot \%W - 14,5 \cdot \%Si \quad (2.5)$$

Таким образом температура начала мартенситного превращения для стали 70ХГС-1:

$$- M_{Hmin} = 242,30 \text{ }^{\circ}\text{C};$$

$$- M_{Hmax} = 215,62 \text{ }^{\circ}\text{C}.$$

Шары диаметром 120 мм из стали марки 70ХГС-1 удовлетворяют требованиям для группы твердости 5 по ГОСТ 7524-2015, однако объемная твердость настоящих шаров находится на нижней границе допуска, что при незначительных отклонениях режимов термической обработки может привести к несоответствию шаров группе твердости 5 и переводу таких партий шаров в группу твердости 4, задержке отгрузки мелющих шаров по соответствующим заказам, либо получении рекламации при несоответствии твердости.

Также шары из стали марки 70ХГС-1 обладают ярко выраженным градиентом твердости от поверхности к центру с падением твердости более 20 HRC, а также ярко выраженным закаленным слоем. Это обусловлено недостаточной прокаливаемостью стали 70ХГС-1 и изменением преобладающей структурной составляющей от отпуска мартенсита на поверхности до перлита в центре шаров. Граница закаленного слоя является переходной зоной, мартенсит-перлит и как следствие – концентратором напряжений (напряжения второго порядка) из-за значительной разницы объемов фаз. Шары с подобной макроструктурой более склонны к расколу, так как обладают ярко выраженным концентратором напряжений. В свою очередь это определяет риски, связанные с расколом шаров диаметром 120 мм в крупных мельницах МПСИ, при значительных ударных нагрузках во время их эксплуатации, с соответствующими издержками.

2.3 Разработка и освоение мелющих шаров опытных партий

Предложена марка стали 77ХГФМН с назначением на производство шаров диаметром 120 мм группы твердости 5 по ГОСТ 7524-2015 в условиях участка ШПС РБЦ АО «ЕВРАЗ НТМК».

Химический состав стали марки 77ХГФМН представлен в таблице 2.7.

Таблица 2.7 – Химический состав стали марки 77ХГФМН

Химический состав (массовая доля элементов), %					
C	Mn	Si	Al	P	S
0,75-0,80	0,80-0,90	0,25-0,35	≤0,02	≤0,015	≤0,020
Cr	Ni	Cu	V	Mo	N
0,35-0,40	0,15-0,25	≤0,30	0,10-0,15	0,03-0,05	≤0,010
Примечание – Содержание водорода в готовом металле не более 3,0 ppm.					

С целью расчета оптимальных режимов производства были рассчитаны параметры опытной марки стали.

Критический диаметр D_i для минимального и максимального содержания углерода и легирующих элементов рассчитана по различным формулам, так как методикой, описанной в ASTM A255 [40], предусмотрены различные формулы в зависимости от градации углерода.

Соответственно для минимального содержания углерода и легирующих элементов расчет производится по формуле, аналогичной 2.1:

$$D_i = 25,4 \cdot (0,143 + 0,2 \cdot \%C) \cdot (1 + 3,3333 \cdot \%Mn) \cdot (1 + 0,7 \cdot \%Si) \cdot (1 + 0,363 \cdot \%Ni) \cdot (1 + 2,16 \cdot \%Cr) \cdot (1 + 3 \cdot \%Mo) \cdot (1 + 0,365 \cdot \%Cu) \cdot (1 + 1,73 \cdot \%V) \cdot (1 + 2,5 \cdot \%Zr) \quad (2.6)$$

Для максимального содержания углерода и легирующих элементов расчет производится по формуле:

$$D_i = 25,4 \cdot (0,062 + 0,409 \cdot \%C - 0,135 \cdot \%C^2) \cdot (1 + 3,3333 \cdot \%Mn) \cdot (1 + 0,7 \cdot \%Si) \cdot (1 + 0,363 \cdot \%Ni) \cdot (1 + 2,16 \cdot \%Cr) \cdot (1 + 3 \cdot \%Mo) \cdot (1 + 0,365 \cdot \%Cu) \cdot (1 + 1,73 \cdot \%V) \cdot (1 + 2,5 \cdot \%Zr) \quad (2.7)$$

Таким образом критический диаметр D_i для стали 77ХГФМН составит:

- $D_{i_{\min}} = 76,29$ мм;
- $D_{i_{\max}} = 125,77$ мм.

Критические точки стали, необходимые для подбора режимов термической обработки, рассчитываются по формулам, аналогичным 2.2, 2.3, 2.4 [42, 43].

Точки начала превращения перлита в аустенит [42]:

$$Ac1 = 739 - 22,8 \cdot \%C - 6,8 \cdot \%Mn + 18,2 \cdot \%Si + 11,7 \cdot \%Cr - 15 \cdot \%Ni - 6,4 \cdot \%Mo - 5 \cdot \%V - 28 \cdot \%Cu \quad (2.8)$$

Таким образом точки $Ac1$ для стали 77ХГФМН:

- $Ac1_{\min} = 722,16$ °C;
- $Ac1_{\max} = 712,47$ °C.

Точки начала превращения феррита в аустенит [42]:

$$Ac3 = 937,3 - 224,5 \cdot \sqrt{\%C} - 17 \cdot \%Mn + 34 \cdot \%Si - 14 \cdot \%Ni + 21,6 \cdot \%Mo + 41,8 \cdot \%V - 20 \cdot \%Cu \quad (2.9)$$

Таким образом точки $Ac3$ для стали 77ХГФМН:

- $Ac3_{\min} = 740,51$ °C;
- $Ac3_{\max} = 730,95$ °C.

Точки начала превращения аустенита в феррит [43]:

$$\begin{aligned} Ar3 = 910 - 203 \cdot \sqrt{\%C} - 30 \cdot \%Mn + 44,7 \cdot \%Si - 11 \cdot \%Cr + \\ + 31,5 \cdot \%Mo - 15,2 \cdot \%Ni \end{aligned} \quad (2.10)$$

Таким образом точки Ar3 для стали 77ХГФМН:

$$- Ar3_{\min} = 716,19 \text{ }^{\circ}\text{C};$$

$$- Ar3_{\max} = 710,45 \text{ }^{\circ}\text{C}.$$

Температура начала мартенситного превращения, рассчитывается аналогично 2.5 [44]:

$$\begin{aligned} M_n = 764,2 - 302,6 \cdot \%C - 30,6 \cdot \%Mn - 16,6 \cdot \%Ni - 8,9 \cdot \%Cr + 2,4 \cdot \\ \cdot \%Mo - 11,3 \cdot \%Cu + 8,58 \cdot \%Co + 7,4 \cdot \%W - 14,5 \cdot \%Si \end{aligned} \quad (2.11)$$

Таким образом температура начала мартенситного превращения для стали 77ХГФМН:

$$- M_{n\min} = 230,46 \text{ }^{\circ}\text{C};$$

$$- M_{n\max} = 205,38 \text{ }^{\circ}\text{C}.$$

По сути данные расчеты и критические параметры стали необходимы для подбора соответствующих режимов термической обработки, а также при разработке опытных марок стали, путем изменения содержания углерода и легирующих элементов в рекомендуемых диапазонах для получения стали с необходимыми параметрами, например прокаливаемостью.

Критический диаметр D_i необходим для аналитического сравнения марок стали по параметру прокаливаемости, а также теоретического представления о глубине закаленного слоя при сопоставимых условиях охлаждения шаров при закалке.

Точки $Ac1$, $Ac3$ обычно используются для определения температуры нагрева под закалку. Общие рекомендации при закалке доэвтектоидных сталей – температура на 30-50 $^{\circ}\text{C}$ выше $Ac3$. Однако шары изначально значительно перегреты после операции деформации (прокатки), поэтому при определении температуры под закалку имеет смысл использовать температуру $Ar3$. Точки $Ac1$, $Ac3$ могут быть использованы из соображений определения перегрева стали (с точки зрения роста зерна) при нагреве под прокатку.

Точка $Ar3$ необходима (в данных условиях) для определения температуры начала охлаждения шаров при закалке и, соответственно, определения условий их прокатки и охлаждения для получения необходимой температуры. В настоящей работе предлагается использование температуры перед закалкой на 30-50 °C выше $Ar3$. При этом используется наибольшая точка $Ar3$ для всего диапазона химического состава стали (точка $Ar3_{min}$). Также точка $Ar3$ дает представление о допустимом переохлаждении шаров, например при остановке оборудования. Имеется в виду исключение образования феррита или перлита (полностью аустенитная структура) до начала проведения охлаждения (закалки).

Точка Mn необходима для представления о возможности комплекса оборудования проведения закалки (полной или частичной) для опытной марки стали, при тех или иных условиях охлаждения.

Таким образом рассчитаны режимы термической обработки при производстве шаров мелющих диаметром 120 мм группы твердости 5 из стали марки 77ХГФМН.

Прокатка шаровой заготовки диаметром 120 мм осуществляется из НЛЗ сечением 300x360 мм (отлитой на МНЛЗ №1), 300x380 мм (отлитой на МНЛЗ №3 с использованием электромагнитного перемешивания).

Шаровая заготовка диаметром 120 мм поступает в нагревательную печь с шагающим подом, где производится ее постепенный нагрев до 1050-1070 °C в течение ≈ 90 мин.

Разогретые заготовки из нагревательной печи подаются к валкам и прокатываются способом поперечно-винтовой прокатки в шары мелющие при температуре ≈ 1000 °C (не менее 950 °C).

Прокатанные шары поступают на УВТ. Режимы подстуживания шаров на УВТ указаны в таблице 2.8.

Таблица 2.8 – Режимы подстуживания шаров на УВТ

Группа твердости по ГОСТ 7524	Условный диаметр шара, мм	Марка стали	Температура шаров на выходе с конвейера, °С	Количество ручьев конвейера
5	120	77ХГФМН	740-780	3

Подстуженные после УВТ шары поступают и охлаждаются водой в УЗШ. Режимы закалки шаров в УЗШ представлены в таблице 2.9.

Таблица 2.9 – Режимы закалки шаров в УЗШ

Группа твердости по ГОСТ 7524	Условный диаметр шара, мм	Марка стали	Время закалки, мин
			При температуре воды по уставке 50 °С с перепадом ± 3 °С
5	120	77ХГФМН	4,0 – 4,5

Охлажденные в УЗШ шары подаются в отпускную печь для проведения операции отпуска. Режимы отпуска шаров в отпускной печи указаны в таблице 2.10.

Таблица 2.10 – Режимы отпуска шаров в отпускной печи

Группа твердости по ГОСТ 7524	Условный диаметр шара, мм	Марка стали	Температура выдержки, °С	Время выдержки, мин
5	120	77ХГФМН	1-9 зона – 250	Не менее 240

Данная технология была опробована в условиях участка ШПС РБЦ АО «ЕВРАЗ НТМК». В рамках апробации была разлита плавка опытной марки стали 77ХГФМН в НЛЗ сечением 300х360 мм.

Фактический химический состав плавки стали марки 77ХГФМН представлен в таблице 2.11.

Таблица 2.11 – Фактический химический плавки 013795 (сталь 77ХГФМН)

Химический состав (массовая доля элементов), %					
C	Mn	Si	Al	P	S
0,78	0,88	0,26	0,005	0,001	0,002
Cr	Ni	Cu	V	Mo	N
0,39	0,19	0,01	0,11	0,04	0,005

Далее была прокатана и передана на участок ШПС РБЦ шаровая заготовка диаметром 120 мм, с назначением на производство шаров 5 группы твердости по ГОСТ 7524-2015.

Производство мелющих шаров осуществлялось по разработанным режимам. Значительных отклонений по технологии зафиксировано не было. Фактические режимы производства опытной партии шаров диаметром 120 мм группы твердости 5 из стали марки 77ХГФМН указаны в таблице 2.12.

Таблица 2.12 – Фактические режимы производства шаров из стали 77ХГФМН

Параметр	Значения
Температура в нагревательной печи, °С	1050-1070
Время нагрева заготовки, среднее, мин	95
Температура заготовки перед станом, °С	980-1015
Температура шаров после стана, °С	1010-1020
Температура шаров перед закалкой, °С	760-780
Температура воды в УЗШ, °С	52-55
Время закалки, мин	4,1-4,5
Температура в 1 зоне отпускной печи, средняя, °С	256
Температура во 2 зоне отпускной печи, средняя, °С	251
Температура в 3 зоне отпускной печи, средняя, °С	255
Температура в 4 зоне отпускной печи, средняя, °С	255
Температура в 5 зоне отпускной печи, средняя, °С	253
Температура в 6 зоне отпускной печи, средняя, °С	251
Температура в 7 зоне отпускной 1печи, средняя, °С	252
Температура в 8 зоне отпускной печи, средняя, °С	250
Температура в 9 зоне отпускной печи, средняя, °С	200
Время отпуска, среднее, мин	242

По результатам аттестации опытной партии шаров диаметром 120 мм группы твердости 5 из стали марки 77ХГФМН получены следующие значения твердости (таблица 2.13).

Таблица 2.13 – Твердость шаров 120 мм из стали 77ХГФМН

Условный диаметр шара, мм	Твердость поверхности шаров, HRC	Требование к твердости поверхности для гр. тв. 5, HRC, не менее	Объемная твердость шаров, HRC	Требование к объемной твердости для гр. тв. 5, HRC, не менее
120	56-58	56	47-52	43

Макроструктура шаров диаметром 120 мм стали 77ХГФМН представлена на рисунке 2.3.

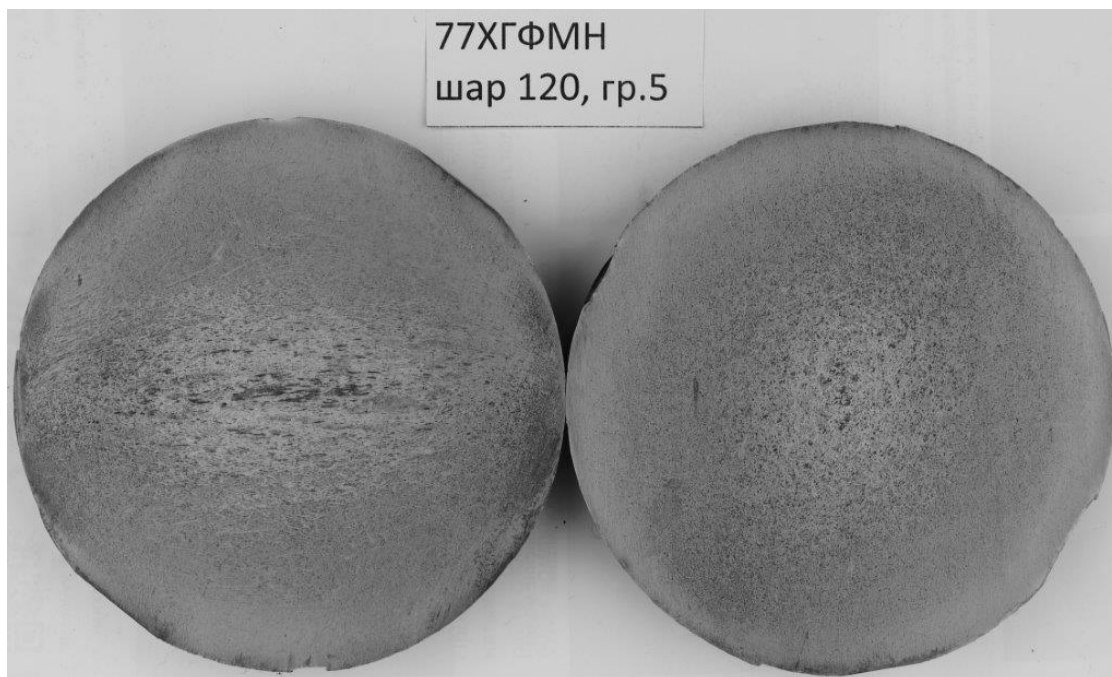


Рисунок 2.3 – Макроструктура шаров 120 мм из стали 77ХГФМН

Испытания шаров на ударную стойкость проводились на 4 шарах диаметром 120 мм. Согласно методике продолжительность испытаний шаров на ударном копре составила 25 мин для каждой пары шаров, при суммарной энергии испытаний не менее 1176 кДж для каждой пары. Все шары испытания выдержали, трещин напряжения не обнаружено.

Микроструктура шаров оценивалась на оптическом микроскопе «Leica DM2700M» по ГОСТ 8233-56 [45] при увеличении $\times 500$, результаты представлены в таблице 2.14.

Таблица 2.14 – Микроструктура шаров 120 мм из стали 77ХГФМН

Зона	Микроструктура
Поверхность шара	Обезуглероженный слой и отпущенный мартенсит
Закаленный слой	Отпущенный мартенсит
Переходная зона	Отпущенный мартенсит, бейнит, троостит
Центральная зона	Смесь пластинчатых и игольчатых структур

Микроструктура у поверхности шаров представлена на рисунке 2.4 ($\times 500$).

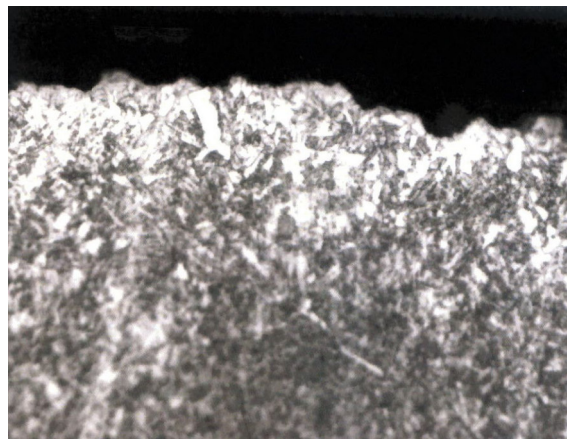
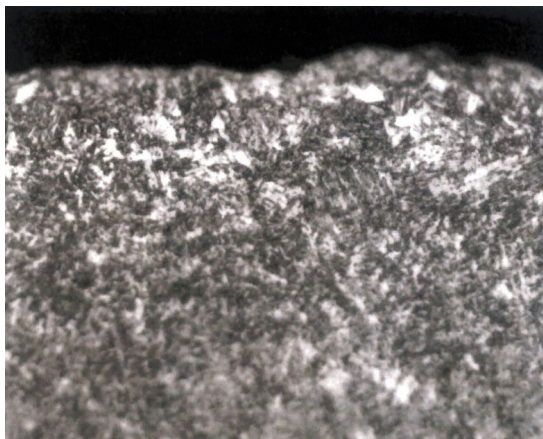


Рисунок 2.4 – Микроструктура у поверхности шаров из стали 77ХГФМН

Микроструктура в закаленном слое металла шаров представлена на рисунке 2.5 (x500).

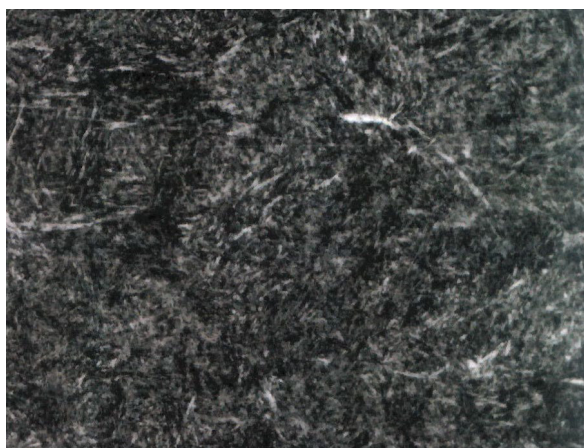


Рисунок 2.5 – Микроструктура в закаленном слое шаров из стали 77ХГФМН

Микроструктура в переходной зоне представлена на рисунке 2.6 (x500).

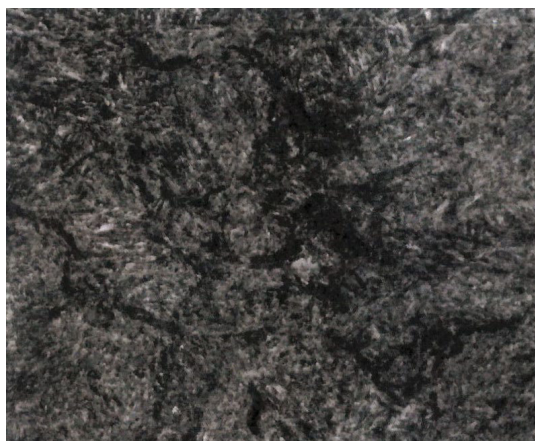


Рисунок 2.6 – Микроструктура в переходной зоне шаров из стали 77ХГФМН

Микроструктура в центральной части шаров представлена на рисунке 2.7 (x500).

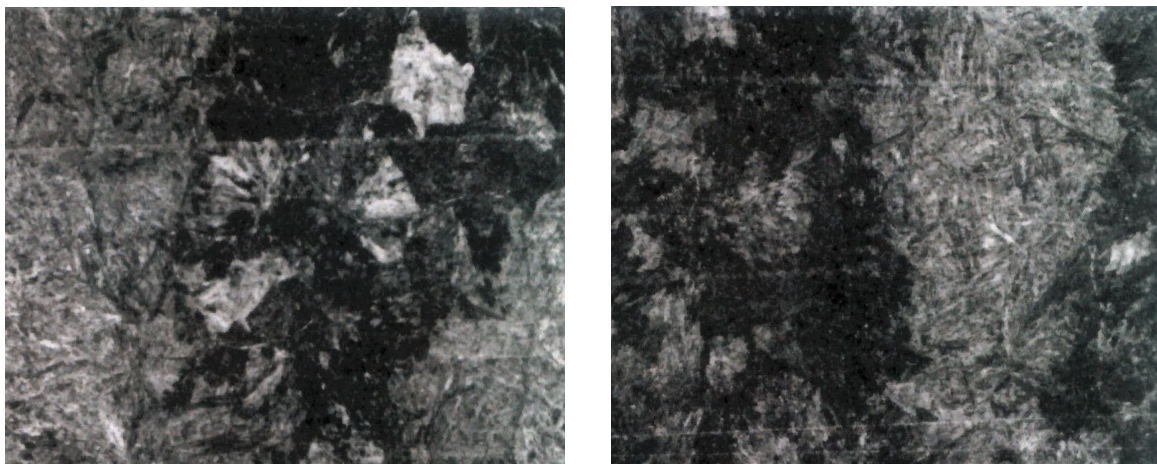


Рисунок 2.7 – Микроструктура в центральной части шаров из стали 77ХГФМН

Опыт опробования производства в условиях участка ШПС РБЦ АО «ЕВРАЗ НТМК» шаров мелющих диаметром 120 мм группы твердости 5 из стали марки 77ХГФМН, в сравнении с шарами мелющими диаметром 120 мм группы твердости 5 из стали марки 70ХГС-1, показал увеличение теоретической прокаливаемости в 1,3 раза, при этом визуально закаленный слой на шарах из стали 77ХГФМН не определяется. Объемная твердость шаров увеличена по диапазону с 43-47 HRC до 47-52 HRC, что значительно превышает требования для группы твердости 5 по ГОСТ 7524-2015, это позволяет, при возможных незначительных отклонениях режимов термической обработки, гарантировать соответствие шаров группе твердости 5 и избежать задержек при отгрузке мелющих шаров, а также минимизирует возможность получения рекламации при несоответствии твердости шаров. Также более высокая объемная твердость сократит удельный расход шаров на 1 т готового класса, при эксплуатации шаров в мельницах потребителя, что возможно использовать для извлечения выгоды, например при заключении долгосрочных контрактов.

Повышенная прокаливаемость мелющих шаров диаметром 120 мм из стали марки 77ХГФМН с учетом комплекса легирования и применением в качестве легирующего элемента ванадия, повышающего устойчивость аустенита, позволила не только увеличить глубину закаленного слоя, но и значительно растянуть переходную зону вплоть до центральной зоны с

образованием бейнита. Отсутствие ярко выраженной переходной зоны, в свою очередь, значительно повысит ударную стойкость шаров и минимизирует риски, связанные с расколом шаров диаметром 120 мм в крупных мельницах МПСИ, при значительных ударных нагрузках во время их эксплуатации.

Настоящая технология была успешно апробирована и используется при серийном производстве мелющих шаров диаметром 120 мм группы твердости 5 по ГОСТ 7524-2015 в условиях участка ШПС РБЦ АО «ЕВРАЗ НТМК». В связи с чем был оформлен патент на настоящую технологию производства [46].

3 Компьютерное моделирование процесса термической обработки мелющих шаров

Одной из перспективных задач является разработка компьютерной модели процесса термической обработки мелющих шаров, которая позволяла бы оценивать твердость и глубину закаленного слоя шара на всем диапазоне химического состава исходной заготовки рядовых и опытных марок стали. Подобная компьютерная модель позволит более предметно подходить к комплексу легирования и разработке опытных марок стали с заданными твердостью, фазовым составом и эксплуатационными характеристиками.

Задача решалась на примере термической обработки шара диаметром 120 мм из стали 65С2Х (рисунок 3.1), однако предполагаемый подход может быть применим и к другим диаметрам и другим материалам [47].

Для расчета фазового состава и характеристик прочности мелющих шаров после термообработки, использовали программное обеспечение DEFORM и JMatPro. Было исследовано влияние вариаций химического состава сплава, в заданном диапазоне величин, на фазовый состав и прочность мелющего шара после термообработки. Построена компьютерная модель процесса закалки, которая позволяет оценивать фазовый состав и твердость мелющего шара после термической обработки, а также, оценена минимальная глубина закаленного слоя.



Рисунок 3.1 – Шары диаметров 120 мм из стали 65С2Х [47]

Наибольшее влияние на микроструктурные превращения и, как следствие, на механические свойства шара оказывают стадии заковки и отпуска. Для создания адекватной компьютерной модели процесса термической обработки наиболее важным является определение граничных условий процесса и свойств материала заготовки.

В литературе граничные условия при моделировании процессов термомеханической обработки, принято разделять на три группы [48]: первого рода (распределение температуры на поверхности тела для каждого момента времени), второго рода (значения теплового потока для каждой точки поверхности тела и любого момента времени) и третьего рода (закон теплообмена между поверхностью тела и окружающей средой). В большей части работ, посвященной моделированию процессов термической обработки сталей [49-54] используют граничное условие третьего рода и уравнение Ньютона-Рихмана. Определение коэффициента теплоотдачи для данного уравнения является отдельной сложной задачей, решаемой, как правило, экспериментально [55, 56]. При моделировании процесса заковки было принято решение об использовании граничного условия первого рода, руководствуясь опытными данными АО «ЕВРАЗ НТМК» и рекомендациями работы [57]. Температура принята равномерной по поверхности шара, закон ее изменения задан в соответствии с таблицей 3.1. Для моделирования процесса отпуска использовали традиционный подход – граничное условие третьего рода и коэффициент конвективной теплоотдачи, рекомендованный разработчиком программного обеспечения DEFORM для задач нагрева/остывания в воздушной среде, равный $0,02 \text{ кВт/м}^2\text{К}$ [47].

Таблица 3.1 – Граничные условия при заковке шара в воде температурой 52 °С

Время, с	Температура поверхности шара, °С	Скорость охлаждения поверхности шара, °С/с	Агрегатное состояние закалочной жидкости
0-3.5	740-400	97	пленочное кипение
3.5-4.8	400-80	246	пузырьковое кипение
4.8-240	80-52	0.119	конвективная теплоотдача

Для моделирования фазовых превращений и изменения свойств материала, вызванных ими, необходимо определить, каким образом эти фазовые превращения происходят. Для расчета фазовых превращений использовали изотермические диаграммы (TTT). На рисунке 3.2 приведена диаграмма распада аустенита при охлаждении стали 65C2X, полученная расчетом в программном пакете для моделирования свойств сталей и сплавов JMatPro [58-60]. Из диаграммы видно, что в данном материале при термической обработке возможны следующие виды фазовых превращений: аустенит – феррит, аустенит – перлит, аустенит – бейнит, аустенит – мартенсит.

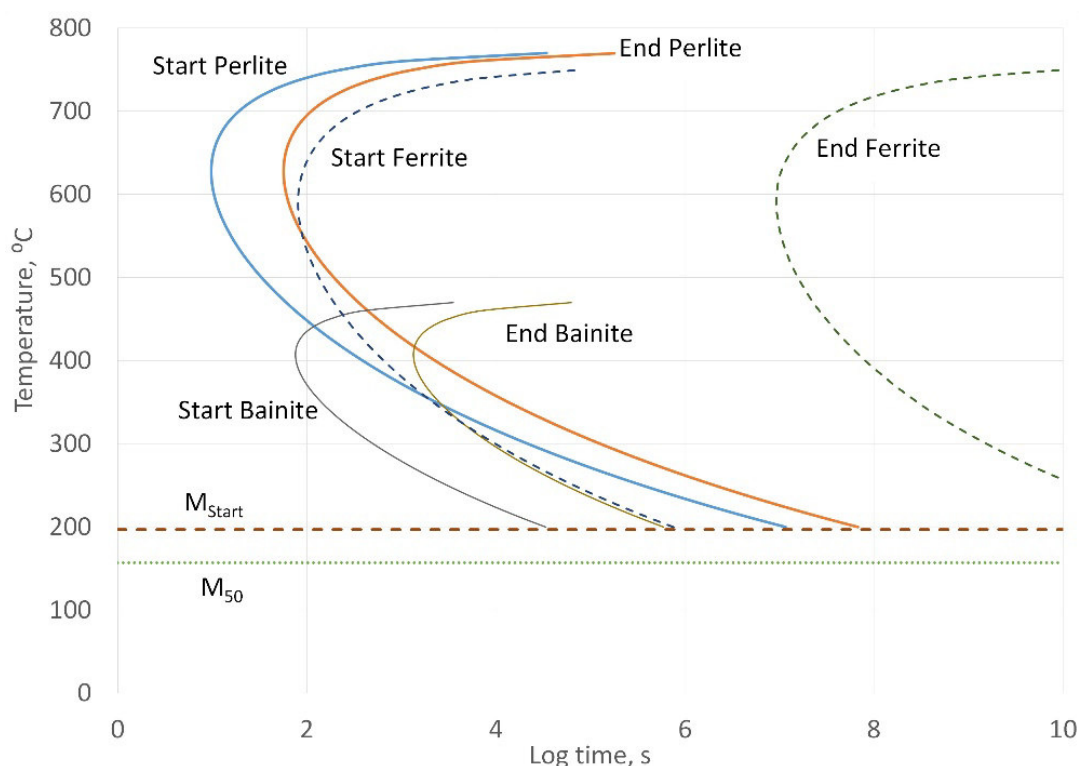


Рисунок 3.2 – Изотермическая диаграмма фазовых превращений стали 65C2X по результатам расчета в программном пакете JMatPro [47]

Для каждой из вышеперечисленных фаз в JMatPro были рассчитаны свойства, необходимые для решения задачи нестационарной теплопроводности и механики деформируемого твердого тела в программном комплексе DEFORM, а именно:

- семейство кривых деформационного упрочнения в широком диапазоне температур и скоростей деформации;

- зависимость коэффициента теплопроводности и теплоемкости материала от температуры;
- зависимость модуля Юнга, коэффициента Пуассона и коэффициента линейного термического расширения материала от температуры;
- твердость материала по Роквеллу в каждом из фазовых состояний.

Важным моментом является то, что значительное влияние на диаграмму фазовых переходов, и как следствие на возможность образования мартенсита при невысоких скоростях охлаждения, оказывает химический состав стали. В частности, согласно данным, приведенным в работе [61], легирующие элементы Cr и Mn повышают прокаливаемость стали, а следовательно, большее или меньшее количество углерода и легирующих добавок, в пределах допуска на химический состав стали 65C2X, приводит к смещению кривой начала образования перлита влево или вправо. На рисунке 3.3 приведены кривые начала образования перлита при максимально и минимально возможном количестве легирующих добавок и углерода в стали 65C2X. По графикам видно, что в зависимости от химического состава стали, время начала образования перлита при температуре 620 °C смещается с 8,1 секунды при минимально возможном количестве легирующих добавок и углерода до 9,93 секунды при максимальном. Наблюдаемое смещение без сомнения может оказать значительное влияние на глубину прокаливаемого слоя. Кроме того, на рисунке 3.3 видно, что увеличение количества углерода и легирующих добавок снижает температуру начала образования мартенсита с 246,1 °C до 196,8 °C, что так же может повлиять на характер протекания технологического процесса закалки [47].

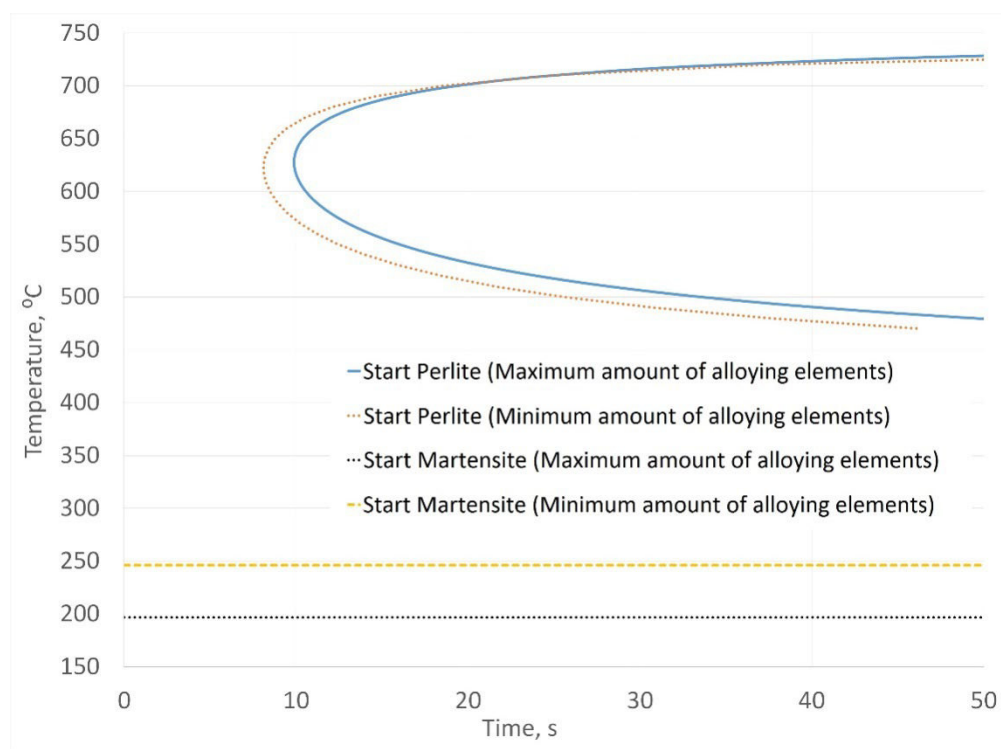


Рисунок 3.3 – Кривые начала образования перлита и мартенсита стали 65C2Xпо результатам расчета в программном пакете JMatPro [47]

Расчет фазовых превращений с помощью изотермических диаграмм имеет ряд недостатков, подробно описанных в работе [62]. Однако для инженерных расчетов, с целью получения качественной картины фазового состава после термической обработки подобный метод допустим и широко применяется [52, 53]. В программном пакете DEFORM данный подход реализован с помощью уравнения Джонсона-Мела-Аврами-Колмагорова [63]:

$$\xi = 1 - e^{-bt^n} \quad (3.1)$$

где ξ – объемная доля фазы, получившейся при распаде аустенита, t – время, b и n – константы, рассчитываемые из условия, что кривая начала образования той или иной фазы соответствует объемной доле этой фазы равной 1 %, а кривая окончания образования этой же фазы соответствует ее объемной доле равной 99 %.

Отпуск при производстве шаров используется для снятия внутренних напряжений и повышения ударной вязкости изделия. В литературе принято разделять микроструктурные процессы, проходящие в закаленном металле во

время отпуска, на следующие стадии, в зависимости от температуры отпуска и химического состава стали [61, 62]:

- 1) При температуре до 250 °C – выпадение ϵ и других карбидов, снижение объемной доли углерода в мартенсите;
- 2) при температуре 200-300 °C – распад остаточного аустенита на феррит и цементит;
- 3) При температуре 250-350 °C – преобразование карбидов и мартенсита в цементит и феррит;
- 4) При температуре выше 350 °C – сфероидизация цементита и рекристаллизация феррита.

Согласно данным, приведенным в работе [61], стадия 2 характерна для низко и среднеуглеродистых сталей, т.е. в рассматриваемой стали, с содержанием углерода не менее 0,65 % данный процесс маловероятен. Стадия 3 и 4 протекает при более высоких температурах, чем в рассматриваемом технологическом процессе. Таким образом, при построении модели отпуска закаленной стали 65C2X, рассматривается только стадия 1 и влияние процесса выпадения карбидов на механические свойства шара.

На рисунке 3.4 приведены графики роста объемной доли карбидов M_3C при различных температурах отпуска, полученные с помощью модели Simultaneousprecipitation программного обеспечения JMatPro. Эта же модель позволила определить, что в процессе выпадения карбидов твердость мартенсита падает с исходных 64,74 HRC до 59,21 HRC [47].

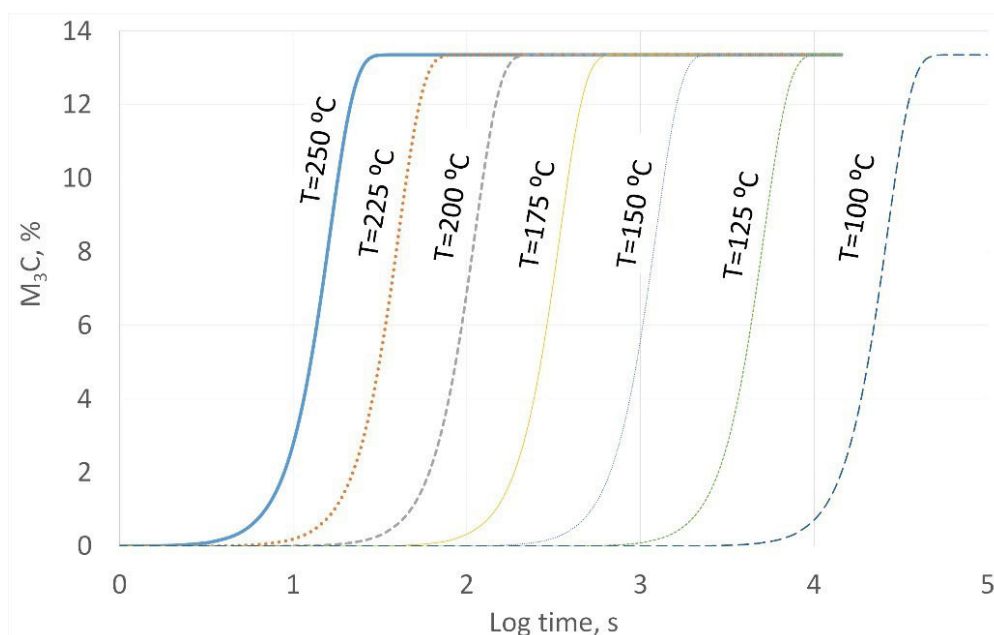


Рисунок 3.4 – Рост объемной доли карбидов первой группы M_3C при различных температурах отпуска стали 65C2X [47]

По полученным данным была построена диаграмма фазового перехода мартенсита закалки в мартенсит отпуска (рисунок 3.5), где для каждой из приведенных на рисунке 3.4 температур время начала перехода соответствует времени, когда объемная доля карбидов M_3C составляет 0,1 %, а время окончания – времени, когда их объемная доля достигает 13,35 %.

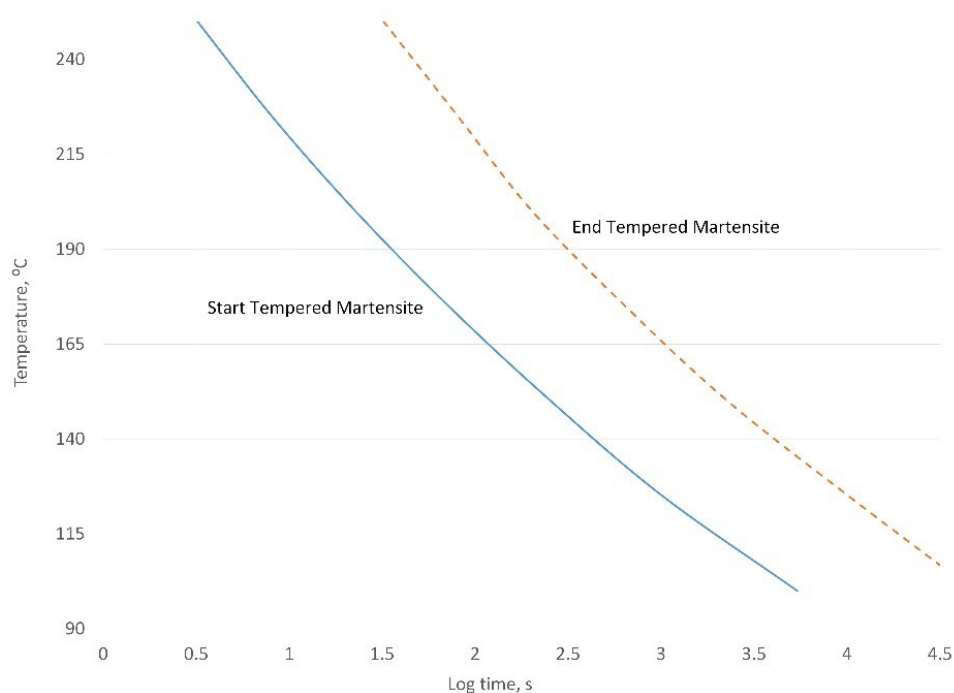


Рисунок 3.5 – Изотермическая диаграмма перехода мартенсита закалки в мартенсит отпуска для стали 65C2X (максимальное содержание легирующих элементов) [47]

Аналогичные расчеты и преобразования были сделаны для случая минимально возможного количества легирующих элементов и углерода. В результате чего была получена аналогичная диаграмма перехода мартенсита закали в мартенсит отпуска, которая незначительно, по сравнению с приведенной на рисунке 3.5, смещена вправо. В качестве граничного условия для нагрева в отпускной печи был принят коэффициент конвективной теплоотдачи равный $0,02 \text{ кВт/м}^2\text{К}$, стандартно рекомендованный для операций нагрева в руководстве пользователя [63] программного обеспечения DEFORM.

Моделирование процесса отпуска, таким образом, сводится к расчету по уравнению (3.1) фазового состава, в процессе нагрева и выдержки заготовки в печи отпуска и определению минимально необходимого времени выдержки заготовки в печи отпуска.

Все свойства материала и граничные условия, описанные выше, были интегрированы в программный комплекс DEFORM, была построена осесимметричная конечно-элементная модель шара диаметром 120 мм. Как было описано выше, наибольшее влияние на структурные превращения и механические свойства шара оказывают стадии закали и отпуска, поэтому стадии нагрева заготовки и прокатки в данной работе не рассматриваются. По опытными данным АО «ЕВРАЗ НТМК» температура поверхности шара на выходе из стана составляет приблизительно $1000 \text{ }^{\circ}\text{C}$, на входе в закалочный барабан – $750 \text{ }^{\circ}\text{C}$, т.е. весь процесс деформирования и переноса протекает в аустенитной области и никаких фазовых превращений в металле на данном этапе не происходит. В результате было принято допущение о том, что со стана шар выходит равномерно прогретым, а при транспортировке к закалочному барабану остывает течение 5 мин. Для моделирования процесса остывания шара, в течение этих 5 мин использовали граничное условие третьего рода и коэффициент теплоотдачи равный $0,02 \text{ кВт/м}^2\text{К}$ [47].

В результате расчетным путем была получена неравномерность температуры по сечению шара: температура поверхности составляет $742 \text{ }^{\circ}\text{C}$, что совпадает с опытными данными, а температура центра шара, по которой

опытных данных нет – 847 °С. Так же была попытка моделировать процесс закалки и отпуска с равномерной исходной температурой шара равной 750 °С, однако данный подход показал серьезные расхождения с опытными данными по твердости и прокаливаемости шара, вследствие чего подобное допущение было признано неприемлемым.

Полученное распределение температуры по сечению шара использовалось как исходное для дальнейшего моделирования процесса закалки. В результате моделирования было получено распределение фазового состава и твердости по сечению после закалки. На рисунке 3.6 приведены кривые охлаждения материала на расстоянии 10 и 30 мм от поверхности при максимально и минимально возможном количестве легирующих добавок и углерода. По графикам видно, что при максимальном количестве добавок, на расстоянии 10 мм от поверхности шара, кривая охлаждения не пересекает кривую начала образования перлита, а на расстоянии 30 мм от поверхности не пересекает кривую окончания. Рассматривая точку на глубине 10 мм, можно сделать вывод по глубине закаленного слоя, которая, таким образом оказывается больше. При этом снижение температуры начала и окончания образования мартенсита ведет к большему, по сравнению со случаем минимально возможного количества легирующих добавок и углерода, количеству остаточного аустенита после закалки. В то же время более низкая теплопроводность аустенита, по сравнению с мартенситом и перлитом приводит к более медленному остыванию шара в целом [47].

По результатам моделирования закалки можно сделать вывод, что при минимальном количестве легирующих добавок количество остаточного аустенита минимально и за 240 сек, в течение которых протекает закалка, закаленный слой формируется полностью и составляет приблизительно 14 мм и в дальнейшем будет лишь протекать переход мартенсита закалки в мартенсит отпуска. При максимальном же количестве легирующих добавок и углерода величина закаленного слоя составляет лишь порядка 10 мм, однако очевидно,

что в дальнейшем остаточный аустенит будет переходить в мартенсит и величина слоя увеличится.

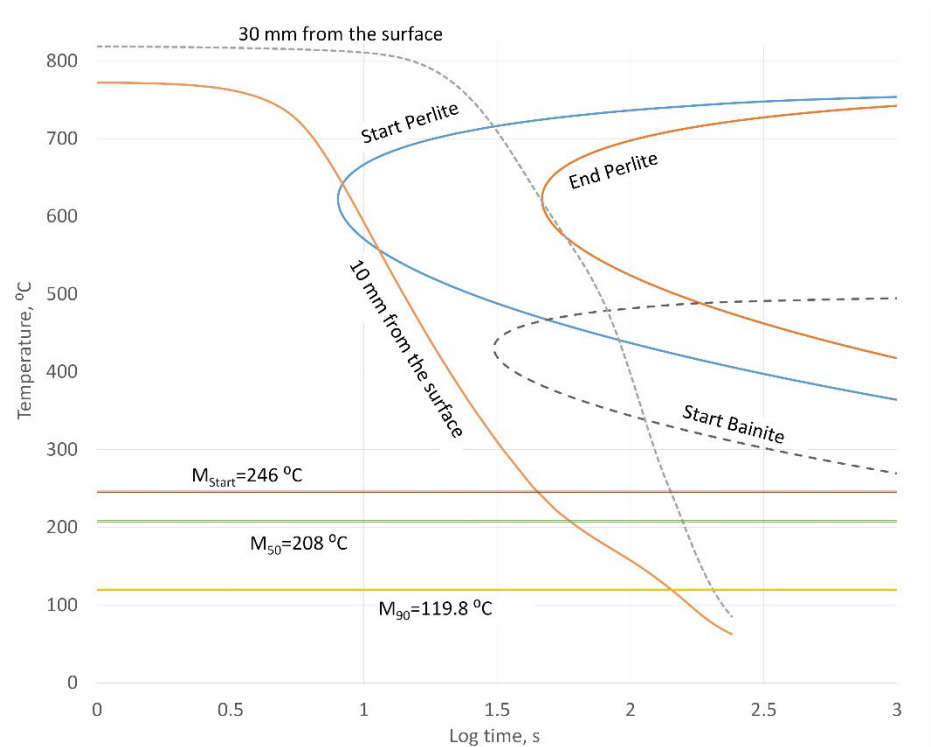
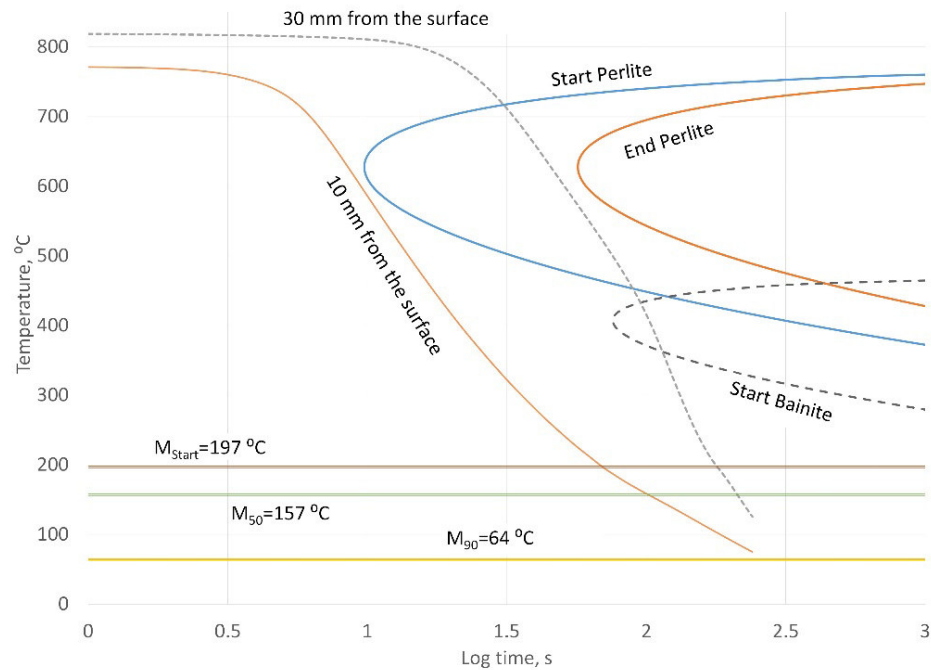


Рисунок 3.6 – Кривые охлаждения относительно диаграммы распада аустенита при максимально (сверху) и минимально (снизу) возможном количестве легирующих элементов и углерода [47]

Далее проводили моделирование процесса отпуска и последующего остывания шара на воздухе. Исходное распределение температуры брали из результатов моделирования закалки. Отпускная печь имеет 9 зон. Температура в первой и девятой зонах составляет приблизительно 200 °С, в 2-8 – приблизительно 250 °С. В процессе отпуска температура шара выравнивается и приблизительно через 120 секунд и составляет 97 °С. Далее температура постоянно растет и через приблизительно 22 мин пересекает кривую начала образования мартенсита отпуска. Окончательно переход мартенсита закалки в мартенсит отпуска происходит через приблизительно 40 мин [47].

Далее моделировали процесс остывания шара на воздухе. Использовали граничное условие третьего рода и коэффициент теплоотдачи равный 0,02 КВт/м²К. Остывание центра шара до температуры ниже М90 (температура окончания перехода аустенита в мартенсит) происходит приблизительно за 120 мин. В случае максимально возможного количества легирующих добавок и углерода в процессе охлаждения большая часть остаточного аустенита переходит в мартенсит закалки, в случае же минимального, распада не происходит, ввиду пренебрежительно малого количества остаточного аустенита. В результате получили (таблица 3.2) распределение твердости по сечению шара, которую сравнивали с таблицей, полученной в ходе натурных испытаний [64].

Экспериментальная твердость измерялась согласно методике ГОСТ 7524-2015, расчетная твердость HRC_{sim} измерялась по правилу смеси, т.е. задавалась твердость каждой из фаз материала, и общая твердость в точке рассчитывалась как:

$$HRC_{sim} = \sum Ph_{sim} HRC_{Ph} \quad (3.2)$$

где Ph_{sim} - объемная доля той или иной фазы (мартенсит отпуска, мартенсит закалки, перлит и т.д.);

HRC_{Ph} – твердость той или иной фазы.

Таблица 3.2 – Распределение твердости по сечению шара

Количество легирующих элементов и углерода в стали 65C2X	Твердость на поверхности, HRC		Твердость на расстоянии 0.5 радиуса шара, HRC		Объемная твердость, HRC	
	модель	эксп.	модель	эксп.	модель	эксп.
Максимальное	58,7	57,93-60,7	36,18	37,3-40,3	51,1	43,34-47,07
Минимальное	57,08		22,74		46,39	

В таблице 3.3 приведены данные по твердости каждой из фаз, полученные расчетами в программном пакете JMatPro, а также данные по глубине закаленного слоя шара. Как видно из таблицы, величина закаленного слоя, при любых отклонениях химического состава стали, не должна быть менее 15,76 мм.

Таблица 3.3 – Твердость фазовых составляющих стали 65C2X и глубина закаленного слоя шара

Количество легирующих элементов и углерода в стали 65C2X	Твердость фазы, HRC						Глубина закаленного слоя, мм	
	Аустенит	Перлит	Бейнит	Феррит	Мартенсит закалки	Мартенсит отпуска	Моделирование	Эксперимент
Максимальное	21,9	21,04	54,21	2,33	64,81	58,61	17,9	16-20
Минимальное	19,45	16,04	48,89	0,5	62,21	57,23	16,8	

В таблице 3.2 можно увидеть значительную разницу в твердости шара на глубине 0,5 R от поверхности (на глубине 30 мм). Анализ фазового состава при закалке и отпуске стали 65C2X различного химического состава представлен на рисунке 3.7. По графику видно, что разница в твердости на глубине 30 мм обусловлена разницей фазового состава после термической обработки. В частности, при минимально возможном количестве легирующих добавок и углерода на расстоянии 30 мм объемная доля перлита составляет 83,17 %, мартенсита отпуска – 15,91 %, а остальных фаз – менее 1 %. При максимально же возможном, на этом же расстоянии, объемная доля перлита составляет

59,84 %, мартенсита отпуска – 32,75 %, мартенсита закалки – 6,2 %, а остальных фаз чуть более 1 %.

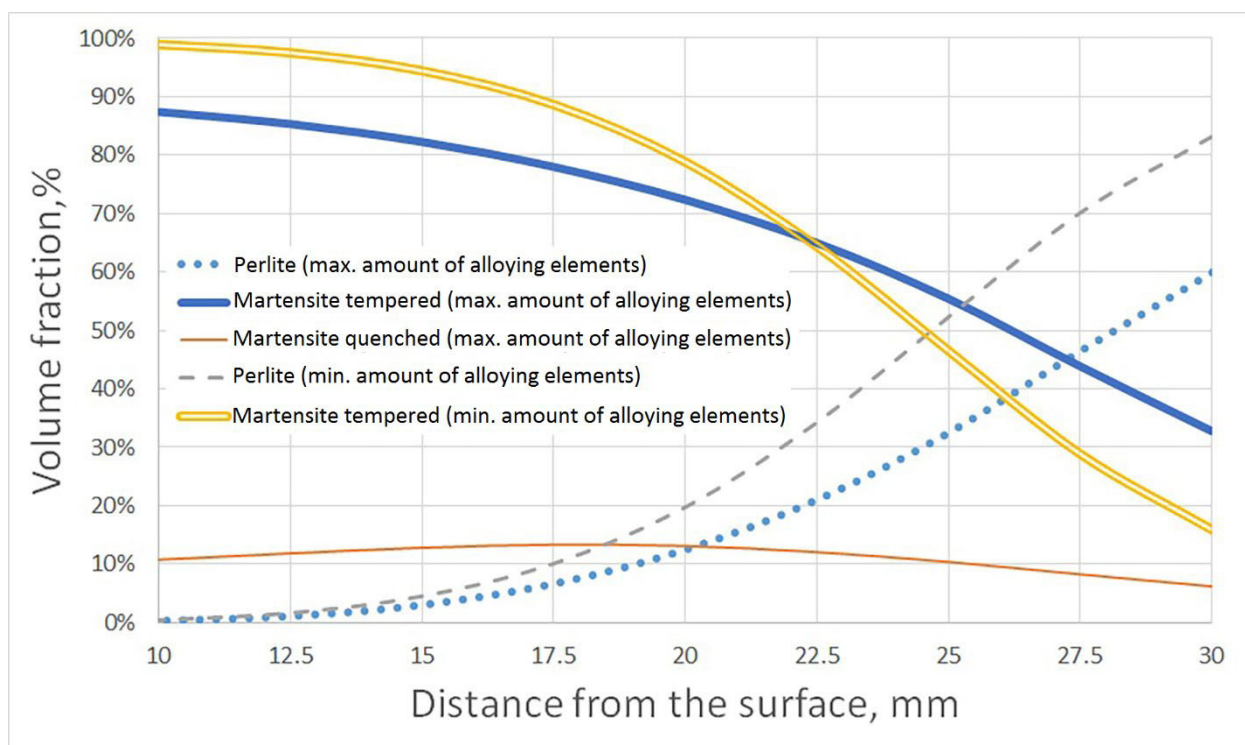


Рисунок 3.7 – Объемная доля перлита, мартенсита закалки и мартенсита отпуска на расстоянии от 10 до 30 мм от поверхности шара [47]

На основе взаимодействия программных пакетов JMatPro и DEFORM построена компьютерная модель процесса закалки, которая позволяет оценивать глубину закаленного слоя, фазовый состав и твердость мелющих шаров после термической обработки во всем диапазоне химического состава исходной заготовки рядовых и опытных марок стали, в том числе таких, которые еще не отливались и не производились. Подобная компьютерная модель позволит более предметно подходить к комплексу легирования, разработке опытных марок стали и режимов термической обработки мелющих шаров.

4 Методики испытаний мелющих шаров

4.1 Текущие методики испытаний мелющих шаров

4.1.1 Определение твердости поверхности

Определение поверхностной и объемной твердости шаров производят в соответствии с требованиями ГОСТ 7524 [5] по методу Роквелла. Сущность метода заключается во внедрении в поверхность образца алмазного конусного сферического наконечника под действием последовательно прикладываемых усилий предварительного и основного усилий и в определении глубины внедрения наконечника после снятия основного усилия.

Определение твердости методом Роквелла выполняется в соответствии с ГОСТ 9013 [65]. Для измерения твердости применяются стационарные приборы, соответствующие требованиям ГОСТ 23677 [66] (рисунок 4.1).



Рисунок 4.1 – Стационарный прибор для определения твердости методом Роквелла

При измерении твердости должны соблюдаться условия:

- плавное приведение наконечника в контакт с контролируемой поверхностью шара;
- плавное приложение предварительного и основного усилий;
- плавное снятие основного усилия через 1-3 сек после резкого замедления или остановки стрелки индикатора.

Контроль твердости поверхности шаров проводят на десяти шарах, отобранных не менее чем из пяти разных мест партии (рисунок 4.2). Твердость поверхности шаров определяют на двух диаметрально противоположных площадках.



Рисунок 4.2 – Шары отобранные для контроля твердости поверхности

Для контроля твердости поверхности шара на каждом шаре изготавливаются две площадки на диаметрально противоположных сторонах шара (рисунок 4.3).

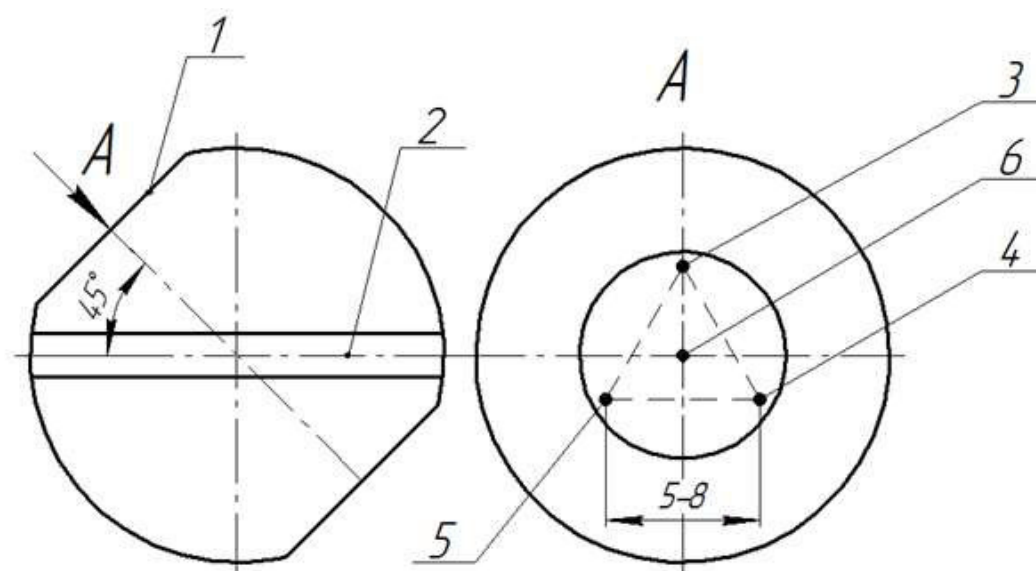


Рисунок 4.3 – Схема изготовления площадок для контроля твердости поверхности шара:

1 – площадка для контроля твердости на поверхности; 2 – технологический «поясок»;

3-5 – пробные измерения твердости; 6 – контрольное измерение твердости

Площадки располагаются под углом 45° относительно расположения технологического «пояска». Диаметр площадки – в соответствии с таблицей 4.1.

Таблица 4.1 – Диаметр площадки для контроля твердости поверхности

Диаметр шара, мм	Диаметр площадки для контроля твердости поверхности шара, мм
60, 70	13-16
80, 90	16-19
100, 110, 120	20-23

Шероховатость поверхности площадки R_a должна быть не более 2,5 мкм по ГОСТ 2789 [67]. Рекомендуемая шероховатость поверхности площадки R_a – от 0,4 до 0,6 мкм.

Расстояние от центра отпечатка до края площадки должно быть не менее 2,5 диаметра отпечатка (но не менее 1 мм). Изготовление площадки должно выполняться таким образом, чтобы исключить изменение свойств при обработке. На площадке не должно быть прижогов и цветов побежалости.

Поверхности площадок и шара должны быть очищены от посторонних веществ (окалины, смазки и др.).

Перед контролем шаров определяется погрешность прибора с помощью эталонного образца. При контроле твердости (без разрезки шара) шар должен быть установлен в специальную подставку, исключая смещение (вращение и т.п.) шара во время измерения твердости.

Подставка должна иметь твердость на опорных поверхностях не менее 50 HRC. При смещении шара во время контроля твердости, результаты измерений считаются не действительными.

При определении твердости на каждой площадке производят четыре измерения. Первые три измерения выполняют в вершинах воображаемого равностороннего треугольника с длиной стороны от 5 до 8 мм. Эти измерения являются пробными, их результаты не записывают в протокол испытаний. Четвертое измерение является итоговым, его выполняют в центре треугольника. Результаты итогового измерения заносят в протокол испытаний.

Твердость поверхности шаров от партии определяют, как среднее арифметическое значение итоговых результатов измерений всех контрольных шаров. Данное значение вносят в документ о качестве.

4.1.2 Определение объемной твердости

Для контроля объемной твердости шаров отбирают по два шара от каждой партии. Объемную твердость определяют в двух взаимно перпендикулярных направлениях на темплетях, вырезанных из шаров. Из каждого шара вырезается по одному темплету.

Темплет вырезается перпендикулярно технологическому «пояску» так, чтобы контролируемая поверхность темплета проходила через центр шара (рисунок 4.4). Плоскости темплета должны быть строго параллельны друг другу. Если расположение технологического «пояска» на поверхности шара определить невозможно, то темплет вырезают произвольно.

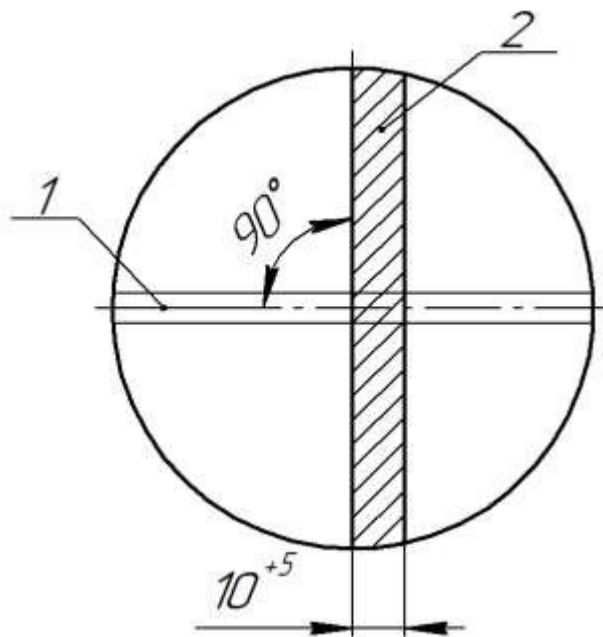


Рисунок 4.4 – Схема изготовления темплета для контроля объемной твердости шара:

1 – технологический «поясок»; 2 – место расположения темплета для определения твердости

Технология порезки шара должна исключать его нагрев выше 100 °С во избежание искажения результатов замеров твердости. Шероховатость контролируемой поверхности темплета R_a должна быть не более 2,5 мкм по ГОСТ 2789 [67].

Изготовление темплета должно быть таким образом, чтобы исключить изменение свойств в результате механической или другой обработки. На темплете не должно быть прижогов и цветов побежалости.

Поверхность темплета (рисунок 4.5) должна быть очищена от посторонних веществ (смазки и др.).

Объемную твердость вычисляют по формуле:

$$OT = 0,289 \cdot T_{пов} + 0,436 \cdot T_{0,25} + 0,203 \cdot T_{0,5} + 0,063 \cdot T_{0,75} + 0,009 \cdot T_{ц} \quad (4.1)$$

где $T_{пов}$, $T_{0,25}$, $T_{0,5}$, $T_{0,75}$, $T_{ц}$ – значения твердости на поверхности, на расстоянии от поверхности шара в частях радиуса и в центре шара.

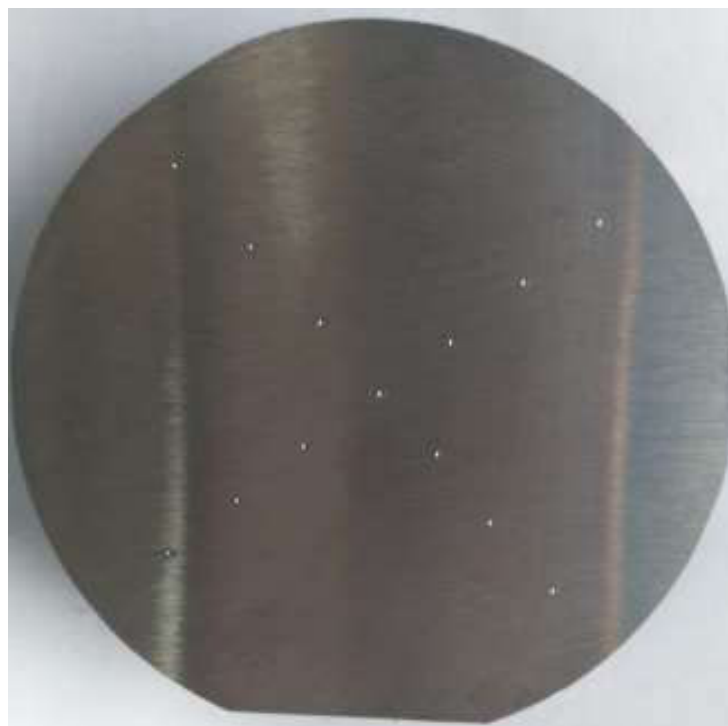


Рисунок 4.5 – Темплет для контроля объемной твердости шара

Объемную твердость определяют, как среднее арифметическое значение объемной твердости контрольных шаров. Данное значение вносят в документ о качестве.

4.1.3 Определение ударной стойкости

Метод испытания на ударную стойкость основан на разрушении шара при многократном соударении шаров одной партии (одного диаметра и одной марки стали) при помощи копра (рисунок 4.6).

Копер предназначен для проведения испытаний шара на ударную стойкость способом многократного соударения одного шара о другой шар, установленных в посадочных местах. Нижний шар всегда находится в неподвижном стационарном положении, а верхний шар поднимается строго на заданную высоту. Направление нанесения ударов – вертикальное.

Основные технические характеристики копра:

- база – пневматический ковочный молот модели МВ-412;
- число ударов в мин – 190;
- энергия одного удара – 250 кгм (Дж);

- ход верхнего удерживающего устройства – 390 мм;
- потребляемая мощность – 10 кВт.



Рисунок 4.6 – Испытание шаров на ударную стойкость

Подъем верхнего удерживающего устройства с шаром на необходимую высоту осуществляется с помощью возвратно-поступательного движения поршня компрессора, соединенного с кривошипно-шатунным механизмом, получающим движение от асинхронного короткозамкнутого электродвигателя непосредственно через клиноременную передачу.

На копровые испытания назначаются шары при наличии соответствующего требования в заказе.

Для проведения испытаний от партии отбирают 4 шара из различных мест партии. Шары для проведения испытания устанавливаются в нижнее стационарное удерживающее устройство и в верхнее подвижное удерживающее устройство.

Верхнее подвижное удерживающее устройство поднимается на заданную высоту и опускается, при этом, происходит соударение верхнего шара о

нижний шар. Высота подъема верхнего подвижного удерживающего устройства в соответствии с характеристиками копра.

Суммарная энергия при испытании каждого образца (шара) зависит от количества ударов и должна соответствовать требованиям, указанным в таблице 4.2.

Таблица 4.2 – Требования при проведении испытаний шаров

Условный диаметр шара, мм	Суммарная энергия за 1 мин работы копра, $E_{\Sigma \text{мин}}$, кДж	Продолжительность испытания, мин, не менее	Суммарная энергия при испытании, кДж, не менее
60	47,5	4	147
80		8	346
90		11	500
100		15	676
120		25	1176

Испытания на ударную стойкость считаются удовлетворительными, если все четыре (два верхних и два нижних) шара выдержали испытания.

Шар считается выдержавшим испытания, если он не раскололся или на его поверхности нет трещин, видимых без применения увеличительных приборов.

4.2 Перспективные методики испытаний мелющих шаров

4.2.1 Способ испытания мелющих шаров на ударную стойкость

В зависимости от типа руды, характера измельчения применяются различные типы шаровых мельниц [68-70]. При этом есть два основных способа измельчения: с быстрой скоростью вращения барабана – водопадный способ; с низкой скоростью вращения барабана – каскадный способ. Для каскадного способа характерно разрушение, происходящее истиранием, возникающее вследствие возникновения трения между мелющими телами и измельчаемым материалом [71]. При водопадном способе мелющие шары падают с высоты, тем самым раздавливая и измельчая материал. Соответственно качество мелющих шаров, кроме группы твердости, которая регламентирована государственным стандартом [5], будет характеризоваться

устойчивостью к истиранию и устойчивостью к разрушению. Для первого типа в большей мере твердость будет характеризовать абразивную стойкость, в качестве детального анализа иногда применяются методики изготовления образцов и испытания их на установках абразивного износа. Для второго случая используют копровые испытания.

Общепринято, что ударная стойкость мелющих шаров характеризуется циклом испытаний, воспринимаемых допустимую суммарную энергию удара. В связи с этим для каждого диаметра шара определяется допустимая энергия удара, которую он должен воспринять без разрушения, для подтверждения своих дальнейших эксплуатационных свойств [68].

Один из существующих на сегодняшний день методов основан на воздействии на шар свободно падающим грузом (бабой с бойком) определенной массы, с определенной высоты [72]. Установка для испытания падающим грузом, используемая на АО «ЕВРАЗ НТМК» в условиях шаропрокатного участка крупносортового цеха, изображена на рисунке 4.7.

Для проведения испытаний на данной установке от партии отбирается по 5 шаров из различных мест партии. Каждый шар устанавливается в обойму соответствующего диаметра и глубины нижнего бойка шабота и испытывается падающим бойком. Вертикально падающий груз поднимается на заданную высоту и сбрасывается на шар. Высота подъема груза и количество ударов устанавливаются в зависимости от диаметра шара. Суммарная энергия при испытании каждого шара зависит от высоты подъема груза и количества ударов и должна соответствовать требуемой энергии удара.



Рисунок 4.7 – Копер для испытания мелющих шаров падающим грузом [68]

Энергия одного удара свободно падающим грузом определяется по формуле (4.2):

$$E_{\text{ед}} = m \cdot g \cdot h \quad (4.2)$$

где m – масса бойка с падающей бабой;

$g = 9,806 \text{ м/с}^2$ (ускорение свободного падения);

h – высота подъема груза, м.

Суммарная энергия удара (E_{Σ} , Дж) определяется по формуле (4.3):

$$E_{\Sigma} = E_{\text{ед}} \cdot n \quad (4.3)$$

где n – количество ударов, осуществляемых при испытании.

К примеру, при массе груза (бойка с бабой) равном 60 кг и падении его с высоты 2,5 м, которые применяются при испытании шара диаметром 120 мм, для достижения суммарной энергии удара 23,5 кДж, производится 16 ударов. К достоинствам проведения испытаний можно отнести относительно быстрый цикл проведения комплекса испытаний. Проведение испытаний на такой установке 5 шаров от партии занимает не более двух часов, для наиболее нагруженного шара диаметром 120 мм [68].

В процессе испытаний возможный раскол даже одного из пяти шаров, являются признаком несоответствия, после чего партия шаров назначается на повторное испытание. При повторном получении разрушения или образования видимых трещин на шарах после повторного испытания партия бракуется.

Для производства объемно-закаленных мелющих шаров, характеризующихся пятой группой твердости и объемной прокаливаемостью, к данным шарам стали предъявляться повышенные требования к отсутствию раскола, т.к. мартенситная структура по всему объему шара должна удовлетворять механическим и эксплуатационным свойствам [64]. В связи с этим появилась необходимость в разработке установки, где суммарная энергия удара будет достигать значений 1 МДж энергии. Разработана испытательная установка, в основе которой был использован гидравлический молот. Метод направлен на комплексное испытание двух испытываемых шаров, многократно соударяющихся между собой на протяжении всего времени испытания. В процессе испытания один шар находится в гнезде нижнего стационарного удерживающего устройства, а второй шар находится в гнезде верхнего подвижного удерживающего устройства, которое приводится в движение непосредственно гидравлическим плунжером. Подвижное устройство с закрепленным в нем шаром поднимается на заданную высоту и затем опускается, происходит соударение верхнего шара о нижний шар. Цикл процесса в данной установке повторяется с частотой от 60 до 450 ударов в минуту [73].

В данном методе испытаний отбирают четыре шара из разных мест партии. И попарно соударяют по два шара [74].

Испытания двух взаимно соударяющихся шаров диаметром 120 мм, для получения 1176 кДж суммарной энергии удара, занимают 25 минут, что для партии шаров составит не более часа.

В отличие от первого способа, при испытании падающим грузом, использование данного метода позволило не только получить имитацию соударения шаров, при работе в шаровых мельницах при измельчении руд и

прочих материалов, при помощи многократного взаимного соударения пары шаров, но и получить максимальную скорость проведения испытания, при большей воспринимаемой суммарной энергии удара [68].

Также существует способ испытания шаров предполагающий падение самого шара с высоты на термообработанную пластину, либо на стационарно зафиксированные в установке шары. Данный способ максимально приближен к реальным условиям, как это происходит в шаровых мельницах. Установка представляет собой транспортер поднимающий шар на заданную высоту, а затем свободно падающий и после соударения, скатывающийся по желобу обратно на транспортер (рисунок 4.8). При таком испытании суммарная энергия будет рассчитываться по формулам 4.2, 4.3, где массой груза будет являться масса самого шара [75].

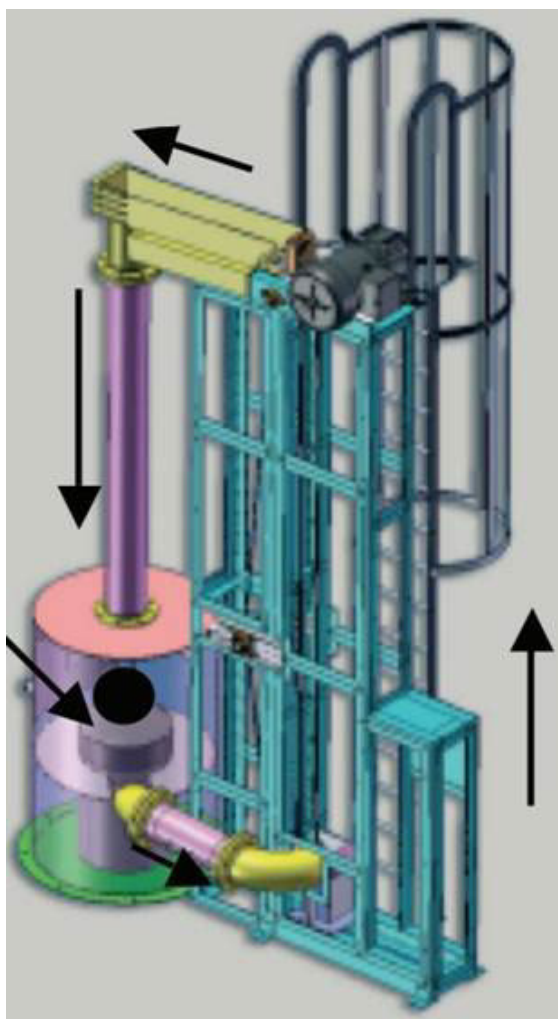


Рисунок 4.8 – Установка для испытания падающим шаром [75]

На установке Mintek (ЮАР) [75], при испытании шаров производится 2000 падений с высоты 3,4 м. При таком испытании шара диаметром 120 мм, суммарная энергия удара составит 593 кДж, однако время испытания составляет более 24 часов. Время испытания большего числа образцов из партии займет несколько суток.

Наиболее производительным из представленных способов является установка на ударном молоте с соударением между собой двух шаров, где за минимальное время испытания можно получить максимальную энергию удара. В то время наиболее приближенным к реальному процессу работы мелющего шара является метод испытания со свободным падением шара, однако время проведения такого способа испытания может составлять более суток [68].

Предлагается использование установки для испытаний, которая позволит производить испытания мелющих шаров на ударную стойкость как максимально приближенно к реальным условиям, так и эффективно, с возможностью испытания одновременно нескольких шаров из партии (рисунок 4.9) [76, 77].

Технический результат, на достижение которого направлена предполагаемая полезная модель является: преждевременное выявления дефектных партий мелющих шаров при испытании на ударную стойкость.

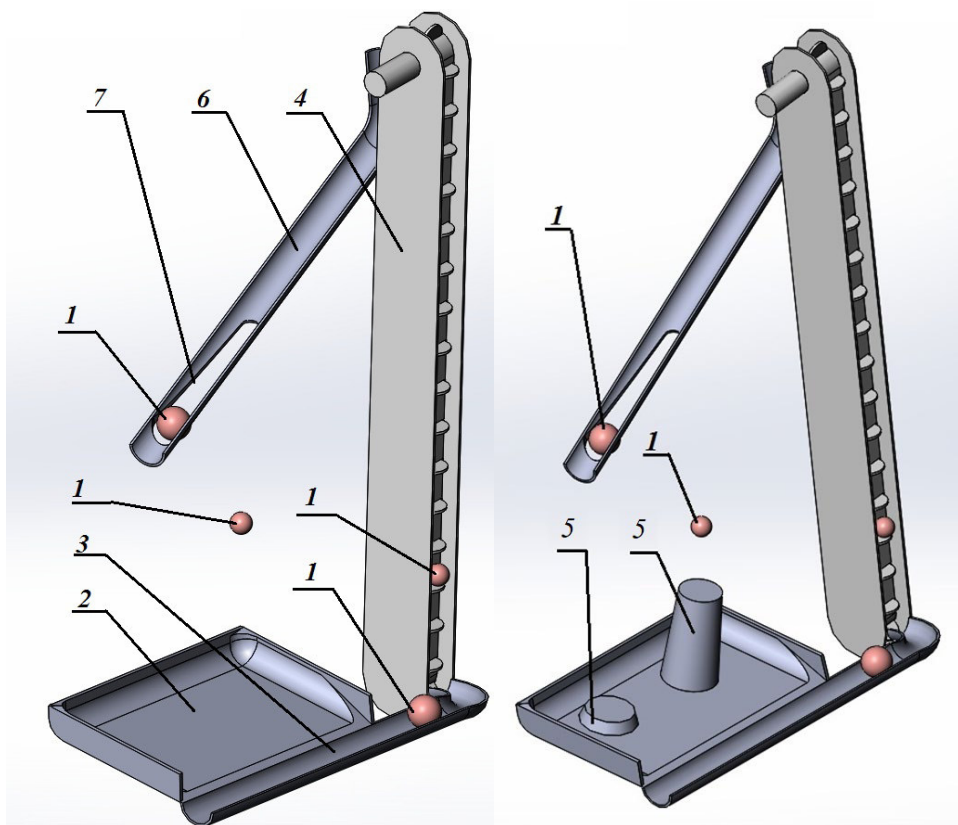


Рисунок 4.9 – Прототипы установки для испытания падающим шаром [76, 77]

Указанный технический результат достигается тем, что установка для испытания мелющих шаров на ударную стойкость, содержащая, основание 2, соединенного с приемный желоб 3 и транспортер 4 для подъема мелющих шаров 1, согласно предлагаемой полезной модели транспортер 4 для подъема мелющих шаров 1 выполнен под наклоном относительно вертикальной оси в сторону основания 2 под углом не менее 45° , при этом нижняя часть транспортера 4 соединена с приемным желобом 3 таким образом, чтобы обеспечить возможность перемещения мелющих шаров 1 из основания 2 в транспортер 4, а верхняя часть транспортера 4 соединена с приемным лотком 6, для скатывания по нему мелющих шаров 1 соответствующего диаметра, причем прорезь 7 в приемном лотке 6 имеет расширение по ходу движения мелющих шаров 1, и ширина прорези 7 зависит от размера испытуемого мелющего шара 1.

Кроме этого, основание может быть выполнено из цельного твердого элемента в виде чугунной или стальной плиты, а также в виде стационарно

установленных на нем твердых тел в том числе мелющих шаров соответствующей твердости, для имитации соударения мелющих шаров 1 друг о друга.

Кроме этого, основание может иметь подставки 5, разной высоты, установленные в месте падения мелющих шаров 1 определенного диаметра.

Предлагаемая конструкция установки для испытания падающим шаром позволит производить испытания мелющих шаров на ударную стойкость, как максимально приближенно к реальным условиям, так и эффективно, с возможностью испытания одновременно нескольких шаров из партии, в том числе проводить испытания с заданием различной высоты свободного падения для шаров различного диаметра. Такая установка позволит более эффективно выявлять дефектные партии мелющих шаров, тем самым избежать возможных рекламаций по расколу при эксплуатации шаров и соответствующих издержек.

4.2.2 Способ фиксации мелющих шаров при определении твердости

Согласно ГОСТ 7524-2015 замер поверхностной твердости производят на двух диаметрально противоположных площадках [5], подразумевается что шар будет установлен на одну из таких площадок, при замере твердости на другой. Однако изготовление двух таких площадок в двух параллельных плоскостях технически трудно. Поэтому при измерении твердости поверхности шаров, как правило, используют стационарные удерживающие устройства (подставки). Примеры таких подставок представлены на рисунке 4.10.



Рисунок 4.10 – Примеры подставок для шаров при определении твердости поверхности

Мелющие шары имеют множественные мелкие поверхностные дефекты, которые допускаются стандартом [5]. Такие дефекты располагаются в том числе в точках опоры шаров и подставок, поэтому довольно часто происходят смещение шаров при испытаниях, что недопустимо. К тому же в отсутствие фиксации, подобные дефекты могут существенно искажать результаты испытаний.

В связи с этим для осуществления контроля твердости шар разрезают на две части, для того, чтобы плоской стороной по поверхности разреза он прилегал к опоре твердомера, а на сферической поверхности шара производят изготовление площадки для контроля поверхностной твердости.

В предлагаемом решении для контроля твердости поверхности шара не требуется предварительная разрезка, а возможна фиксация шара с использованием устройства зажатия шара (рисунок 4.11) [78].

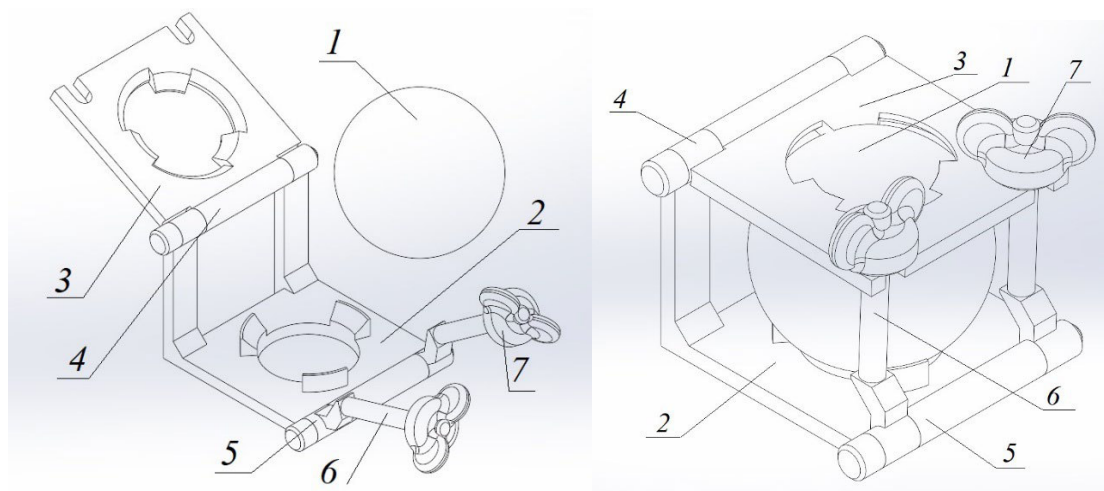


Рисунок 4.11 – Примеры подставок для шаров при определении твердости поверхности [78]

Устройство зажатия шара определяется следующим: испытуемый шар 1 устанавливается в основание 2, которое выполнено по форме установки шара с несколькими поверхностями касания. Затем при помощи шарнира 4 крышка 3 опускается до поверхности касания шара. При этом крышка выполнена аналогичным образом с несколькими поверхностями касания шара. Затем при помощи нижнего шарнира 5 шпильки 6 поднимаются до упора крышки 3. И

барашками 7 крышка притягивается и зажимает шар 1 относительно основания 2.

Особенность данного устройства характеризуется тем, что используется быстросъемное приспособление, позволяющее оперативно производить замену испытуемого шара. При этом оно является компактным, переносным, но при этом достаточно надежным для исключения проворота шара относительно основания. Количество шпилек 6 при этом может отличаться от двух и присутствовать как одна, расположенная в плоскости симметрии устройства, а также более двух.

Таким образом настоящий способ фиксации шаров позволяет упростить проведение замера твердости поверхности, а также исключить искажение результатов замера и дорогостоящую подготовку образцов.

4.2.3 Методика испытаний материалов на абразивный износ сухим песком и каучуковым кругом

Методика испытаний по ASTM G65 [79] включает лабораторные методики определения устойчивости металлических материалов к абразивному износу посредством испытания сухим песком и каучуковым кругом. Упрощенная схема метода испытаний представлена на рисунке 4.12. Целью этого метода испытаний является получение данных, которые будут с надлежащей воспроизводимостью ранжировать материалы по их устойчивости к абразивному износу при заданном наборе условий.

Результаты испытаний на абразивный износ представлены в виде уменьшения объема в кубических миллиметрах для конкретной указанной методики испытания. Материалы с более высокой стойкостью к абразивному износу будут иметь меньшую потерю объема.

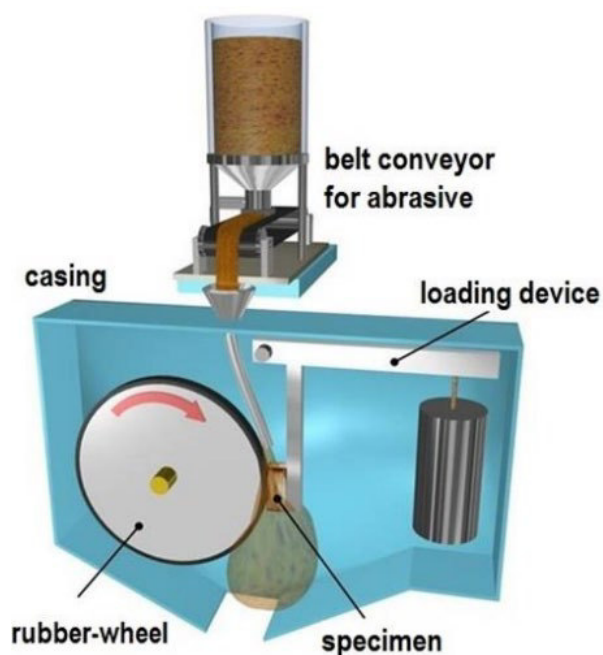


Рисунок 4.12 – Метод испытаний материалов на абразивный износ сухим песком и каучуковым кругом

Эта методика испытаний включает пять рекомендуемых процедур, которые подходят для определенных степеней износостойкости или толщины испытуемого материала.

Испытание на абразивный износ сухим песком и каучуковым кругом включает абразивный износ стандартного испытательного образца абразивной средой с контролируемыми размером и составом. Абразив вводят между испытательным образцом и вращающимся кругом с шиной или ободом из хлорбутилкаучука заданной твердости. Этот испытательный образец прижимается к вращающемуся кругу с заданным усилием с помощью рычага, в то время как управляемый поток абразива истирает испытательную поверхность. Вращение круга таково, что его поверхность контакта движется в направлении потока песка. При этом ось поворота плеча рычага лежит в плоскости, которая почти параллельна поверхности каучукового круга и перпендикулярна диаметру в горизонтальной плоскости, вдоль которого прикладывается нагрузка. Образцы взвешиваются до и после испытания и регистрируется потеря массы. Из-за больших различий в плотности материалов необходимо преобразовать потерю массы в потерю объема в кубических

миллиметрах. Абразивный износ указывается в качестве потери объема за определенную процедуру.

В таблице 4.3 указано усилие, прилагаемое к испытательному образцу, и количество оборотов круга для процедур испытаний от А до Е.

Таблица 4.3 – Параметры испытаний [79]

Процедура	Усилие прижатия к образцу, Н	Обороты круга	Линейный путь, м
А	130	6000	4309
В	130	2000	1436
С	130	100	71,8
Д	45	6000	4309
Е	130	1000	718

Расход песка должен быть от 300 до 400 г/мин.

Время испытания будет составлять около 30 минут для процедур А и Д, 10 минут для процедуры В, 5 минут для процедуры Е и 30 секунд для процедуры С, в зависимости от фактической скорости круга. Во всех случаях определяющим параметром должно быть количество оборотов круга, а не время.

В таблице 4.3 представлено линейное расстояние, на котором происходит абразивный износ, от круга диаметром 228,6 мм (9 дюймов), вращающегося с указанным числом оборотов. По мере уменьшения диаметра каучукового круга количество оборотов круга необходимо регулировать таким образом, чтобы оно равнялось пути трения нового круга.

Степень абразивного износа в любой системе будет зависеть от размера, формы и твердости абразивных частиц, величины напряжения, создаваемого частицей, и частоты контакта с абразивной частицей. Ценность такой методики заключается в прогнозировании относительной классификации поведения различных материалов в абразивной среде. Поскольку такая методика не пытается воспроизвести все условия процесса (размер абразива, форма, давление, удары или коррозионные элементы), ее не следует использовать для прогнозирования точного сопротивления данного материала в конкретной

среде. Однако данные об уменьшении объема, полученные для исследуемых материалов, срок службы которых неизвестен в конкретной абразивной среде, можно сравнить с данными испытаний, полученными для материала, срок службы которого известен в той же среде. Сравнение даст общее представление о качестве неизвестных материалов, если абразивный износ является преобладающим фактором, вызывающим разрушение [79].

4.2.4 Методика испытаний материалов на абразивный износ истиранием штифта

Методика испытаний по ASTM G132 [80] охватывает лабораторную процедуру определения износостойкости материала, когда между абразивной тканью, бумагой или пластиковой пленкой и контактирующим штифтом из исследуемого материала возникает относительное движение.

Для методики испытаний на истирание штифта требуются два образца. Один из образцов – образец материала. Другой – контрольный материал. Каждый штифт располагается перпендикулярно абразивной поверхности, которая обычно опирается или размещается на плоском диске, другой плоской поверхности или цилиндрической поверхности барабана. Испытательная установка позволяет осуществлять движение абразивной поверхности относительно поверхности штифта. След износа штифта описывает непрерывный, не пересекающийся путь, такой как спираль, овал или пилообразная кривая, предпочтительно со смещением между последовательными проходами, так, чтобы другой штифт мог пройти параллельный путь с наличием промежуточного пространства. На рисунке 4.13 показаны некоторые возможные варианты исполнения. Штифт прижимается к абразивной поверхности под собственным весом или с заданной нагрузкой другим подходящим способом нагружения [80].

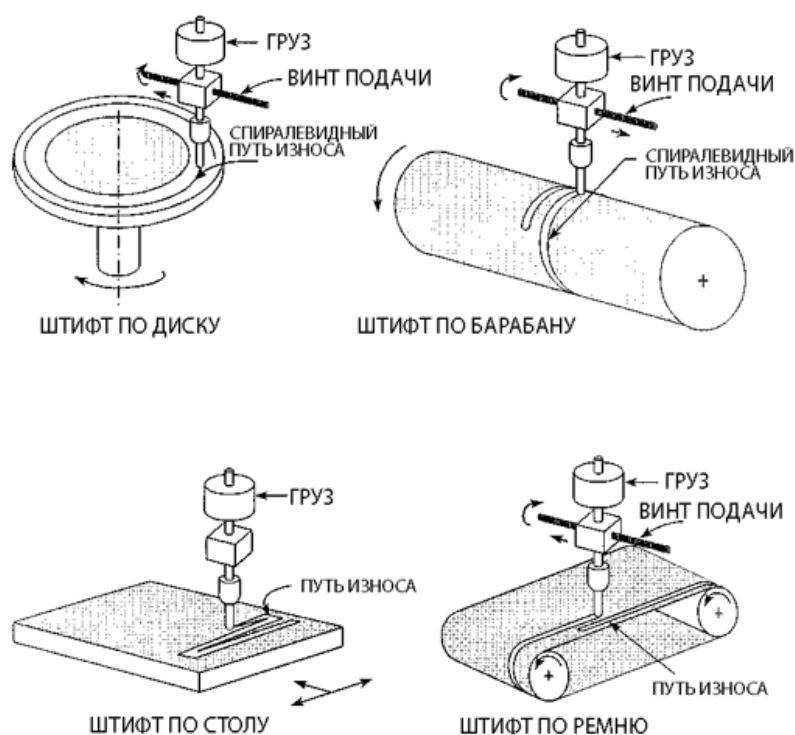


Рисунок 4.13 – Метод испытаний материалов на абразивный износ истиранием штифта [80]

Нагрузка – величина нормальной силы в ньютонах на пятно износа. Исходя из номинальной площади контакта образца номинальное контактное давление должно находиться в диапазоне от 1 до 2,5 МПа. Номинальное контактное давление около 2 МПа позволяет минимизировать расход абразива за счет ограничения необходимой длины пути без высокого риска разрыва материала основы.

Средняя относительная скорость скольжения между контактирующими поверхностями должна быть в диапазоне от 1 до 10 см/с.

Степень износа определяется путем взвешивания обоих образцов до и после испытания. Значения потери массы следует преобразовывать в потери объема с использованием доступных данных о плотности образцов. Использование данных об изменении длины для выражения степени износа не рекомендуется.

Результаты износа выражаются в виде потери объема и как объем износа, по отношению к приложенной нормальной нагрузке относительно длины пути износа и среднему износу контрольного образца на том же типе абразива.

Могут быть использованы абразивные материалы различных размеров и типов. К ним относятся карбид кремния, оксид алюминия, корунд, гранат, кремень или другие кремнеземы, а также синтетические соединения. Как правило, в зависимости от типа абразива результаты износа будут отличаться. Абразив приклеивается к основе из ткани, бумаги или пластиковой пленки, которая крепится на гладкую твердую поверхность (например, диск, цилиндр или другую плоскость) или поддерживается на ней.

В методике испытаний основная роль контрольного материала заключается в корректировке на изменения абразивности абразивной ткани или бумаги. Из-за изменчивости абразивности износ стандартного материала в конкретном испытании может отклоняться от общего среднего значения, полученного в испытаниях с использованием того же абразива.

В любой системе, как правило, степень износа зависит от ряда системных факторов, таких как приложенная нагрузка, характеристики установки, скорость скольжения, пройденный путь, окружающая среда и свойства материала. Основная ценность этой методики испытаний на износ заключается в прогнозировании относительного ранжирования материалов. Поскольку эта методика испытаний на истирание не ставит задачу воспроизвести все условия, которые могут возникнуть при эксплуатации (например, размер абразивных частиц, их форма, твердость, скорость, нагрузка и наличие коррозионной среды), то данная методика не может гарантировать уверенное прогнозирование скорости износа данного материала в условиях, отличных от условий, созданных в рамках испытания по данной методике [80].

Предложенные в пунктах 4.2.3, 4.2.4 методики определения износостойкости материалов позволят ранжировать используемые марки стали с точки зрения абразивной стойкости. Сбор, структурирование и анализ результатов подобных испытаний позволит практически определить ключевые параметры качества мелющих тел влияющих на абразивную стойкость и значительно повысить их служебные свойства, тем самым стимулируя интерес потребителей и спрос.

5 Экономическое обоснование

Экономическое обоснование магистерской диссертационной работы и экономический эффект от реализации рассматривается на сравнении маржинальности опытных шаров диаметром 120 мм группы твердости 5 из стали марки 77ХГФМН (далее – опытные) и, наиболее маржинальных на сегодняшний момент, шаров 120 мм группы твердости 3 из стали марки Ш-3 (далее – рядовые).

Расчет себестоимости полупродукта для рядовой марки стали представлен в таблице 5.1.

Таблица 5.1 – Расчет себестоимости полупродукта для стали Ш-3

Наименование статьи калькуляции	Ш-3			
	нормы, т/т передела	цена, руб	сумма, руб/т передела	сумма, руб/т годной стали
Миксер/чугун ванадиевый	1,00504	14 546	14 619	15 856
Железо в окалине	0,02956	–	–	–
Итого металлошихта	1,03460	–	14 619	15 856
Скрап стали углеродистой (негаб)	-0,00040	8 676	-3	-4
Пыль аспирации установки десульфурации	-0,00017	407	–	–
Угар	-0,03403	–	–	–
Итого отходы	-0,03460	–	-4	-4
Итого задано за вычетом отходов и брака	–	–	14 616	15 852
Окалина для деванадации	0,05623	9 463	532	577
Добавка ОКД фр.10-50мм	0,00260	4 460	12	13
Алюминий АВ-87	0,00008	106 050	8	9
Раскислитель стали МК 7/15	0,00008	93 482	7	8
Итого добавочные КО	0,05898	–	559	606
Смесь десульфурующая КМ-190	0,00029	645 782	187	203
Известь мелкодисперсная флюидизированная	0,00108	14 000	15	16
Итого добавочные десульфурации	0,00137	–	202	220
Шлак ванадиевый жидкий	-0,03860	34 628	-1 337	-1 450
Итого попутная продукция	-0,03860	–	-1 337	-1 450
Итого полупродукт	1,06060	14 040	14 891	15 228

Расчет себестоимости полупродукта для опытной марки стали представлен в таблице 5.2.

Таблица 5.2 – Расчет себестоимости полупродукта для стали 77ХГФМН

Наименование статьи калькуляции	77ХГФМН			
	нормы, т/т передела	цена, руб	сумма, руб/т передела	сумма, руб/т годной стали
Миксер/чугун ванадиевый	1,00504	14 546	14 619	15 856
Железо в окалине	0,02956	–	–	–
Итого металлошихта	1,03460	–	14 619	15 856
Скрап стали углеродистой (негаб)	-0,00040	8 676	-3	-4
Пыль аспирации установки десульфурации	-0,00017	407	–	–
Угар	-0,03403	–	–	–
Итого отходы	-0,03460	–	-4	-4
Итого задано за вычетом отходов и брака	–	–	14 616	15 852
Окалина для деванадации	0,05623	9 463	532	577
Добавка ОКД фр.10-50мм	0,00260	4 460	12	13
Алюминий АВ-87	0,00008	106 050	8	9
Раскислитель стали МК 7/15	0,00008	93 482	7	8
Итого добавочные КО	0,05898	–	559	606
Смесь десульфурующая КМ-190	0,00029	645 782	187	203
Известь мелкодисперсная флюидизированная	0,00108	14 000	15	16
Итого добавочные десульфурации	0,00137	–	202	220
Шлак ванадиевый жидкий	-0,03860	34 628	-1 337	-1 450
Итого попутная продукция	-0,03860	–	-1 337	-1 450
Итого полупродукт	1,06060	14 040	14 891	15 228

Расчет себестоимости жидкой стали для рядовой марки стали представлен в таблице 5.3.

Таблица 5.3 – Расчет себестоимости жидкой стали Ш-3

Наименование статьи калькуляции	Ш-3			
	нормы, т/т передела	цена, руб	сумма, руб/т передела	сумма, руб/т годной стали
Полупродукт	1,06060	14 040	14 891	15 228
Ферросиликомарганец 18 (содерж. Р<0,15)	0,01061	63 886	678	693
Ферросилиций ФС-65 (63-65)	0,00377	116 774	440	450
Итого ферросплавы КО	0,01438	–	1 118	1 143
Ферросиликомарганец 18 (содерж. Р<0,15)	0,00100	63 886	64	65
ПП-ФВа80 Проволока порошковая с FeV нап.	0,00004	1 163 067	47	48
Проволока порошковая d14,5 SiCa	0,00010	79 489	8	8
Итого ферросплавы ПК	0,00114	–	118	121
Итого ферросплавы	0,01552	–	1 236	1 264
Скрап стали углеродистой (негаб)	-0,00250	8 676	-22	-22
Итого отходы	-0,07612	–	-22	-22
Итого задано за вычетом отходов и брака	–	–	16 106	16 470
Известь обожженная комовая	0,02319	2 921	68	69
Доломит сырой Белый камень фр 20-80мм	0,00125	802	1	1
Агломерат марганцевый собственный	0,00142	7 316	10	11
Добавка ОКД фр.10-50мм	0,00539	4 460	24	25
Флюс магнезиальный ФОМИ	0,00572	9 300	53	54
Раскислитель стали МК 7/15	0,00049	93 482	46	47
Мелочь коксовая 0-10мм	0,00090	2 271	2	2
Плавиковый шпат (флюарит)	0,00024	18 200	4	4
Итого добавочные КО	0,03860	–	209	213
Известь обожженная комовая фр.5-50мм	0,00540	2 921	16	16
Проволока порошковая с графит.наполнен.	0,00015	28 000	4	4
Мелочь коксовая 0-10мм	0,00140	2 271	3	3
Рантал 50ГР корунд.матер.д/нейтрал.шлака	0,00220	18 924	42	43
Итого добавочные ПК	0,00915	–	65	66
МКНФ-корундовый материал	0,00062	48 992	30	31
Итого добавочные вакуумирования	0,00062	–	30	31
Итого сталь жидкая	1,02260	16 410	16 781	16 781

Расчет себестоимости жидкой стали для опытной марки стали представлен в таблице 5.4.

Таблица 5.4 – Расчет себестоимости жидкой стали 77ХГФМН

Наименование статьи калькуляции	77ХГФМН			
	нормы, т/т передела	цена, руб	сумма, руб/т передела	сумма, руб/т годной стали
Полупродукт	1,06060	14 040	14 891	15 228
Ферросиликомарганец 18 (содерж. Р<0,15)	0,01198	63 886	765	783
Ферросилиций ФС-65 (63-65)	0,00200	116 774	234	239
Феррованадий ФВд 80	0,00124	1 492 862	1 851	1 893
Феррохром высокоуглеродистый	0,00563	190 998	1 075	1 100
Никель Н-1 ГОСТ 849-97	0,00140	1 306 905	1 830	1 871
Итого ферросплавы КО	0,02225	–	5 755	5 885
Ферросиликомарганец 18 (содерж. Р<0,15)	0,00057	63 886	36	37
Ферросилиций ФС-65 (63-65)	0,00067	116 774	78	80
Феррованадий ФВд 80	0,00013	1 492 862	194	198
Феррохром высокоуглеродистый	0,00033	190 998	63	64
Итого ферросплавы ПК	0,00170	–	372	380
Итого ферросплавы	0,02395	–	6 127	6 265
Скрап стали углеродистой (негаб)	-0,00250	8 676	-22	-22
Итого отходы	-0,08627	–	-22	-22
Итого задано за вычетом отходов и брака	–	–	21 020	21 495
Известь обожженная комовая	0,02785	2 921	81	83
Доломит сырой Белый камень фр 20-80мм	0,00125	802	1	1
Агломерат марганцевый собственный	0,00137	7 316	10	10
Добавка ОКД фр.10-50мм	0,00539	4 460	24	25
Флюс магнезиальный ФОМИ	0,00572	9 300	53	54
Раскислитель стали МК 7/15	0,00034	93 482	32	33
Мелочь коксовая 0-10мм	0,00035	2 271	1	1
Плавиновый шпат (флюарит)	0,00024	18 200	4	4
Итого добавочные КО	0,04251	–	207	211
Известь обожженная комовая фр.5-50мм	0,00540	2 921	16	16
Проволока порошковая с графит.наполнен.	0,00015	28 000	4	4
Мелочь коксовая 0-10мм	0,00140	2 271	3	3
Рантал 50ГР корунд.матер.д/нейтрал.шлака	0,00220	18 924	42	43
Итого добавочные ПК	0,00915	–	65	66

Продолжение таблицы 5.4

Наименование статьи калькуляции	77ХГФМН			
	нормы, т/т передела	цена, руб	сумма, руб/т передела	сумма, руб/т годной стали
МКНФ-корундовый материал	0,00062	48 992	30	31
Итого добавочные вакуумирования	0,00062	–	30	31
Итого сталь жидкая	1,02260	21 322	21 804	21 804

Расчет себестоимости НЛЗ для рядовой марки стали представлен в таблице 5.5.

Таблица 5.5 – Расчет себестоимости НЛЗ для стали Ш-3

Наименование статьи калькуляции	Ш-3			
	нормы, т/т передела	цена, руб	сумма, руб/т передела	сумма, руб/т годной стали
Сталь жидкая	1,02260	16 410	16 781	16 781
Итого полуфабрикаты	1,02260	–	16 781	16 781
Лом стальной 5АО негаб. технологический	-0,01355	21 155	-287	-287
Скрап промковшей (5АП)	-0,00430	8 674	-37	-37
Окалина МНЛЗ собств.	-0,00325	3 094	-10	-10
Итого отходы	-0,02110	–	-334	-334
Лом стальной 5АО негаб. технологический	-0,00150	21 155	-32	-32
Итого брак	-0,00150	–	-32	-32
Итого задано за вычетом отходов и брака	–	–	16 414,76	16 414,76
Косвенные затраты	–	–	–	2 428,53
Энергозатраты	–	–	–	170,00
Итого НЛЗ	–	–	–	19 013

Расчет себестоимости НЛЗ для опытной марки стали представлен в таблице 5.6.

Таблица 5.6 – Расчет себестоимости НЛЗ для стали 77ХГФМН

Наименование статьи калькуляции	77ХГФМН			
	нормы, т/т передела	цена, руб	сумма, руб/т передела	сумма, руб/т годной стали
Сталь жидкая	1,02260	21 322	21 804	21 804
Итого полуфабрикаты	1,02260	–	21 804	21 804
Лом стальной 5АО негаб. технологический	-0,01355	21 155	-287	-287
Скрап проковшей (5АП)	-0,00430	8 674	-37	-37
Окалина МНЛЗ собств.	-0,00325	3 094	-10	-10
Итого отходы	-0,02110	–	-334	-334
Лом стальной 5АО негаб. технологический	-0,00150	21 155	-32	-32
Итого брак	-0,00150	–	-32	-32
Итого задано за вычетом отходов и брака	–	–	21 438,28	21 438,28
Косвенные затраты	–	–	–	2 428,53
Энергозатраты	–	–	–	170,00
Итого НЛЗ	–	–	–	24 037

Расчет себестоимости шаровой заготовки диаметром 120 мм для рядовой марки стали представлен в таблице 5.7.

Таблица 5.7 – Расчет себестоимости шаровой заготовки диаметром 120 мм для стали Ш-3

Наименование статьи калькуляции	Нормы, т/т передела	Цена, руб	Сумма, руб/т
НЛЗ	1,049	19 013	19 945
Угар	-0,012	–	–
Окалина	-0,016	7 680	-123
Лом	-0,021	30 666	-644
Переменная передела	–	–	1 701
Итого шаровая заготовка	1	–	20 879

Расчет себестоимости шаровой заготовки диаметром 120 мм для опытной марки стали представлен в таблице 5.8.

Таблица 5.8 – Расчет себестоимости шаровой заготовки диаметром 120 мм для стали 77ХГФМН

Наименование статьи калькуляции	Нормы, т/т передела	Цена, руб	Сумма, руб/т
НЛЗ	1,049	24 037	25 215
Угар	-0,012	–	–
Окалина	-0,016	7 680	-123
Лом	-0,021	30 666	-644
Переменная передела	–	–	1 701
Итого шаровая заготовка	1	–	26 149

Расчет себестоимости 1 т шаров диаметром 120 мм для рядовой марки стали представлен в таблице 5.9.

Таблица 5.9 – Расчет себестоимости 1 т шаров диаметром 120 мм для стали Ш-3

Наименование статьи калькуляции	Нормы, т/т передела	Цена, руб	Сумма, руб/т
Шаровая заготовка	1,036	20 879	21 631
Угар	-0,005	–	–
Окалина	-0,023	31 335	-721
Лом	-0,008	7 680	-61
Переменная передела	–	–	3 362
Итого шары	1	–	24 211

Расчет себестоимости 1 т шаров диаметром 120 мм для опытной марки стали представлен в таблице 5.10.

Таблица 5.10 – Расчет себестоимости 1 т шаров диаметром 120 мм для стали 77ХГФМН

Наименование статьи калькуляции	Нормы, т/т передела	Цена, руб	Сумма, руб/т
Шаровая заготовка	1,036	26 149	27 090
Угар	-0,005	–	–
Окалина	-0,023	31 335	-721
Лом	-0,008	7 680	-61
Переменная передела	–	–	3 362
Итого шары	1	–	29 670

Фактический объем реализации шаров диаметром 120 мм группы твердости 5 по ГОСТ 7524 из стали марки 77ХГФМН в 2021 году составил – 10727 т.

Таким образом экономический эффект от внедрения опытной технологии производства шаров диаметром 120 мм группы твердости 5 по ГОСТ 7524 из стали марки 77ХГФМН составит (таблица 5.11).

Таблица 5.11 – Техничко-экономические показатели внедрения технологии

Наименование статьи калькуляции	Шары диаметром 120 мм из стали марки Ш-3	Шары диаметром 120 мм из стали марки 77ХГФМН
Себестоимость чугуна ванадиевого, руб/т.годн	15 856	15 856
Себестоимость полупродукта, руб/т.годн	15 228	15 228
Себестоимость жидкой стали, руб/т.годн	16 781	21 804
Себестоимость НЛЗ, руб/т.годн	19 013	24 037
Себестоимость шаровой заготовки, руб/т.годн	20 879	26 149
Себестоимость шаров, руб/т.годн.	24 211	29 670
Цена реализации (продажи), руб/т	57 818	64 258
Маржинальность продукта, руб/т	33 607	34 588
Объем реализации в год (продажи), т	10 727	10 727
Маржинальность продукта, сумма, тыс.руб	360 503	371 027
Экономический эффект от внедрения, тыс.руб/год	10 524	

Приведенные расчеты показывают, что использование опытной технологии производства является экономически выгодным и целесообразным.

Настоящая технология производства шаров диаметром 120 мм группы твердости 5 по ГОСТ 7524 из стали марки 77ХГФМН позволила увеличить прибыль на 10,52 млн. руб/год.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

На основании проведенных исследований разработаны химический состав стали и технология производства наиболее востребованных шаров диаметром 120 мм группы твердости 5 по ГОСТ 7524. Опыт опробования производства в условиях участка ШПС РБЦ АО «ЕВРАЗ НТМК» шаров из стали марки 77ХГФМН, в сравнении с шарами мелющими диаметром 120 мм группы твердости 5 из стали марки 70ХГС-1, показал увеличение теоретической прокаливаемости в 1,3 раза. Объемная твердость шаров увеличена по диапазону с 43-47 HRC до 47-52 HRC, что позволяет, при возможных незначительных отклонениях режимов термической обработки, гарантировать соответствие шаров группе твердости 5 и избежать задержек при отгрузке мелющих шаров, а также минимизирует возможность получения рекламации при несоответствии твердости шаров. Также более высокая объемная твердость сократит удельный расход шаров на 1 т готового класса, при эксплуатации шаров в мельницах потребителя.

Повышенная прокаливаемость мелющих шаров диаметром 120 мм из стали марки 77ХГФМН с учетом комплекса легирования и применением в качестве легирующего элемента ванадия, позволила не только увеличить глубину закаленного слоя, но и значительно растянуть переходную зону вплоть до центральной зоны шара с образованием бейнита. Отсутствие ярко выраженной переходной зоны, в свою очередь, значительно повысит ударную стойкость шаров и минимизирует риски, связанные с расколом шаров диаметром 120 мм в крупных мельницах МПСИ, при значительных ударных нагрузках во время их эксплуатации.

Настоящая технология была успешно апробирована и используется при серийном производстве мелющих шаров диаметром 120 мм группы твердости 5 по ГОСТ 7524-2015 в условиях участка ШПС РБЦ АО «ЕВРАЗ НТМК». В связи с чем был оформлен патент на настоящую технологию производства.

Приведенные расчеты показывают, что использование опытной технологии производства является экономически выгодным и целесообразным.

Экономический эффект от внедрения технологии составил 10,52 млн. руб/год.

На основе взаимодействия программных пакетов JMatPro и DEFORM построена компьютерная модель процесса закалки, которая позволяет оценивать глубину закаленного слоя, фазовый состав и твердость мелющих шаров после термической обработки во всем диапазоне химического состава исходной заготовки рядовых и опытных марок стали, в том числе таких, которые еще не отливались и не производились. Подобная компьютерная модель позволит более предметно подходить к комплексу легирования, разработке опытных марок стали и режимов термической обработки мелющих шаров.

Предложена конструкция установки для проведения испытаний падающим шаром. Установка позволит производить испытания мелющих шаров на ударную стойкость, как максимально приближенно к условиям эксплуатации, так и эффективно, с возможностью испытания одновременно нескольких шаров из партии, в том числе проводить испытания с заданием различной высоты свободного падения для шаров различного диаметра. Такая установка позволит более эффективно выявлять дефектные партии мелющих шаров, тем самым избежать возможных рекламаций по расколу при эксплуатации шаров и соответствующих издержек.

Предложен способ фиксации шаров при замере твердости поверхности. Способ позволяет упростить проведение замера твердости поверхности, а также исключить искажение результатов замера и дорогостоящую подготовку образцов.

Предложены методики определения износостойкости материалов, позволяющие ранжировать используемые марки стали с точки зрения абразивной стойкости. Сбор, структурирование и анализ результатов подобных испытаний позволит практически определить ключевые параметры качества мелющих тел, влияющих на абразивную стойкость и значительно повысить их служебные свойства, тем самым стимулируя интерес потребителей и спрос.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Сивак Б.А. Сотрудничество металлургов и машиностроителей – основа инновационного развития отрасли / Б.А. Сивак // Научно-технический прогресс в черной металлургии: материалы II Междунар. научно-техн. конф. – Череповец, 2015. – С. 15-17.
2. Шайбакова Л.Ф. Тенденции, особенности и проблемы развития черной металлургии России / Л.Ф. Шайбакова // Управленец. – 2017. – №. 5. – С. 40-49.
3. Сталинский Д.В. Состояние производства и пути повышения качества стальных мелющих шаров / Д.В. Сталинский, А.С. Рудюк, В.К. Соленый, А.В. Юдин // Сталь. – 2017. – №. 2. – С. 28-34.
4. Рубцов В.Ю. Калибровка шаропрокатных валков с непрерывно меняющимся шагом / В.Ю. Рубцов, О.И. Шевченко // Черная металлургия. Бюллетень научно-технической и экономической информации. – 2018. – №. 8. – С. 58-63.
5. ГОСТ 7524-2015. Межгосударственный стандарт. Шары мелющие стальные для шаровых мельниц. Приказ Федерального агентства по техническому регулированию и метрологии от 11 апреля 2016 г. N 255-ст. – Текст: электронный // Кодекс: [сайт]. – URL: <https://docs.cntd.ru/document/1200134027> (дата обращения 16.01.2023).
6. Гольдштейн М.И. Специальные стали / М.И. Гольдштейн, С.В. Грачев, Ю.Г. Векслер. – Москва: МИСИС, 1999. – 408 с. – ISBN 5-87623-032-4.
7. Гуляев А.П. Металловедение / А.П. Гуляев. – Москва: Металлургия, 1977. – 647 с.
8. Беспалов С.А. Металловедческие аспекты в процессах разрушения металлических материалов при трении / С.А. Беспалов // Успехи физ. мет. – 2009. – Т. 10. – С. 415-435.
9. Chumachenko, E.N., Aksenov, S.A., Logashina, I.V. Mathematical modeling and energy conservation for rolling in passes. Metallurgist. – 2010. – N. 8. – P. 498-503.

10. Филиппова М.В. Математическое моделирование прокатки шаров / М.В. Филиппова, М.В. Темлянцев, В.Н. Перетятко, Е.Е. Прудкий // Изв. вуз. Черная металлургия. – 2017. – Т. 60. – №. 7. – С. 516-521.
11. Gubanova, N.V., Karelin, F.R., Choporov, V.F., Yusupov, V.S. Study of rolling in helical rolls by mathematical simulation with the Deform 3D software package. Russian Metallurgy (Metally). – 2011. – N. 3. – P. 188-193.
12. Перетятко В.Н. Калибровка валков для прокатки шара / В.Н. Перетятко, А.С. Климов, М.В. Филиппова // Вестник горно-металлургической секции Российской академии естественных наук. Отделение металлургии. – 2012. – Вып. 30. – С. 44-50.
13. Ефременко В.Г. Металлографический анализ причин разрушения стальных катаных тел для барабанных мельниц / В.Г. Ефременко // Вестник Приазовского государственного технического университета. – 2000. – №. 9. – С. 89-91.
14. Филиппова М.В. Усилия и напряжения при прокатке шара / М.В. Филиппова, В.Н. Перетятко, С.В. Сметанин // Изв. вуз. Черная металлургия. – 2016. – Т. 59. – №. 8. – С. 587-588.
15. Штихно А.П. Вплив параметрів охолодження на властивості молоткових куль із сталі 65Г для кульових млин / А.П. Штихно, В.І. Алімов, І.О. Передерій, В.П. Єрмаков // Научный вестник ДГМА. – 2013. – №. 2(12Е). – С. 37-43.
16. Уманский А.А. Исследование влияния макро- и микроструктуры стальных помольных шаров на их ударную стойкость / А.А. Уманский, А.В. Головатенко, Т.Н. Осколкова, А.С. Симачев, А.Г. Щукин // Изв. высш. учеб. заведений. Черная металлургия. – 2019. – Том 62. – №. 4. – С. 283-289.
17. Крутилин А.Н. Мелющие тела. Проблемы. Перспективы / А.Н. Крутилин, Н.И. Бестужев, А.Н. Бестужев, Д.Н. Каленкович // Литье и металлургия. – 2009. – №. 4 (53). – С. 26-33.

18. Carent-Sinonin, S., Margerie, J. Caracteristignes mecanic meset resistance in lurure des fontes blanches. «Rewue de Metallurgie». – 1972. – Vol. 69. – N 12. – P. 809-823.
19. Mineral Processing 25 mm High hardness hot rolling steel balls 60Mn HRC 65-68. – Текст: электронный // ZW: [сайт]. – URL: <http://www.grindingsteelballs.com/sale-7540172-mineral-processing-25mm-high-hardness-hot-rolling-steel-balls-60mn-hrc-65-68.html> (дата обращения 16.01.2023).
20. Hot-rolled steel balls and sections. – Текст: электронный // Huamin-sh: [сайт]. – URL: <http://huamin-sh.com/en/pro/gangqiu/53.html> (дата обращения 16.01.2023).
21. Лам М.М. Освоение производства мелющих шаров группы твердости V в ПАО «Донецкий металлопрокатный завод» / М.М. Лам, А.И. Серов, Е.Н. Смирнов, А.Н. Тернавский, В.В. Михеев // Сталь. – 2017. – №. 5. – С. 29-33.
22. Сталинский Д.В. Эффективность использования высококачественных мелющих шаров из хромомолибденовой стали при производстве цемента. Сообщение 2 / Д.В. Сталинский, А.С. Рудюк, В.К. Соленый // Сталь. – 2021. – №. 12. – С. 32-36.
23. Сталинский Д.В. Освоение производства и оценка эффективности использования высококачественных мелющих шаров / Д.В. Сталинский, А.С. Рудюк, В.К. Соленый // Сталь. – 2021. – №. 11. – С. 36-39.
24. Стальные мелющие шары для помола сырья – Текст: электронный // Metallicheckiy-portal: [сайт]. – URL: https://metallicheckiy-portal.ru/articles/prokat/spec_prokat/stalnye-melyushchie-shary-dlya-pomola-syrya (дата обращения 16.01.2023).
25. Ефременко В.Г. Термическое упрочнение стальных мелющих шаров при обработке на заданную твердость / В.Г. Ефременко // Metallургическая и горнорудная промышленность. – 2002. – № 4. – С. 51-54.

26. Zbigniew, P. Analysis of helical rolling process of balls formed a head of a scrapped rail. *Advances in Science and Technology Research Journal*. – Vol. 10. – N. 30. – June 2016. – P. 110-114.

27. Лам М.М. Освоение производства мелющих шаров диаметром 40 мм и 60 мм III и IV групп твердости в ПАО «Донецкий металлопрокатный завод» / М.М. Лам, А.И. Серов, Е.Н. Смирнов, А.А. Тарновский, Г.С. Базарова // Наука. Техника. Производство. Черная металлургия. – 2016. – №. 4. – С. 87-91.

28. Ефременко В.Г. К выбору параметров термоупрочнения стальных мелющих шаров из стали повышенной прокаливаемости / В.Г. Ефременко, Ф.К. Ткаченко // Вісник Приазовського державного технічного університету. – 2006. – №. 16. – С. 1-4.

29. Гуляева Т.П. Качество мелющих шаров из легированных марок стали / Т.П. Гуляева, Т.П. Седоволосая, А.П. Данилов // Известия вузов. Черная металлургия. – 1995. – №. 6. – С. 75.

30. Сталинский Д.В. Состояние производства и пути повышения качества стальных мелющих шаров / Д.В. Сталинский, А.С. Рудюк, В.К. Соленый, А.В. Юдин // Сталь. – 2017. – №. 2. – С. 28-34.

31. Заявка 2006138549/02(042000) РФ, МПК7 С 22 С 38/54, С 22 С38/32. Сталь для мелющих шаров / В.В. Павлов, Л.В. Корнева, О.П. Атконова и др.; заявитель ОАО «Новокузнецкий металлургический комбинат»; заявл. 31.10.2006.

32. Юрьев А.Ю. Освоение производства мелющих шаров особо высокой твердости / А.Ю. Юрьев, О.П. Атконова, Л.В. Корнева, Л.А. Годик, Н.А. Козырев // Сталь. – 2008. – №. 12. – С. 108-109.

33. Ткаченко Ф.К. Влияние термической обработки на свойства катаных мелющих шаров высокой прокаливаемости / Ф.К. Ткаченко, В.Г. Ефременко, С.Л. Тихонюк, С.И. Дегтярев, Н.Н. Ворона // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2001. – №. 8. – С. 26-28.

34. Зурнаджи В.И. Повышение объемной твердости стальных мелющих шаров применением Q-n-P термической обработки / В.И. Зурнаджи, В.Г.

Ефременко, Е.В. Дунаев, А. Лекату, Р.А. Кусса // Наука та прогрес транспорту. Вісник Дніпропетровського національного університету залізничного транспорту. – 2018. – №. 2(74). – С. 103-109.

35. Ткаченко Ф.К. Кинематика превращения аустенита в рельсовых сталях М74 и 75ХГСМ при непрерывном охлаждении / Ф.К. Ткаченко, С.О. Кузьмин, В.Г. Ефременко, В.Г. Казанков // Вісн. Дніпропетр. нац. ун-ту залізн. трансп. ім. акад. В. Лазаряна. – Днепропетровск, 2009. – Вып. 29. – С. 198-201.

36. Зеликович А.Я. Улучшение качества термически обработанных мелющих шаров / А.Я. Зеликович, А.М. Токмаков // Сталь. – 1994. – №. 2. – С. 64-65.

37. Вакуленко И.А. Структура и свойства углеродистой стали при знакопеременном деформировании / И.А. Вакуленко. – Днепропетровск: Gaudeamus, 2003. – 94 с.

38. Курочкин В.В. Освоение технологии термообработки шаров в условиях нового шаропрокатного стана АО «ЕВРАЗ НТМК» / В.В. Курочкин, О.И. Шевченко // Молодежь и наука: материалы международной научно-практ. конф. (24 мая 2019 г.): в 2 т. Т. 1. – Нижний Тагил: НТИ (филиал) УрФУ, 2019. – С. 24-27.

39. Рубцов В.Ю. Рабочий диапазон параметров шаропрокатного стана / В.Ю. Рубцов, О.И. Шевченко, Н.М. Загребайлов // Молодежь и наука: материалы международной научно-практ. конф. (25 мая 2018 г.): в 2 т. Т. 1. – Нижний Тагил: НТИ (филиал) УрФУ, 2018. – С. 18-23.

40. ASTM A255-20a Standard Test Methods for Determining Hardenability of Steel. Текст: электронный // Astm.org: [сайт]. – URL: <https://www.astm.org/a0255-20a.html> (дата обращения 16.01.2023).

41. Grossman, M. A. The Nature of the Quenching Process in Elements of Hardenability. Metals Park. OH: American Society for Metals. – 1952. – P. 61-91.

42. Trzaska, J. et al. Modelling of CCT Diagrams for Engineering and Constructal Steels. Journal of Materials Processing Technology. – 2007. – P. 504-510.

43. Kariya, N. High Carbon Hot-Rolled Steel Sheet and Method for Production Thereof. European Patent Application EP 2.103.697.A1. – 23.09.2009. – 15 p.
44. Capdevila, C. et al. Determination of Ms Temperature in Steels A Bayesian Neural Network Model. ISIJ International. – 42:8 – 2002. – P. 894-902.
45. ГОСТ 8233-56 Сталь. Эталоны микроструктуры. Утвержден Комитетом стандартов, мер и измерительных приборов при Совете Министров Союза ССР 26/XI 1956 г. Дата введения установлена 01.07.57 – Текст: электронный // Кодекс: [сайт]. – URL: <https://docs.cntd.ru/document/1200004654> (дата обращения 16.01.2023).
46. Способ производства мелющих шаров (варианты). Патент 2756671 С1 / П.А. Зажигаев, К.Н. Шведов, К.А. Улегин, С.В. Борисов, И.Э. Лановенко, М.А. Казаковцев, В.Ю. Рубцов. – заявитель и патентообладатель Акционерное общество Нижнетагильский металлургический комбинат (АО «ЕВРАЗ НТМК»). – №. 2020142167/05. – заявл. 20.12.2020. – опубл. 04.10.2021. – Бюл.№. 28. – 12 с.
47. Сидоров А.А. Компьютерное моделирование процесса термической обработки мелющих шаров / А.А. Сидоров, А.А. Семенов, И.Э. Лановенко, И.К. Галимьянов, Р.А. Ильиных, А.Ю. Беспамятных // Металлург. – 2021. – №. 7. – С. 35-43.
48. Mittemeijer, E. J. Steel Heat treating Fundamentals and Processes. ASM Handbook A. – 2013. – 747 p.
49. Sugimoto, T., Ju, D. Y. Influence of Thermal Boundary Conditions on the Results of Heat Treatment Simulation. MATERIALS TRANSACTIONS. – 2018. – Vol. 59. – N. 6. – P. 950-956.
50. Draganov, I., Gospodinov, D. Experimental data and simulation by the finite element method of the cylindrical steel shaft quenching in water. Materials Science. Non-Equilibrium Phase Transformations. – 2018. – Vol . 4. – N. 3. – P. 96-98.

51. Birkhofer, H., Lübben, T., Taylor, B. Optimizing Mandrel Dimensions for a Fixture Hardening Process of High-Strength Steel Aerospace Parts by Finite Element Simulation. *Metals*. – 2020. – Vol. 10. – N. 3. – P. 303.
52. Krot, P. V., Bobyr, S. V. and Dedik, M. A. Simulation of backup rolls quenching with experimental study of deep cryogenic treatment. *Int. Journal of Microstructure and Materials Properties*. – 2017. – Vol. 12. – N. 3/4. – P. 259-275.
53. Sugianto, A., Narazaki, M., Kogawara, M. and Shirayori, A. Numerical simulation and experimental verification of carburizing quenching process of SCr420H steel helical gear. – *Journal of Material Processing Technology*. 2009. – P. 3597-3609.
54. Майсурадзе М. В. Методика моделирования процесса охлаждения при термической обработке стальных изделий простой формы / М. В. Майсурадзе, Ю. В. Юдин, М. А. Рыжков // *Сталь*. – 2013. – №. 10. – С. 90-94.
55. Liščić, B., Filetin, T. Measurement of quenching intensity, calculation of heat transfer coefficient and global database of liquid quenchants. *Materials Engineering-Materiálové inžinierstvo (MEMI)*. – 2012. – Vol. 19. – N. 2. – P. 52-63.
56. Chotěborský, R., Linda, M. Prediction Of Mechanical Properties Of Quench Hardening Steel. *Scientia agriculturae bohemica*. – 2015. – Vol. 46. – N. 1. – P. 26-32.
57. Петраш Л. В. Закалочные среды / Л. В. Петраш // М.-Л.: Машгиз. – 1959. – 112 с.
58. Saunders, N. et al. Using JMatPro to model materials properties and behavior. *Jom*. – 2003. – Vol. 55. – N. 12. – P. 60-65.
59. Saunders, N. et al. The calculation of TTT and CCT diagrams for general steels. *JMatPro Software Literature*. – 2004.
60. Guo, Z. et al. Material properties for process simulation. *Materials Science and Engineering: A*. – 2009. – Vol. 499. – N. 1-2. – P. 7-13.
61. Liščić, B., Tensi, H.M., Canale, L.C.F., Totten, G.E. *Quenching Theory and Technology* – 2 nd Ed. – CRC Press: Taylor & Francis Group, 2010. – 691 p.

62. Bhadeshia, H., Honeycombe, R. Steels: microstructure and properties. – Butterworth-Heinemann, 2017. – 457 p.
63. DEFORM-3D User's Manual. Scientific Forming Technologies Corporation.
64. Шведов К. Н. Получение мелющих шаров с высокой поверхностной и нормированной объемной твердостью / К. Н. Шведов, И. К. Галимьянов, М. А. Казаковцев // *Металлург*. – 2020. – №. 6. – С. 16-22.
65. ГОСТ 9013-59 Межгосударственный стандарт. Металлы. Метод измерения твердости по Роквеллу. Утвержден и введен в действие Комитетом стандартов, мер и измерительных приборов при Совете Министров СССР 04.02.59. – Текст: электронный // Кодекс: [сайт]. – URL: <https://docs.cntd.ru/document/1200004663> (дата обращения 16.01.2023).
66. ГОСТ 23677-79 Государственный стандарт. Твердомеры для металлов. Общие технические требования. Утвержден и введен в действие Постановлением Государственного комитета СССР по стандартам от 30.05.79 г. N 1965. – Текст: электронный // Кодекс: [сайт]. – URL: <https://docs.cntd.ru/document/1200004874> (дата обращения 16.01.2023).
67. ГОСТ 2789-73 Межгосударственный стандарт. Шероховатость поверхности. Параметры и характеристики. Введен Постановлением Государственного комитета стандартов Совета Министров СССР от 23.04.73 N 995. Дата введения установлена 01.01.75. – Текст: электронный // Кодекс: [сайт]. – URL: <https://docs.cntd.ru/document/1200003160> (дата обращения 16.01.2023).
68. Лановенко И.Э. Способы испытания мелющих шаров на ударную стойкость / И.Э. Лановенко, В.Ю. Рубцов, К.Н. Шведов, И.К. Галимьянов // *Калибровочное бюро*. – 2021. – №. 19. – С. 22-27.
69. Михеев Д.Ю. Шаровые барабанные мельницы / Д.Ю. Михеев, Ю.Г. Шестаков, Д.А. Шапошников // В сборнике: XII Международный молодежный форум «Образование. Наука. Производство». Материалы форума. – Белгород. – 2020. – С. 1356-1361.

70. Дэвис Э.В. Тонкое измельчение в шаровых мельницах / Э.В. Дэвис // Сб. ин-та «Механобр». Теория и практика дробления и тонкого измельчения. – М.: ГОСтехиздат, 1932. – С. 194-234.

71. Борщев В.Я. Оборудование, для измельчения материалов: дробилки и мельницы. Учебное пособие. Тамбов: Издательство Тамбовского Технического Университета. – 2004. – 75 с.

72. МИ 102-142-266-2020 Методика испытаний. Шары стальные мелющие. Определение ударной стойкости. – АО «ЕВРАЗ НТМК». – Нижний Тагил. – 2020.

73. Способ испытания мелющих шаров на ударную стойкость. Патент 2759709 С1 / П.А. Зажигаев, К.Н. Шведов, К.А. Улегин, С.В. Борисов, М.А. Казаковцев, В.Ю. Рубцов. – заявитель и патентообладатель Акционерное общество Нижнетагильский металлургический комбинат (АО «ЕВРАЗ НТМК»). – №. 2020142166. – заявл. 20.12.2020. – опубл. 17.11.2021. – Бюл. №. 32. – 11 с.

74. МИ 102-142-355-2019 Методика испытаний. Шары стальные мелющие. Определение ударной стойкости на участке ШПС РБЦ. – АО «ЕВРАЗ НТМК». – Нижний Тагил. – 2019.

75. Моема, J.S., Папо, M.J., Slabbert, G.A., and Zimba, J. Grinding media quality assurance for the comminution of gold ores. World Gold Conference 2009, The Southern African Institute of Mining and Metallurgy. – 2009. – P. 27-34.

76. Установка для испытания мелющих шаров на ударную стойкость. Патент 214453 С1 / В.Ю. Рубцов, И.Э. Лановенко, К.Н. Шведов, А.А. Скороходов, С.В. Борисов, Д.В. Щербинин, А.И. Кондратьев. – заявитель и патентообладатель Акционерное общество Нижнетагильский металлургический комбинат (АО «ЕВРАЗ НТМК»). – №. 2022115245. – заявл. 07.06.2022. – опубл. 28.10.2022. – Бюл. №. 31. – 9 с.

77. Установка для испытания мелющих шаров на ударную стойкость: заявка на патент РФ / В.Ю. Рубцов, И.Э. Лановенко, К.Н. Шведов, А.А. Скороходов, С.В. Борисов, Д.В. Щербинин, А.И. Кондратьев. – заявитель и

патентообладатель Акционерное общество Нижнетагильский
металлургический комбинат (АО «ЕВРАЗ НТМК»). – №. 2022127575. – заявл.
25.10.2022.

78. Устройство зажатия шара: заявка на патент РФ / В.Ю. Рубцов. И.Э.
Лановенко. – заявитель и патентообладатель Акционерное общество
Нижнетагильский металлургический комбинат (АО «ЕВРАЗ НТМК») –
№. 2022124061. – заявл. 12.09.2022.

79. ASTM G65-16 Standard Test Method for Measuring Abrasion Using the
Dry Sand/Rubber Wheel Apparatus. Текст: электронный // Astm.org: [сайт]. –
URL: <https://www.astm.org/g0065-16r21.html> (дата обращения 16.01.2023).

80. ASTM G132-96 Standard Test Method for Pin Abrasion Testing. Текст:
электронный // Astm.org: [сайт]. – URL: <https://www.astm.org/g0132-96r18.html>
(дата обращения 16.01.2023).

ПРИЛОЖЕНИЕ А

Акт об использовании изобретения (полезной модели)

УТВЕРЖДАЮ
Технический директор ЕВРАЗ
НТМК
Д.А. Кошкарров
« 04 » 10 2021

АКТ

Об использовании изобретения (полезной модели)

Акционерное общество «ЕВРАЗ Нижнетагильский металлургический комбинат»

« 1 » октября 2021 г.

Номер патента № 2756671 (Зарегистрирован в Госреестре изобретений РФ _____)

Номер заявки 2020142167 от 20.12.2020

Наименование изобретения (полезной модели) «СПОСОБ ПРОИЗВОДСТВА
МЕЛЮЩИХ ШАРОВ (ВАРИАНТЫ)»

Авторы изобретения (полезной модели): Зажигаев П.А. Шведов К.Н., Улегин
К.А., Борисов С.В., Лановенко И.Э, Казаковцев М.А., Рубцов В.Ю.

Данный объект интеллектуальной собственности соответствует первому
пункту формулы изобретения, после проведенного испытания признается годным
и с « 08 » июля 2020 г. используется на участке шаропрокатного стана
рельсобалочного цеха

(указывается цех, участок, механизм, сооружение)

Ответственность за дальнейшее использование изобретения (полезной модели)
возлагается на мастера участка шаропрокатного стана Комиссарова И.М (7-68-97)
(указывается должность, Ф.И.О., телефон ответственного, который обязан при прекращении
использования поставить в известность БУИС ТУ)

Начальник РБЦ

Д.В. Гаев

Мастер участка шаропрокатного стана РБЦ

И.М. Комиссаров

Зам. начальника ТУ

К.Е. Соколов

Начальник Бюро по УИС ТУ

В.Ж. Бальян

ПРИЛОЖЕНИЕ Б

Перечень опубликованных статей автора

1. Сидоров А.А. Компьютерное моделирование процесса термической обработки мелющих шаров / А.А. Сидоров, А.А. Семенов, И.Э. Лановенко, И.К. Галимьянов, Р.А. Ильиных, А.Ю. Беспамятных // *Металлург.* – 2021. – №. 7. – С. 35-43.
2. Sidorov, A.A., Semenov, A.A., Lanovenko, I.E., Galim'yanov, I.K., Il'inykh, R.A., Bespamyatnykh, A.Y. Computer simulation of the thermal processing of grinding balls. *Metallurgist.* – 2021. – Vol. 65. – N. 7-8. – P. 722-734.
3. Лановенко И.Э. Способы испытания мелющих шаров на ударную стойкость / И.Э. Лановенко, В.Ю. Рубцов, К.Н. Шведов, И.К. Галимьянов // *Калибровочное бюро.* – 2021. – №. 19. – С. 22-27.
4. Shvedov K.N. Product tracking system of the metals route in the ball rolling mill at rail and beam shop / K.N. Shvedov, V.Yu. Rubtsov, I.K. Galimyanov, I.E. Lanovenko // *Калибровочное бюро.* – 2022. – №. 20. – С. 26-32.
5. Казаковцев М.А. Управление твердостью мелющих шаров / М.А. Казаковцев, И.Э. Лановенко, О.И. Шевченко, В.Ю. Рубцов // *Молодежь и наука : мат-лы международной науч.-практ. конф. старшеклассников, студентов и аспирантов (27 мая 2022 г., г. Нижний Тагил). Мин-во науки и высш. образования РФ, ФГАОУ ВО «УрФУ им. первого Президента России Б. Н. Ельцина», Нижнетагил. технол. ин-т (фил.). – Нижний Тагил: НТИ (филиал) УрФУ.* – 2022. – С. 192-196.
6. Шевченко О.И. Моделирование процесса подстуживания перед закалкой мелющих шаров / О.И. Шевченко, И.Э. Лановенко, В.Ю. Рубцов // *Инновационные технологии в материаловедении и машиностроении (ИТММ-2022). Материалы VI Всероссийской научно-практической конференции с международным участием.* – Пермь. – 2022. – С. 644-647.

ПРИЛОЖЕНИЕ В

Перечень патентов и заявок на патенты

1. Способ производства мелющих шаров (варианты). Патент 2756671 С1 / П.А. Зажигает, К.Н. Шведов, К.А. Улегин, С.В. Борисов, И.Э. Лановенко, М.А. Казаковцев, В.Ю. Рубцов. – заявитель и патентообладатель Акционерное общество Нижнетагильский металлургический комбинат (АО «ЕВРАЗ НТМК») – №. 2020142167/05. – заявл. 20.12.2020. – опубл. 04.10.2021. – Бюл. №. 28. – 12 с.
2. Способ производства мелющих шаров из стали. Патент 2778650 С1 / К.Н. Шведов, К.А. Улегин, С.В. Борисов, И.Э. Лановенко, М.А. Казаковцев, В.Ю. Рубцов, Д.В. Гаев, А.А. Скороходов, С.С. Пузырев, А.Н. Бородин. – заявитель и патентообладатель Акционерное общество Нижнетагильский металлургический комбинат (АО «ЕВРАЗ НТМК»). – №. 2022100777. – заявл. 17.01.2022. – опубл. 22.08.2022. – Бюл. №. 24. – 11 с.
3. Способ производства мелющих шаров из стали. Патент 2778651 С1 / К.Н. Шведов, С.В. Борисов, И.Э. Лановенко, М.А. Казаковцев, В.Ю. Рубцов, Д.В. Гаев, А.А. Скороходов, А.Н. Бородин, К.Е. Соколов. – заявитель и патентообладатель Акционерное общество Нижнетагильский металлургический комбинат (АО «ЕВРАЗ НТМК»). – №. 2022100779. – заявл. 17.01.2022. – опубл. 22.08.2022. – Бюл. №. 24. – 11 с.
4. Установка для испытания мелющих шаров на ударную стойкость. Патент 214453 С1 / В.Ю. Рубцов, И.Э. Лановенко, К.Н. Шведов, А.А. Скороходов, С.В. Борисов, Д.В. Щербинин, А.И. Кондратьев. – заявитель и патентообладатель Акционерное общество Нижнетагильский металлургический комбинат (АО «ЕВРАЗ НТМК»). – №. 2022115245. – заявл. 07.06.2022. – опубл. 28.10.2022. – Бюл. №. 31. – 9 с.
5. Способ производства мелющих шаров из стали: заявка на патент РФ / К.Н. Шведов, С.В. Борисов, И.Э. Лановенко, М.А. Казаковцев, В.Ю. Рубцов, Д.В. Гаев, А.А. Скороходов, А.Н. Бородин, К.Е. Соколов. – заявитель и

патентообладатель Акционерное общество Нижнетагильский
металлургический комбинат (АО «ЕВРАЗ НТМК»). – №. 2022120979. – заявл.
02.08.2022.

6. Установка для испытания мелющих шаров на ударную стойкость :
заявка на патент РФ / В.Ю. Рубцов, И.Э. Лановенко, К.Н. Шведов, А.А.
Скороходов, С.В. Борисов, Д.В. Щербинин, А.И. Кондратьев. – заявитель и
патентообладатель Акционерное общество Нижнетагильский
металлургический комбинат (АО «ЕВРАЗ НТМК»). – №. 2022127575. – заявл.
25.10.2022.

7. Устройство зажатия шара: заявка на патент РФ / В.Ю. Рубцов. И.Э.
Лановенко. – заявитель и патентообладатель Акционерное общество
Нижнетагильский металлургический комбинат (АО «ЕВРАЗ НТМК»). –
№. 2022124061. – заявл. 12.09.2022.