Министерство науки и высшего образования Российской Федерации Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования «Комсомольский-на-Амуре государственный университет»

На правах рукописи

Старцев Егор Андреевич

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА НЕРАЗЪЕМНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ИЗ НИЗКО-УГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ, ПОЛУЧЕННЫХ ЭЛЕКТРОДУГОВЫМ ВОЗ-ДЕЙСТВИЕМ ПОД СЛОЕМ ФЛЮСА, ПРИГОТОВЛЕННОГО ИЗ ШЛАКА ЭЛЕКТРОСТАЛЕПЛАВИЛЬНОГО ПРОИЗВОДСТВА

Специальность 2.6.17. Материаловедение

Диссертация на соискание ученой степени кандидата технических наук

> Научный руководитель: кандидат технических наук, доцент

> > Бахматов Павел Вячеславович

Комсомольск-на-Амуре - 2025

оглавление

ВВЕДЕНИЕ	4
ГЛАВА 1. СОВРЕМЕННОЕ СОСТОЯНИЕ ПЕРЕРАБОТКИ ТЕХНОГЕННЫ	IX
ОТХОДОВ НА ДАЛЬНЕМ ВОСТОКЕ И СОЗДАНИЯ ФЛЮСОВ И	43
ВТОРИЧНОГО СЫРЬЯ	. 11
1.1 Техногенные отходы металлургических производств и их переработка	. 11
1.2 Анализ технологии сталеплавильного производства и возможност	ей
использования его отходов	. 27
1.2.1 Анализ технологии производства	. 28
1.2.2 Проблема техногенных отходов и шлакоотвала	. 35
1.2.3 Проблема дефицита лома	. 44
1.3 Перспективы создания новых материалов из вторичного сырья	. 48
1.4 Выводы	. 54
ГЛАВА 2. МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ	. 56
2.1 Оборудование и методики, используемые при производстве и исследовани	ИИ
флюса	. 56
2.2. Оборудование и методики, используемые для исследования получення	ЫΧ
неразъёмных соединений	. 60
ГЛАВА З. РАЗРАБОТКА И ПОЛУЧЕНИЕ ФЛЮСА С ИСПОЛЬЗОВАНИЕ	Μ
ТЕХНОГЕННЫХ ОТХОДОВ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОГО ПРЕДПРИЯТИЯ	. 75
3.1 Расчет изменения энергии Гиббса и энтальпии при восстановлении FeO	. 76
3.2 Расчет изменения энергии Гиббса и энтальпии при восстановлении MnO	.78
3.3 Расчет изменения энергии Гиббса и энтальпии при восстановлении P_2O_5	. 79
3.4 Расчет изменения энергии Гиббса и энтальпии при восстановлении MgO	. 81
3.5 Расчет изменения энергии Гиббса и энтальпии при восстановлении Cr ₂ O ₃	. 83
3.6 Переплав шлака и получение флюса	. 89
3.7 Исследование свойств флюсов и шлаковых корочек	. 92
3.8 Выводы	106
ГЛАВА 4. ИСЛЕДОВАНИЕ СОСТАВА, СТРУКТУРЫ И СВОЙСТ	ГВ
НЕРАЗЬЕМНЫХ СОЕДИНЕНИИ, ПОЛУЧЕННЫХ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕ	Μ
РАЗРАБОТАННОГО ФЛЮСА	109
4.1 Анализ внешнего вида, формы и размера кратера полученных образцов	109
4.2 Визуальный и измерительный и рентгенографический контроль	113
4.3 Анализ химического состава полученных образцов	116
4.4 Анализ микроструктуры, фрактограмм и фрактальной размернос	ТИ
полученных образцов	123
4.5 Анализ деформационных картин и внутренних напряжений получение	JX
образцов	140
4.6 Анализ корреляции значений концентрации напряжений, выявленны	JX
методом магнитной памяти с величиной напряжений при дифрактографии	149
4. / Анализ физико-механических свойств полученных образцов	152
4.8 Планирование эксперимента оптимизации режимов электродугово	ГО 1 7 4
воздеиствия	154
4.9 Выводы	180

ЗАКЛЮЧЕНИЕ	184
СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ	189
ПРИЛОЖЕНИЕ А Расчет экономической эффективности от производства	
флюса	210
ПРИЛОЖЕНИЕ Б Акт об использовании научных результатов диссертац	ионной
работы	212
ПРИЛОЖЕНИЕ В Акт внедрения результатов научного исследования	213
ПРИЛОЖЕНИЕ Г Охранный документ на результаты интеллекту	/альной
деятельности	214
ПРИЛОЖЕНИЕ Д Охранный документ на результаты интеллекту	/альной
деятельности	215
ПРИЛОЖЕНИЕ Е Акт о внедрении результатов диссертационной ра	боты в
учебный процесс	216

введение

Актуальность темы. Основные составы флюсов для электродугового воздействия были разработаны с 1940-х по 1990-е годы. Сегодня продолжается поиск новых решений в данной отрасли из-за истощения и ухудшения качества минеральных ресурсов, повышения стоимости их переработки и высоких транспортных расходов. Также производство высококачественных сварочных материалов требует дорогих легирующих элементов и чистых оксидов и фторидов, что увеличивает их себестоимость. Это заставляет предприятия искать более дешевые источники сырья для производства сварочных материалов.

На территории стран СНГ в отвалах металлургических производств накоплено более 580 млн. т шлаков, что ухудшает экологическую обстановку в стране и требует переработки. Металлургические шлаки в своем составе имеют множество компонентов, благодаря которым они могут являться одним из источников сырья для получения новых сварочных материалов. Например, шлакоотвал ООО «Амурсталь» емкостью 7 млн. тонн электросталеплавильного шлака, содержащего до 40 % оксида железа, оксиды кремния, марганца, кальция. Переработка электросталеплавильного шлака как источника сырья для металлургии практически не освоена, а приоритетным направлением утилизации является производство щебня и песка для строительства дорог, в меньшем объеме (до 10 %) цемента.

Таким образом, актуальным становится проведение комплексного исследования по вопросу переработки техногенных отходов - шлаков металлургических электросталеплавильных предприятий, как источника сырья для флюсов с оптимизацией их состава для достижения требований отраслей машиностроения к структуре и свойствам неразъемных соединений в производстве металлоконструкций.

Степень разработанности темы: Исследования, проведённые ведущими специалистами в области материаловедения — такими как Н.П. Лякишев, Ю.В. Цветков, Г.В. Самсонов, А.Д. Верхотуров, Г.П. Швейкин, В.А. Резниченко, И.А. Подчерняева, Э.Г. Бабенко, С.Н. Химухин, С.В. Николенко, Ри Хосен, В.И. Мура-

вьёв и др., — а также учёными в области сварочного производства: Е.О. Патоном, Б.И. Медоваром, Б.Д. Малышевым, А.А. Ерохиным, А.И. Акуловым, Г.А. Николаевым, Г.Л. Петровым, К.К. Хреновым, И.В. Зуевым и другими — способствовали получению значимых и перспективных результатов, направленных на эффективное использование как минерального, так и техногенного сырья.

В настоящее время теме переработки минералогических и техногенных отходов с целью получения из них материалов для флюсов, порошковых проволок и других электродных материалов посвящено множество работ. Например, работы авторов В.М. Макиенко, Н.А. Козырева, Р.Е. Крюкова, П.В. Соколова, С.В. Наумова, А.И. Гусева, Ю.В. Чекановой, А.В. Атеняева. Тем не менее, существующие представления о процессах формирования материалов с использованием как минерального, так и техногенного сырья пока остаются недостаточно полными и нуждаются в дальнейшем углублённом изучении и совершенствовании, в частности с позиции вопросов протекания физико-химических процессов при электродуговом воздействии с применением новых полученных флюсов, других электродных материалов и их влиянии на структуру и свойства наплавляемого металла, что подчеркивает актуальность и своевременность решаемых в диссертационной работе задач.

Целью работы является разработка флюса из шлака электросталеплавильного производства и установление закономерностей его влияния на структуру и свойства неразъемного соединения из низкоуглеродистой стали, полученного электродуговым воздействием под слоем флюса

В соответствии с поставленной целью решались следующие задачи:

1. Аналитический обзор особенностей и технологий переработки техногенных отходов электросталеплавильного производства.

2. Анализ состава шлака электросталеплавильного производства и получение из него флюса с заданными теплофизическими свойствами, позволяющими получить неразъемные соединения из низкоуглеродистой стали требуемого качества электродуговым воздействием 3. Выявить влияние состава и свойств флюса на структуру и физикомеханические свойства металла шва и околошовной зоны неразъемного соединения, полученного при электродуговом воздействии под слоем экспериментального флюса, полученного при переработке отходов электросталеплавильного производства.

4. Установить закономерности формирования структуры и свойств неразъемных соединений из низкоуглеродистой стали, полученных под слоем флюса при электродуговом воздействии.

Объект исследования – флюс и неразъемное соединение из низкоуглеродистой стали, полученное путем электродугового воздействия с применением разработанного флюса.

Предмет исследования – состав и свойства разработанного флюса и его влияние на формирование структуры и свойств получаемого неразъемного соединения.

Методология и методы исследования.

Работа выполнена с применением современных методов исследований: спектрального химического анализа, электронного и оптического микроструктурного анализа, испытаний на статическое растяжение и ударный изгиб, рентгенографии, рентгеновской дифрактометрии, метода магнитной памяти металла, методов определения теплофизических свойств материалов, статистического моделирования.

Научная новизна работы.

1. Дано научное обоснование процесса получения флюса на основе термодинамического анализа окислительно-восстановительных реакций в электросталеплавильном шлаке, определены основность, химическая активность и теплофизические свойства флюса, обеспечивающие требуемые технологические характеристики и качество неразъемного соединения.

2. Установлена взаимосвязь структуры и свойств получаемых неразъемных соединений из низкоуглеродистой стали с составом и свойствами разработанного флюса.

3. Установлено влияние показателей теплофизических свойств флюса и шлаковой корки, формируемой в процессе электродугового воздействия на структуру и свойства неразъемных соединений из низкоуглеродистой стали ВСт3сп.

4. Выявлена зависимость однородности химического состава по кремнию и марганцу металла шва и основного металла низкоуглеродистой стали ВСт3сп от параметров режима электродугового воздействия, включая рациональный режим 1,5...2 кДж/мм.

5. Установлена связь между геометрическими параметрами неразъемного соединения, его физико-механическими свойствами, структурной организацией и параметрами электродугового воздействия. При достижении силы тока в диапазоне 380...550 А и напряжения 32...40 В достигаются рациональные значения этих параметров

Теоретическая значимость работы заключается в углублении знаний о процессах формирования структуры и свойств неразъемного соединения, полученного при электродуговом воздействии с использованием экспериментального флюса, приготовленного из шлака электросталеплавильного производства.

Практическая значимость работы.

1. Разработана технология переработки шлака (жидкофазного восстановления излишков железа из шлака путем переплава) на основе проведенных термодинамических расчетов.

2. Разработан состав и способ изготовления флюса из шлака сталеплавильного производства (Патент РФ № 2793303).

3. Выявлены и рекомендованы к применению рациональные режимы электродугового воздействия на процесс формирования неразъемного соединения из низкоуглеродистой стали ВСт3сп.

4. Результаты опробования разработанного флюса в производственных условиях ООО «КЭМ» при изготовлении рулонируемых стенок вертикальных резервуаров показали, что полученные соединения рулонируемых стенок вертикальных резервуаров соответствуют требованиям нормативно-технической документации (Акт об использовании прилагается).

5. Результаты диссертационной работы внедрены на кафедре «Технология сварочного и металлургического производства имени В.И. Муравьева» в учебный процесс в дисциплинах «Современные сварочные материалы» при подготовке бакалавров по направлению 15.03.01 «Машиностроение» и «Сварка, родственные технологии и процессы» при подготовке магистров по направлению 15.04.01 «Машиностроение».

Положения, выносимые на защиту:

1. Технологические особенности и параметры переработки шлака электросталеплавильного предприятия и производства на его основе экспериментального флюса.

2. Установленные зависимости влияния теплофизических и технологических свойств флюсовой композиции при электродуговом воздействии на полученные неразъемные соединения.

3. Результаты влияния параметров электродугового воздействия под слоем экспериментального флюса на структуру и свойства металла неразъемного соединения.

4. Результаты промышленного опробования разработанного флюса при электродуговом воздействии в процессе получения неразъемного соединения металлоконструкции из низкоуглеродистой стали ВСт3сп.

Степень достоверности обосновывается использованием современного оборудования, стандартизированных и проверенных методик исследования, воспроизводимостью и сходимостью полученных в работе данных с данными, представленными в отечественных и зарубежных открытых источниках.

Личный вклад автора состоит в постановке цели и задач исследований, проведении лабораторных и промышленных экспериментов по разработке состава и способа получения нового материала - флюса, исследованию его влияния на физико-механические свойства полученных неразъёмных соединений, а также в обработке и обобщении результатов исследований, формулировании выводов и положений, выносимых на защиту, подготовки публикаций по теме диссертации.

Апробация работы. Результаты работы докладывались и обсуждались на следующих научно-технических мероприятиях: VI-VII научно-практическая конференция молодых ученых и специалистов «Исследования и перспективные разработки в машиностроении». Филиал ПАО «ОАК» - «КнААЗ им. Ю.А. Гагарина» «Исследования и перспективные разработки в машиностроении»: секция «Технология материалов» (г. Комсомольск-на-Амуре, 2021 - 2022 г.); 6-я Дальневосточная конференция с международным участием «Фундаментальные и прикладные задачи механики деформируемого твердого тела и прогрессивные технологии в металлургии и машиностроении» (г. Комсомольск-на-Амуре, октябрь 2022); конференция «Механика деформируемого твердого тела в проектировании конструкций» (Пермь, ИМСС УрО РАН, октябрь 2022 г.); II Международная научнопрактическая конференция молодых учёных «Наука, инновации и технологии: от идей к внедрению» (г. Комсомольск-на-Амуре, ноябрь 2022 г.); VI Всероссийская национальная научная конференция молодых учёных «Молодёжь и наука: актуальные проблемы фундаментальных и прикладных исследований» (г. Комсомольск-на-Амуре, апрель 2023 г.); Всероссийский инженерный конкурс (г. Москва, 2019 г.); XIX Международный форум-конкурс студентов и молодых ученых «Актуальные проблемы недропользования (г. Санкт - Петербург, СПГУ, май 2023 г.); XXIII-XXVII Краевой конкурс молодых ученых, секция «Технические и химические науки» (г. Хабаровск 2020-2025 г.); Лауреат премии губернатора Хабаровского края в области науки и инновации для молодых ученых за разработку образцов новой техники и прогрессивных технологий, обеспечивающих инновационное развитие экономики и социальной сферы, реализованных на территории края

Публикации по теме диссертации. По материалам диссертационной работы опубликовано 16 печатных работ, в том числе 5 в журналах, входящих в Перечень рецензируемых научных изданий, в которых должны быть опубликованы основные научные результаты диссертаций на соискание ученых степеней кандидата наук, 8 в сборниках научных трудов международных и всероссийских научно-технических конференций и прочих изданиях, 1 монография (в соавторстве), 2 патента на изобретения РФ.

Структура и объем диссертационной работы. Диссертация состоит из введения, 4 глав, заключения, списка литературы и 6 приложений. Работа изложена на 216 страницах машинописного текста (включая приложения), содержит 58 таблиц, 82 рисунка, список литературы из 163 наименований.

ГЛАВА 1. СОВРЕМЕННОЕ СОСТОЯНИЕ ПЕРЕРАБОТКИ ТЕХНОГЕННЫХ ОТХОДОВ НА ДАЛЬНЕМ ВОСТОКЕ И СОЗДАНИЯ ФЛЮСОВ ИЗ ВТОРИЧНОГО СЫРЬЯ

1.1 Техногенные отходы металлургических производств и их переработка

Производство металлургическими предприятиями черных металлов сопровождается образованием значительного количества техногенных отходов металлургических шлаков. Под шлаками в металлургии подразумевают различные окислы, образующие между собой те или иные химические соединения, а также твердые и жидкие растворы и эвтектические смеси. Основная функция металлургических шлаков заключается в том, чтобы вывести из печи пустую породу, отделив ее, таким образом, от продуктов плавки. В настоящее время утилизация и переработка металлургических шлаков представляет собой [1]. приоритетных экологических задач Техногенные одну из отходы. образующиеся в процессе металлургического производства, характеризуются разнообразным химическим составом и содержат ряд токсичных компонентов, способных оказывать негативное воздействие на окружающую среду [2]. Металлургические шлаки являются доминирующим видом техногенных отходов, а их ежегодный объем на глобальном уровне, по различным оценкам, достигает 15-25 млн тонн [3]. В связи с этим особую значимость приобретает проблема эффективной переработки подобных отходов на международном уровне.

Металлургические шлаки в своем составе преимущественно содержат оксиды кальция (CaO), кремния (SiO₂), магния (MgO) и железа (FeO). Превалирование диоксида кремния (SiO₂) в составе придает шлакам кислый характер, тогда как высокое содержание оксида кальция способствует формированию основного типа шлаков [4, 5].

Сера в составе металлургических шлаков, как правило, присутствует в форме сульфидов или сульфатов кальция, марганца и железа. В ряде случаев в шлаках также фиксируется наличие оксидов титана, бора, ванадия и других

элементов. Все оксидные компоненты, классифицируются на три основные группы:

кислотные оксиды, взаимодействующие с основными оксидами с образованием силикатов, фосфатов и сульфатов соответственно;

основные оксиды, которые в реакции с кислотными оксидами образуют соответствующие соли;

амфотерные оксиды, в частности Al₂O₃, способные проявлять как кислотные, так и основные свойства в зависимости от состава окружающей шлаковой матрицы [5].

Среди кислотных компонентов, входящих в состав металлургических шлаков, наибольшее значение имеет диоксид кремния (SiO₂). В большинстве случаев шлаки представляют собой сплавы SiO₂ с основными оксидами, в результате чего формируются преимущественно силикатные структуры. В связи с этим для их классификации используется соотношение количества атомов кислорода, связанного с SiO₂, к числу атомов кислорода, входящих в состав основных оксидов [5].

Для оценки свойств доменных шлаков традиционно используется соотношение оксида кальция (CaO) к диоксиду кремния (SiO₂). Однако с учётом существенного содержания в шлаковой массе оксида алюминия (Al₂O₃) и оксида магния (MgO), на практике применяются также более комплексные индексы, такие как (CaO + MgO)/SiO₂ и (CaO + MgO)/(SiO₂ + Al₂O₃), наряду с рядом других соотношений [5].

В зависимости от источника происхождения металлургические шлаки классифицируются на шлаки чёрной и цветной металлургии. К шлакам цветной металлургии относятся отходы, образующиеся при выплавке меди, никеля, свинца и других цветных металлов. В свою очередь, шлаки чёрной металлургии подразделяются в соответствии с видом выплавляемого металла на доменные, мартеновские, электросталеплавильные, конвертерные, ферросплавные И ваграночные. В более обобщённой классификации они группируются следующим образом: шлаки первичных металлургических процессов (доменные И

ферросплавные) и шлаки вторичных процессов (сталеплавильные и ваграночные) [5].

Сталеплавильный собой шлак представляет высокотемпературный оксидный расплав, формирующийся как побочный продукт в процессе выплавки стали. Его образование обусловлено реакцией между примесями, содержащимися в исходных шихтовых материалах - таких как чугун, металлический лом и ферросплавы, - и кислородом, поступающим в ванну для регулирования химического состава расплава. В дополнение к основным компонентам, в шлак также включаются продукты, поступающие из миксерного и доменного шлака, сопровождающие чугун, а также фрагменты футеровочных материалов, подверженных разложению в условиях высоких температур [5].

С технологической точки зрения сталеплавильные шлаки выполняют несколько ключевых функций. Они способствуют рафинированию металла, обеспечивая удаление вредных включений, таких как фосфор и сера. Наряду с этим, шлаковый покров ограничивает контакт расплава с газовой фазой, предотвращая окисление металла. В электросталеплавильных агрегатах шлак выполняет дополнительную роль - выступает в качестве нагрузочного сопротивления, обеспечивая стабильность теплового режима и способствуя эффективному энергообмену [5].

В высокотемпературный условиях плавильного агрегата расплав, находящийся в постоянном движении, оказывает разрушительное воздействие на футеровку как за счёт механического размывания, так и посредством химического растворения eë компонентов. Поскольку любая система стремится К термодинамическому равновесию, в процессе плавки происходит переход ряда ценных элементов ИЗ металлической фазы в шлаковую. Это явление обуславливает увеличенный расход раскислителей и легирующих добавок. Кроме того, часть металлической фазы захватывается и теряется в шлаке, что не только снижает общий выход кондиционного металла, но и осложняет последующую переработку шлаковых отходов [5].

В рамках данной работы объектом исследования выступает электросталеплавильный шлак, образующийся на металлургическом предприятии ООО «Амурсталь». Современное электросталеплавильное производство характеризуется значительным объёмом формирования побочных продуктов, к которым относятся:

- сталеплавильный шлак (в количестве 10–12 % от массы одной плавки);

- шлак, образующийся в агрегате типа «ковш-печь» (до 2,5 %);

- пылевые фракции (до 1,5 %).

В большинстве случаев электросталеплавильные шлаки и пыли складируются в специальных отвалах металлургических предприятий и остаются невостребованными, несмотря на высокое содержание в них оксидов железа, а также наличия железа в виде корольков [5, 6, 7].

Таким образом, металлургические шлаки, в частности сталеплавильные, представляют собой сложные многооксидные системы, обладающие значительным техногенным потенциалом. Несмотря выраженную на экологическую и ресурсную ценность, большая часть таких отходов по-прежнему утилизируется путём складирования, что не только приводит к потерям ценных компонентов, включая железо, но и создаёт дополнительную нагрузку на окружающую среду. Это подчёркивает актуальность разработки и внедрения переработки эффективных методов электросталеплавильных шлаков, направленных на их вовлечение во вторичное использование и минимизацию негативного воздействия на природу.

К основным источникам формирования сталеплавильного шлака относятся следующие компоненты:

- продукты окисления примесей, содержащихся в чугуне и металлическом ломе, таких как кремний, марганец, фосфор, сера, хром и другие элементы. В результате их окисления образуются соединения, представленные оксидами и сульфидами (SiO₂, MnO, P₂O₅, FeS, MnS, Cr₂O₃ и др.).

- продукты разрушения футеровки плавильного агрегата. При химическом воздействии на основную футеровку (например, доломитовую или магнезитовую)

в шлак переходят оксиды кальция (CaO) и магния (MgO). В случае разрушения кислой футеровки (на основе динса) в состав шлака поступает диоксид кремния (SiO₂).

- примеси, поступающие в агрегат вместе с шихтовыми материалами — песок, глина, остатки миксерного шлака и прочие включения, содержащие SiO₂, Al₂O₃, MnS и т.п.

- ржавчина, покрывающая металлический лом, загружаемый в сталеплавильный агрегат, представляет собой различные оксиды железа.

- добавочные компоненты и окислительные материалы, такие как известняк, известь, боксит, плавиковый шпат, железные и марганцевые руды, также вносят в состав шлака значительное количество CaO, Al₂O₃, SiO₂, FeO, Fe₂O₃, MnO, CaF₂ и других соединений.

В подовых сталеплавильных процессах, осуществляемых в таких агрегатах, как мартеновские, двухванные и электродуговые печи, шлак выполняет важную технологическую функцию - он ограничивает проникновение вредных газообразных примесей из атмосферы печи в расплав, тем самым обеспечивая защиту металлургического продукта от нежелательных загрязнений. Наряду с этим, шлак может оказывать и отрицательное влияние на ход плавки. К числу негативных факторов относятся:

- интенсификация износа футеровки агрегатов за счёт агрессивного воздействия шлаковой массы;

- повышение потерь легирующих и раскисляющих компонентов, особенно в условиях окислительного рафинирования;

- снижение выхода металла вследствие уноса железа в шлак как в виде оксидов, так и в форме металлических включений (корольков).

Указанные неблагоприятные эффекты в той или иной степени характерны для всех видов сталеплавильных технологий. Следовательно, одной из приоритетных задач металлургической практики является оптимизация шлакового режима, направленная на максимальное усиление положительного влияния при одновременном снижении их отрицательного воздействия [8]. Одним из ключевых аспектов переработки шлаков является установление взаимосвязи между физико-химическими характеристиками шлакового расплава и свойствами образующегося на его основе твёрдого материала кристаллического, стеклокристаллического либо аморфного (стекловидного) типа [5].

По способности к кристаллизации из расплавленного состояния металлургические шлаки занимают промежуточное положение между силикатными стёклами и металлическими системами. Особый интерес с точки зрения шлакопереработки представляет не столько сам факт кристаллизации, сколько особенности её кинетики. Согласно концепции, разработанной Я.И. Френкелем, жидкое состояние вещества представляет собой слабоупорядоченную структуру, в которой сохраняются элементы так называемого ближнего порядка - локальные участки, напоминающие фрагменты кристаллической решётки. С повышением температуры этот ближний порядок постепенно разрушается. Превращение расплава в твёрдое состояние связано с формированием дальнего порядка, то есть с выстраиванием атомов в регулярную пространственную структуру, распространяющуюся на большие расстояния [5].

В промышленной практике, особенно в чёрной металлургии, накоплен значительный опыт в области использования металлургических шлаков. Разнообразие направлений их утилизации обусловлено как химикоминералогическим составом, так и физико-механическими свойствами этих техногенных образований. Основные области применения шлаков чёрной металлургии представлены на рисунке 1.1.



Рисунок 1.1 - Основные направления использования шлаков

Практически на всех металлургических предприятиях внедрена система первичной переработки сталеплавильных шлаков, представляющая собой предварительный этап перед их последующей механической обработкой либо самостоятельное технологическое направление, направленное на получение неотсортированного рядового щебня. К основным операциям первичной переработки относят транспортировку шлака в специализированные отделения, кантование в шлаковые ямы, процессы охлаждения, дробление методом ударного воздействия, извлечение остаточного металлического компонента, а также отгрузку нерассортированного шлакового материала конечным потребителям.

После прохождения стадии естественного охлаждения шлаки, как правило, склонны к самопроизвольному распаду, что обусловлено особенностями их Для формирования стабильного внутренней структуры. состояния таких материалов требуется выдержка сроком от трёх месяцев до полутора лет. С целью ускорения охлаждения и увеличения извлечения металла в ряде случаев применялось водяное охлаждение в шлаковых ямах. Несмотря на определённую эффективность, использование воды сопряжено с рядом серьёзных технологических рисков - в частности, с опасностью взрывов и разрушением шлаковых монолитов при контакте с водой [9-12].

Таким образом, первичная переработка сталеплавильных шлаков играет обеспечении дальнейшей технологической ключевую роль В утилизации Несмотря металлургических отходов. на широкое распространение И отработанность базовых операций, таких как кантование, охлаждение, дробление и извлечение металла, данный этап сопровождается рядом технических и эксплуатационных сложностей. Применение водяного охлаждения, направленное на ускорение процессов и повышение эффективности металлосъёма, сопряжено с высоким уровнем технологических рисков, включая взрывоопасность И разрушение монолитной структуры шлаков. Эти факторы подчёркивают необходимость оптимизации условий охлаждения и хранения шлаков, а также поиска более безопасных и эффективных технологических решений.

Вторичная переработка сталеплавильных шлаков направлена на получение шлаковой продукции и включает механическое измельчение, фракционирование и магнитную сепарацию. Практический опыт демонстрирует, что для достижения высокой степени извлечения остаточного металла из шлаковой массы необходимо проводить измельчение материала. Ввиду отсутствия тонкое специализированного оборудования, предназначенного именно для переработки промышленных условиях шлаков, В используется стандартная техника, применяемая в горнодобывающей отрасли и производстве строительных материалов.

C перерабатывающие целью минимизации логистических издержек комплексы для текущих шлаков размещаются в непосредственной близости от участков первичной обработки. Установки открытого типа, как правило, располагаются в зоне шлакоотвалов. За рубежом процесс измельчения шлаков осуществляется преимущественно в щековых и конусных дробилках. Однако их эффективное и безаварийное функционирование возможно лишь при условии предварительного удаления металлических включений: основная их часть должна извлекаться на этапе первичной переработки, оставшиеся - с помощью магнитных сепараторов, установленных перед дробильным оборудованием. При этом роторные дробилки, менее чувствительные к твёрдым металлическим

включениям, демонстрируют низкую эффективность при работе с высокоабразивными материалами, к которым относятся сталеплавильные шлаки [13-15].

Таким образом, эффективная вторичная переработка сталеплавильных шлаков требует тонкой настройки технологического процесса, особенно в части предварительного извлечения металла и выбора подходящего дробильного оборудования. Отсутствие специализированной техники компенсируется адаптацией стандартных установок, однако это предполагает строгое соблюдение условий эксплуатации и тщательную организацию сортировочно-сепарационных операций. Рациональное размещение перерабатывающих комплексов также играет важную роль в снижении производственных затрат и повышении общей эффективности шлакопереработки.

Отвалы металлургических шлаков представляют собой значительный резервный источник для производства щебня, особенно в условиях ограниченных возможностей действующих каменных карьеров, которые не в состоянии обеспечить необходимый объём нерудных строительных материалов. Освоение новых месторождений сопряжено с крупными инвестициями и экологическими рисками, тогда как шлаковые отвалы, как правило, расположены вблизи промышленных зон с развитой транспортной инфраструктурой, что существенно облегчает логистику и снижает затраты на доставку продукции.

Разработка шлаковых отвалов приобретает особую значимость не только с позиции рационального природопользования и вторичного использования техногенного сырья, но и в контексте освобождения занятых земель, улучшения экологической обстановки и снижения нагрузки на воздушные и водные ресурсы Переработкой городских агломераций. шлаков занимаются как сами металлургические предприятия, специализированные так И сторонние организации. В частности, дорожно-строительные компании на базе отвалов осуществляют сортировку шлака с последующим выделением металлической составляющей с использованием шкивных электромагнитных сепараторов. Однако дробление материала в этих случаях, как правило, не производится, в

результате чего крупнофракционные образования, содержащие наибольшее количество металла, повторно возвращаются в отвалы [16-21].

Интенсивность использования шлаковых ям, выраженная как годовой объём переработанного шлака в пересчёте на 1 м² площади, варьируется на различных предприятиях в достаточно широком диапазоне - от 106 до 880 т/м². При этом оптимальным считается уровень загрузки в пределах 100-120 т/м². Превышение данного показателя приводит к недостаточному охлаждению шлаковой массы, что, в свою очередь, отрицательно сказывается на извлекаемости металлических включений. Особенно заметно снижение эффективности при использовании подъёмных электромагнитных шайб: в условиях высокой температуры и крупнокусковой структуры горячего шлака значительно возрастает вероятность потерь металла вместе с отходами [2].

Сталеплавильные шлаки характеризуются высоким содержанием железа до 24 % в виде оксидов и до 20 % в металлической форме, а также значительной долей оксида марганца (до 11 %). Кроме того, в их состав входят различные оксиды, такие как SiO₂, Al₂O₃, CaO, MgO, Cr₂O₃, P₂O₅, а также сульфиды (FeS, MnS и др.). Эти материалы обладают высокой плотностью, достигающей 3,2т/м³, и гетерогенной внутренней структурой, включающей металлические корольки, остатки нерастворённой извести и другие неоднородности. Комплексный химикофизический состав сталеплавильных шлаков предопределяет разнообразие направлений их вторичного использования [6].

Наибольший объём перерабатываемых шлаков (порядка 50 %) направляется на производство щебня, применяемого в строительной отрасли. Около трети утилизируемой массы используется как оборотное сырьё - в частности, в виде флюса в доменном производстве и вагранках. Примерно 20 % перерабатывается в минеральные удобрения. Незначительная часть шлаков используется для получения минераловатных изделий, а также проходит грануляцию в опытнопромышленных условиях. При всех способах переработки шлаков обязательным этапом является извлечение металлической составляющей [6].

Потери железа в составе сталеплавильных шлаков могут достигать до 12 % от их общей массы, что связано, прежде всего, с присутствием оксидов железа. Основным механизмом их попадания в шлак является транспортировка пузырьками газа, образующимися в процессе кипения металлической ванны или при её продувке. На заключительной стадии плавки, перед выпуском шлака, активное газовыделение практически отсутствует, что делает присутствие металлической эмульсии в шлаке маловероятным. Вместе с тем, при сливе стали, дробления особенно В условиях интенсивного струи, турбулентного перемешивания и взаимного эмульгирования металлической и шлаковой фаз, возможно дополнительное образование металлических корольков в финальном шлаке [13]. В зависимости от свойств расплавов, возможно, отметить ряд факторов, обусловливающих продолжительное пребывание металла в объёме шлаков, которые приводят к запутыванию их частиц и в конечном итоге к потерям железа. Один из подобных факторов - флотация металлической взвеси. Она имеет место тогда, когда связь металла со шлаком сопровождается появлением газовой фазы. В таком случае железо пузырями передается в шлак. При разрушении пузырей, перешедших в шлак, находящаяся вокруг их металлическая оболочка формируется в виде капель. Иной фактор - вязкость шлака, от которой зависит скорость оседания капель железа в шлаках. Высокая адгезия металла к шлаку также содействует устойчивости металлических капель на границе металла со шлаком. Последнее характерно для неравновесных систем. Возможна еще одна причина потерь металла со шлаком - не затопление металлических капель, попавших на поверхность шлака с газом. Дополнительные потери металлической фазы в шлак могут происходить в результате интенсивного гидродинамического взаимодействия во время выпуска стали из плавильного агрегата. При падении струи металла и шлака в ковш создаются условия для образования эмульсионных структур, способствующих уносу металлических частиц в шлаковую массу. Аналогичный эффект наблюдается и при переливе расплава из ковша в шлаковую чашу, где турбулентность потока способствует вовлечению металла в шлак [13].

С точки зрения максимизации извлечения остаточного металла, переработка жидких сталеплавильных шлаков обладает рядом очевидных преимуществ по сравнению с обработкой затвердевших шлаков. Тем не менее, металлопродукт, получаемый из шлаков, в большинстве случаев требует предварительного обогащения перед последующим использованием [22-23]. На сегодняшний день в промышленной практике отсутствуют отработанные и внедрённые технологии извлечения стали непосредственно из жидких сталеплавильных шлаков. В связи с этим на предприятиях извлечение металлической составляющей осуществляется исключительно из затвердевших шлаков — либо в процессе их первичной переработки в шлаковых отделениях, либо на стадии вторичной переработки с применением дробильно-сортировочного оборудования [24].

Подходы организации переработки металлургических К шлаков существенно различаются в разных странах, что обусловлено как историческим отрасли, так И национальными экономико-технологическими развитием условиями. В Соединённых Штатах Америки первые шлакоперерабатывающие предприятия были созданы при металлургических комбинатах. Уже к 1919 году в 14 компаний-производителей действовало шлаковой стране продукции, эксплуатировавших 32 специализированных завода. В процессе развития металлургической отрасли в ряде стран переработка шлаков эволюционировала от внутренних технологических операций к деятельности специализированных внешних организаций. Так, в США переработка металлургических шлаков на современном осуществляется преимущественно этапе независимыми компаниями, не связанными напрямую с производителями стали. В отличие от этого, в Великобритании и Германии функции переработки и утилизации шлаков по-прежнему остаются в ведении самих металлургических предприятий, что обеспечивает их интеграцию в производственный цикл.

В ряде других государств, включая страны с развитой строительной индустрией, сложилась практика передачи жидких или частично обработанных шлаков специализированным предприятиям, ориентированным на выпуск строительных материалов на основе техногенного сырья [25–30]. В результате

активной реализации программ вторичного использования, к началу XXI века уровень переработки доменных шлаков в мире достиг почти 100%, а сталеплавильных — около 80–90%. Сводные данные о переработке металлургических шлаков в различных странах без учёта внутреннего использования на металлургических предприятиях представлены в таблице 1.1.

Металлургический шлак официально признан полноценным видом минерального сырья, пригодного для промышленного использования. В таких странах, как США, Великобритания, Германия и Франция, воздушно охлаждённые шлаки широко перерабатываются в щебень, применяемый в транспортном строительстве.

Продукция, производимая на основе переработанных металлургических шлаков, характеризуется высокой экономической эффективностью, что обусловливает её широкое применение в различных отраслях. Например, себестоимость шлакового щебня составляет лишь 50–65% от стоимости природного аналога, при этом затраты на капитальные вложения в его производство могут быть снижены в 4,5 раза. Аналогичная ситуация наблюдается при производстве шлаковой пемзы: её стоимость примерно втрое ниже, чем у керамзита, а капитальные издержки на единицу выпускаемой продукции уменьшаются в 1,5 раза [30–53].

переработка металлургических Таким образом, шлаков не только способствует рациональному использованию вторичных ресурсов, но И обеспечивает выпуск конкурентоспособной продукции с существенно более низкими производственными затратами. Высокая экономическая эффективность шлаковых материалов делает их привлекательными как для строительной отрасли, так и для реализации в рамках программ ресурсосбережения и устойчивого развития.

Страна	Образование сталепла- вильных шлаков, млн т/год	Перерабо- тано стале- плавильных шлаков, %	Направления использования
Япония	8-10	>80	Строительные материалы (щебень, цемент, бетон и др.), дорожное строительство, стекольное строительство, удобрения
Германия	4	> 90	Строительные материалы (щебень, брусчатка, цемент, шлаковата, пемза, газобетон и др.) удоб- рения
США	> 6	> 70	Строительные материалы (щебень, пемза, цемент и др.) тарное стекло, покрытие дорог, удобрения
Франция	2.3	> 90	Строительные материалы (щебень, пемза, цемент и др.), покрытие дорог, литейное производство, удобрения
Велико- британия	> 2	90	Дорожное, аэродромное и промышленное строи- тельство (щебень ->70%, шлаковая пемза, бето- ны, шлакоситалл, шлаковата и др.
Канада	1.5	90	Строительные материалы (щебень, гранулиро- ванная пемза, цемент, кирпич), покрытие дорог

Таблица 1.1. – Использование металлургических шлаков за рубежом

В условиях внешнеэкономических ограничений предприятия металлургического комплекса сталкиваются с необходимостью интенсификации использования твёрдых техногенных отходов в качестве сырьевой базы для производства коммерчески востребованной продукции. Одним из ключевых направлений модернизации становится разработка и внедрение технологических решений, обеспечивающих экологически и энергетически эффективную переработку шлаков и других отходов производства. Учитывая, что на долю металлургических шлаков приходится порядка 70–75 % от общего объёма малотоксичных твёрдых отходов, именно их утилизация представляет собой приоритетное направление в рамках стратегий ресурсосбережения и повышения экологической устойчивости отрасли [54].

Таким образом, несмотря на исторически низкие показатели переработки металлургических шлаков в советский период, в современной России наблюдается положительная динамика в направлении их более рационального использования. Основная масса шлаков на сегодняшний день перерабатывается в продукцию для строительной отрасли, что позволяет частично заместить природные ресурсы и снизить экологическую нагрузку. В условиях внешнеэкономических ограничений возрастает значимость комплексной утилизации техногенных отходов, прежде всего металлургических шлаков, как ключевого направления ресурсосбережения и экологической модернизации промышленности. Фокус на разработке экологически и энергетически оптимальных технологий переработки становится неотъемлемой частью стратегии устойчивого развития металлургического сектора.

Крупнейшие металлургические предприятия России, включая НТМК, Уральскую сталь, ММК, НЛМК, ЗСМК и Северсталь, генерируют значительные объёмы твёрдых, жидких и газообразных производственных отходов. Однако, несмотря на наличие технического потенциала, существенная часть этих техногенных потоков остаётся невостребованной в производственных цепочках и не перерабатывается в товарную продукцию. Данный дисбаланс свидетельствует о необходимости дальнейшего развития и внедрения комплексных систем утилизации отходов, что особенно актуально в условиях стремления к замкнутым технологическим циклам и снижению экологической нагрузки [54]. Статистические данные о переработке отходов на указанных предприятиях представлены в таблице 1.2.

Таблица 1.2 – Переработка и использование сталеплавильного шлака на ОАО

«Северсталь» и ОАО «Западно-Сибирский металлургический комбинат»

Виды продукции	Количество перерабатываемого шлака			
шлакопереработки	ОАО «Северсталь» 1994 г.		ОАО «ЗСМК» 1992 г.	
	тыс. т в год	% от общего	тыс. т в год	% от общего
		выхода		выхода
-Оборотный продукт	281,1	18,7	0,0	0,0
для аглодоменного				
производства				
-Не перерабатывается и	1218,4	81,3	1528,0	100,0
направляется в отвал				

Сталеплавильные шлаки, образующиеся в процессе текущей выплавки стали, характеризуются высокой изменчивостью физических и химических свойств, что обусловлено как марочной принадлежностью производимой стали, так и стадией плавки (первичной или заключительной). Особенно нестабильными в эксплуатации являются высокоосновные шлаки, склонные к разрушению при охлаждении вследствие объёмного расширения двухкальциевого силиката, формирующегося в их структуре. В составе таких шлаков содержится значительное количество металлического железа, а также оксиды железа, марганца и хрома, что в теории делает их перспективным материалом для вторичного использования.

Тем не менее, применение сталеплавильных шлаков В дорожном строительстве необходимостью серьёзно ограничено ИХ длительного естественного выдерживания на отвалах лишь после многолетней ____ стабилизации структуры материал становится пригодным к использованию в составе дорожных покрытий. В результате потенциал этих шлаков в транспортной инфраструктуре на сегодняшний день реализуется в недостаточной степени [54].

эффективности Одним перспективных направлений повышения ИЗ переработки металлургических шлаков является внедрение технологий, ориентированных на рациональное использование остаточного теплового потенциала расплавов. Доменные и сталеплавильные шлаки, выходящие из 1200–1500 °C, представляют агрегатов при температурах порядка собой значительный источник вторичных энергетических ресурсов. Использование этой энергии в рамках интегрированных технологических решений позволяет не только снизить удельные энергозатраты и себестоимость перерабатываемой продукции, но и увеличить объёмы утилизации шлаков. В результате удаётся существенно сократить объёмы накопленных шлакоотвалов и одновременно улучшить экологическое состояние промышленных территорий [54].

Следовательно, использование сталеплавильных шлаков осложняется как их переменным химико-минералогическим составом, обусловленным спецификой технологических режимов выплавки различных марок стали, так и склонностью

высокоосновных шлаков к разрушению в результате фазовых превращений при охлаждении. Эти особенности существенно ограничивают возможности их прямого применения, особенно в дорожном строительстве, где требуется длительная выдержка материала для стабилизации его свойств.

В этой связи особую актуальность приобретает развитие технологий, позволяющих рационально использовать тепловой потенциал жидких шлаков. Интеграция процессов шлакопереработки с утилизацией вторичных себестоимость энергетических ресурсов не только снижает получаемой продукции, но и способствует уменьшению объёмов шлакоотвалов, одновременно улучшая экологическое состояние прилегающих промышленных территорий. Такой подход отвечает современным требованиям устойчивого развития и ресурсосбережения в металлургическом производстве.

1.2 Анализ технологии сталеплавильного производства и возможностей использования его отходов

Электрометаллургический завод ООО «Амурсталь» является единственным предприятием на территории Дальнего Востока Российской Федерации, осуществляющим производство стали с применением электросталеплавильной последующей переработкой В сортовой прокат. История технологии с предприятия началась в 1936 году со строительства производственной базы, а уже в 1941 году в эксплуатацию был введён первый литейный цех. На сегодняшний день завод отличается масштабами производства, высоким уровнем технической оснащённости, квалифицированным кадровым потенциалом и стабильным качеством выпускаемой продукции, что обеспечивает ему ключевые позиции в металлургической отрасли региона [55].

1.2.1 Анализ технологии производства

Цех подготовки лома (ЦПЛ) состоит из следующих участков:

- Отделение комплексной переработки лома (ОКПЛ), в составе которого имеется участок огневой резки металлолома (предусмотрена ручная резка, производительностью 11000 т/мес на 30 штатных резчиков). В здании ОКПЛ предусмотрены площади для размещения 40 тыс. тонн габаритного металлолома. Участок обслуживается 9-ю электромостовыми кранами грузоподъемностью 10 тонн оборудованные грейфером и электромагнитом.

- Участок огневой резки металлолома, предназначенный для складирования и сортировки металлолома вместимостью 20 тыс. тонн. В составе участка 2 электромостовых крана грузоподъемностью 10 тонн оборудованные грейфером.

- Три открытых склада металлолома вместимостью 40 тыс. тонн Предназначенных для перегрузки и сортировки металлолома.

- Участок огневой резки лома, оборудованный газо- и кислородопроводом, вместимостью 25-30 тыс. тонн.

- Два участка переработки карбонизатора. На участке осуществляется подготовка углеродосодержащих материалов для вдувания в плавильное пространство печи, производительностью 45 т/сутки.

ЦПЛ предназначен для подготовки шихтовых материалов к переделу (переплаву) в сталеплавильных агрегатах. Металлолом, поступающий на «Амурсталь» в вагонах РЖД, в контейнерах и автотранспортом, расставляется под выгрузку, согласно схеме расположения участков и размещения оборудования с учетом класса и вида. Лом контролируется на радиационную безопасность перед поступлением в цех. Разгрузка металлолома поступающего, автомобильным транспортом, осуществляется В отделении комплексной переработке лома (ОКПЛ), на участке пресс-ножниц «Vezzani» и участке вдоль ж/д пути [55].

Подготовка металлолома производится на пресс-ножницах модели «Vezzani PC1730AC». К резке на пресс-ножницах допускаются: стальные листы, полосовые

и сортовые отходы, трубы и отходы трубного производства, металлоконструкции, промышленный и бытовой лом. К ножничной резке не допускаются: рельсы, шестерни, коленчатые и распределительные валы, роторы турбин, рессоры, цилиндры прессов, цилиндровые валы, цепи, канаты, шатуны, скаты и другой аналогичный лом, а также закрытые сосуды, агрегатный лом, лом со льдом, снегом и жидкостью, лом с различными конструкциями из цветных металлов и сплавов, электродвигатели. Линейные размеры порезки металлолома определяет оператор установки пресс-ножниц. Длина порезки не должна превышать максимально допустимых требований по ГОСТ 2787-2019 (Вид ЗА – не более 800 мм) [56]. Для более плотной укладки бадьи рекомендуемая длина порезки 500 мм. Уборка порезанного лома производится ленточным транспортером на специальную площадку, после чего производится погрузка габаритного металлолома автомобильным перегрузчиком в контейнеры и передается в ЭСПЦ Nº2.

Загрузка и доставка металлолома для обеспечения шихтовки ДСП осуществляется из цеха подготовки лома (ЦПЛ), при помощи контейнеров, расположенных на ж/д платформах, и с участка пресс-ножниц «Vezzani» путем загрузки металлолома непосредственно в бадью, при помощи погрузчиков фирмы Fuchs с последующей транспортировкой в печной пролет скраповозом [55].

В шихтовом отделении ЭСПЦ загрузка завалочных корзин производится путем кантовки контейнеров с ломом, мостовыми кранами. ЭСПЦ «Амурстали» оснащен:

- ДСП 125 №1 изготовитель Сибэлектротерм, г. Новосибирск (последняя модернизация печи 2006 г), с ноября 2007 года находится на консервации. Мощность – 1 000 тыс. т/г. жидкой стали.

- ДСП 125 №2 производства фирмы CONCAST (Швецария). Мощность – 1 200 тыс. т/г. жидкой стали. Год установки – 2007 г. Плавление и нагрев металла производится в автоматическом режиме в соответствии с утвержденным профилем плавки. В состав вспомогательного оборудования ДСП входят: шесть настенных систем CONSO (комбинированные газокислородные фурмы-горелки –

КГКФГ) по 6 МВт каждая; три инжектора углерода (с расходом от 10 до 80 кг в минуту). Характеристики ДСП 125 №2 приведены в таблице 1.4 [55].

На этапе завершения расплавления осуществляется отбор пробы металла для проведения полного химического анализа. При этом температура жидкого металла должна находиться в диапазоне 1540–1580 °C, что обеспечивает достоверность полученных результатов и соответствие технологическим требованиям.

Характеристика	Значение показателя
Емкость, т	
- номинальная	125
- максимальная	140
Мощность трансформатора,	
ТАМІЛІ (Италия), MBA	120
Диаметр электродов, мм	610
Количество водоохлаждаемых панелей, шт	14

Таблица 1.4 – Характеристики ДСП 125 №2

Во время плавления для наведения шлака в печь вводятся шлакообразующие (известь, плавиковый шпат), через весодозирующий тракт для науглероживания и вспенивания шлака вводятся карбюризаторы (коксовая пыль). Карбюризатор подается для дополнительного ввода альтернативной энергии в печь за счет сжигания его в струе кислорода, снижение окислительного воздействия кислорода, подаваемого КГКФГ для вспенивания печного шлака. До начала окислительного периода шлак из печи удаляется самотеком [55].

Окислительный период начинается с момента первой пробы металла. Задачи окислительного периода: удаление вредных примесей (фосфор) до значений, обеспечивающих заданный химический состав, с учетом внепечной обработки стали на агрегате ковш-печь (АКП); получение содержания углерода и температуры стали перед выпуском плавки из печи согласно требованиям технологических карт для конкретной марки стали. Для защиты футеровки печи от излучения дуг, окислительный период ведется с максимально возможным заглублением их в шлак. Для этого в течении всего периода шлак поддерживается

карбюризатора, BO вспененном состоянии периодическими присадками посредством угольных инжекторов и извести порциями по 250...300 кг через весодозирующий тракт. При достижении температуры металла В печи 1600...1660°С металл выпускается в стальковш в зависимости от: количества присаживаемых на выпуске ферросплавов; продолжительности выдержки до обработки на АКП; назначения металла [55].

Содержание углерода в металле перед выпуском не должно превышать нижний марочный предел.

Определение содержания углерода в металлическом расплаве перед выпуском осуществляется с использованием прибора «MultiLab III Celox», обеспечивающего оперативный контроль параметров. Процедура раскисления и легирования стали проводится в сталеразливочном ковше непосредственно в момент выпуска металла из электропечи. В качестве раскисляющих и легирующих компонентов применяются ферросилиций, силикомарганец, алюминий, а также другие материалы, регламентированные технологическими картами в соответствии с требованиями к заданной марке стали.

Ввод присадок осуществляется как автоматически — через транспортную систему подачи материалов, так и вручную, в частности, при использовании чушкового алюминия и других твёрдых компонентов. По завершении выпуска ковш направляется на установку доводки металла в агрегатах типа «ковш-печь». На предприятии задействованы агрегаты АКП-130 №1 и №2, производства компании «Сибэлектротерм» (г. Новосибирск) [55].

- АКП №1 – год установки 2005, с января 2008 находится на консервации. Мощность – 1 000 тыс. т/год;

- АКП №2 – год установки 2007, двухпозиционный. Мощность – 1 200 тыс. т/год.

В случае неготовности АКП к приему плавки сталь-ковш передается на «стенд ожидания», где производится усреднительная продувка металла инертным газом, допускающая минимальное «оголение» металла. Во избежание дополнительных потерь температуры металла при продувке, сталь-ковш

накрывается теплоизоляционной крышкой. Время пребывания сталь-ковша на лимитируется температурой металла перед «стенде ожидания» началом внепечной обработки, которая должна быть не ниже 1520 °C. Падение температуры определяется исходя из начальной температуры металла и скорости его охлаждения, составляющей порядка 0,5...1,5 °С/ мин. После установки стальковша с металлом «под свод» АКП осуществляется продувка металла инертным газом, и производится измерение температуры. Присадка шлакообразующих материалов производится В количестве, обеспечивающем достаточную жидкоподвижность шлака. Перед началом нагрева металла производится раскисление шлака. Характеристики АКП представлены в таблице 1.5.

Таблица 1.5	- Характерис	тики АКП
-------------	--------------	----------

Характеристика	Значение параметра
Емкость, т	
- номинальная	125
- максимальная	131,5
Мощность трансформатора,МВА	22
Диаметр электродов, мм	400
Диаметр распада электродов, мм	680
Скорость нагрева металла, °С/мин	3-5
Расход аргона (азота) на продувку металла, м ³ /час	18-24

Для ускорения процесса наведения рафинированного шлака, одновременно с началом присадки шлакообразующих материалов производится нагрев металла. Подогрев производится при непрерывном перемешивании металла инертным газом. Отбор пробы металла на полный химический анализ производится после 8...12 минут усреднительной продувки, ориентируясь на состояние шлака. Процесс десульфурации металла эффективно протекает при условии сочетания следующих факторов: присадка шлакообразующих материалов; интенсивная продувка под рафинированным шлаком; нагрев металла и шлака. Корректировка химического состава металла производится после наведения высокоосновного рафинированого шлака, из расчета получения целевого содержания элементов в заданной марке стали. Через 2...3 минуты после прохождения последней порции корректирующих добавок расход инертного газа уменьшается до 12...18 м³/ч.

Отбор второй пробы металла на химический анализ производится через 5...7 минут после корректировки и нагрева металла.

Окончательная корректировка по содержанию ведущих элементов в металле производится не позднее, чем за 10 минут до окончания доводки стали. Затем производится модифицирование металла силикокальцием в виде порошковой проволоки. После обработки металла на АКП производится «утепление» зеркала металла теплоизолирующей смесью (ТИС) или известью в количестве 150...200 кг, и ковш электромостовым краном передается на МНЛЗ. На «Амурстали» установлены 2 МНЛЗ:

- МНЛЗ №1 изготовитель ЮУМЗ, г. Орск. Год установки – 1985, в 2009 году проведена модернизация. Мощность после модернизации – 1 000 тыс. т/год

- МНЛЗ №2 производства фирмы SMS Demag (Германия). Мощность – до 1 150 тыс. т/год, в зависимости от сортамента. Год установки – Ш квартал 2008 года, в настоящее время находится на консервации.

Технологический процесс разливки стали на МНЛЗ №1 следующий: Сталеразливочный ковш с металлом (с помощью электромостового крана) передается на поворотный стенд МНЛЗ. Сталеразливочный ковш накрывается теплоизолирующей крышкой. Поворотный стенд разворачивается в положение Промежуточный ковш устанавливается под кристаллизаторами. разливки. Навешивается гидроцилиндр на шиберный затвор. Открывается шиберный затвор сталеразливочного ковша. Металл поступает в промежуточный ковш. После наполнения промковша металлом производится утепление зеркала металла теплоизолирующей смесью. В процессе разливки производится измерение температуры металла в промежуточном ковше. При уровне металла в промковше 350...400 мм открываются стаканы-дозаторы, порции металла поступают в водоохлаждаемый кристаллизатор с медными конусными гильзами и жесткой оребренной обечайкой, позволяющей обеспечить высокий теплосъем OT затвердевающего слитка и формирование оболочки слитка необходимой толщины и прочности. Рабочий уровень металла в кристаллизаторе находится от верхнего торца на 100...120 мм. После наполнения кристаллизатора металлом для

предотвращения зависания слитка включается механизм качания, и подается технологическая смазка в автоматическом режиме. Окончательное охлаждение слитка производится в зоне вторичного охлаждения (ЗВО), открытого – водяного посредством форсунок. Управление ЗВО на МНЛЗ производится через АСУ (автоматизированная система управления) заданием на дисплее ЭВМ главного пульта управления. Вытягивание заготовок осуществляется 2-х клетьевыми тянуще-правильными механизмами (ТПМ) с индивидуальными приводами на каждом ручье. Порезка заготовки на мерную длину производится с помощью машин газокислородной резки (МГР) в автоматическом режиме. Транспортировка заготовок МНЛЗ производится с помощью транспортного рольганга, состоящего из 32 роликов с индивидуальными приводами. Заготовки транспортируются на (работающий кантующий холодильник В автоматическом режиме), предназначенный равномерного охлаждения путем для заготовок переворачивания их на 90°, при каждом шаге холодильника с последующей передачей заготовок с позиции загрузки в зону выгрузки и дальнейшей передачи их в зону уборки краном [55]. Общая технологическая схема производства ООО «Амурсталь» представлена на рис. 1.2 [57-58].



Рисунок 1.2 - Технологическая схема производства ООО «Амурсталь»

1.2.2 Проблема техногенных отходов и шлакоотвала

В процессе выплавки для раскисления жидкой стали используют известь (CaO) и ферросплавы: ферросилиций FeSi, ферромарганец FeMn, ферротитан FeTi, феррохром FeCr, которые вступают в реакцию с жидкой сталью, а затем всплывают наверх в виде шлака.

Шлакоотвал, как и сам металлургический завод расположен на периферийной территории Центрального городского округа г. Комсомольска-на-Амуре, западнее от его центра (рис. 1.3). Металлургический шлак ООО «Амурсталь» хранится на его открытой территории. Отвалы шлака, который копился все годы существования завода, оцениваются в 7 млн. тонн.

Шлакоотвал имеет размеры 610х700 м, общая площадь - 427000 м². Высота отвала более 10 м (рис. 1.4).

В непосредственной близости со шлакоотвалом протекает р. Большая Хапсоль общей протяженностью 11,2 км, впадающая в оз. Мылки, соединяющееся с р. Амур.



Рисунок 1.3 - Шлакоотвал на карте



Рисунок 1.4 - Внешний вид шлакоотвала

Учитывая северо-южное направление ветров в г. Комсомольске-на-Амуре воздействию переноса пыли подвергаются: с юга – пойма оз. Мылки и прилегающие к ней пос. Малая Хапсоль, с севера – пос. Таежный. В непосредственной близости к шлакоотвалу (восточнее) расположен пос. Огеупорный, где питьевая вода либо привозная, колонка, либо колодцы (артезианские скважины).

Согласно данным Федерального классификационного каталога отходов (ФККО), металлургические шлаки, съемы и пыль, отнесённые к коду 312 029 00 01 01 4, характеризуются следующими свойствами: агрегатное состояние — твёрдое, наличие опасных характеристик — токсичность. В соответствии с классификацией, данный вид отходов отнесён к IV классу опасности для окружающей природной среды, что указывает на умеренный уровень негативного воздействия [5, 59].

Шлаковые отвалы металлургических предприятий представляют собой техногенные геосистемы, обладающие высоким исследовательским потенциалом. С точки зрения минералогии и геохимии, данные объекты могут рассматриваться в качестве природно-техногенных аналогов вулканических формаций. Их изучение позволяет моделировать высокотемпературные процессы остеклования, происходящие в условиях, близких к тем, что формируются в зонах магматической активности [5, 60].

Аналогично природным горным породам, металлургические шлаки при длительном выветривании, особенно в условиях открытого хранения в отвалах,
подвергаются процессам минералогического преобразования. В результате взаимодействия с атмосферной влагой и углекислым газом в них формируются вторичные минералы, такие как портландит, кальцит, гиббсит, гидроксиды железа, сера, гипс, опал и другие соединения [5, 60]. Эти процессы сопровождаются существенными изменениями исходных характеристик шлаковой массы: происходит трансформация химического и минералогического состава, изменяются гранулометрическая структура, плотность, прочностные свойства и другие физико-механические параметры материала.

Одним из экологически значимых и потенциально опасных компонентов металлургических шлаков является сера. В процессе охлаждения шлаковой массы её растворимость резко снижается, что приводит к выделению сернистых соединений в окружающую среду — как в атмосферный воздух, так и в водные системы. Данный процесс сопровождается повышенным риском загрязнения природных объектов. Например, в районе г. Донецка зафиксированы многократные превышения предельно допустимых концентраций соединений серы в приземном слое атмосферы. Согласно мониторинговым данным, мощность выбросов диоксида серы (SO₂) составляет 0,033 г/с, сульфида водорода (H₂S) — до 80 г/с, при общей интенсивности выбросов 17 700 м³/с [5, 61].

Техногенные выбросы предприятий чёрной металлургии оказывают значительное антропогенное воздействие на ландшафты и их составные компоненты. Основную экологическую нагрузку создают пылевые и газовые эмиссии, содержащие широкий спектр химических соединений. Так, в пыли, выбрасываемой Череповецким металлургическим комбинатом, содержится от 30 до 70 % железа и его соединений — оксидов, сульфатов и карбонатов, а также около 20 % соединений кальция и магния. Такая пылевая нагрузка формирует в зоне воздействия специфический щелочной тип загрязнения, который приводит к деградации почвенного и растительного покровов, нарушает природные механизмы миграции элементов и трансформации веществ в ландшафтной среде [5].

Процессы оседания пылевых частиц, формирующихся в результате пылегазовых выбросов с поверхности шлаковых отвалов, зависят от

аэродинамических метеорологических условий. характеристик частиц И пылинки оседают в непосредственной близости Крупнофракционные OT источника выбросов — металлургических комбинатов и шлакоотвалов, в то время как мелкодисперсные частицы обладают способностью к транспортировке расстояния. Этот феномен воздушными потоками на значительные подтверждается результатами исследований зольности торфяных образцов, демонстрирующих наличие металлургенных компонентов на удалённых от промышленных объектов территориях [5].

Открытый способ складирования металлургических шлаков сопровождается формированием источника вторичного загрязнения окружающей среды. Шлаковые отвалы становятся точками эмиссии загрязняющих веществ, поступающих в атмосферный воздух, водные объекты и почвенно-растительный покров. Под воздействием атмосферных осадков и процессов выветривания из шлаковой массы происходит выщелачивание ионов тяжёлых металлов, а также ионов, повышающих жёсткость воды. Это приводит к росту концентраций данных компонентов в поверхностных водах, в том числе в реках, превышающих фоновые значения и оказывающих негативное влияние на гидросферу И экосистемы в зоне воздействия [5].

Таким образом, шлаки металлургического производства, наряду c пылевыми и газовыми выбросами, представляют собой значительный источник техногенной нагрузки на окружающую среду. Их влияние проявляется в загрязнении атмосферного воздуха, гидросферы и литосферы, особенно при открытом способе складирования. Выветривание, выщелачивание и аэрозольный перенос компонентов, таких как тяжёлые металлы, сера и щёлочные соединения, способствует ухудшению состояния почвенно-растительного покрова, изменению химического состава поверхностных вод и формированию устойчивых зон техногенного воздействия. Совокупность этих факторов подчёркивает необходимость комплексного подхода к обращению с металлургическими отходами, включающего как переработку, так и экологически безопасные методы хранения и рекультивации загрязнённых территорий [5].

Оборотные воды, применяемые в системах грануляции металлургических шлаков, характеризуются повышенной температурой (в пределах 45–75 °C), щелочной реакцией и высокой степенью жёсткости. В их составе присутствуют взвешенные вещества и растворённые ионы, такие как Ca^{2+} , SO_3^{2-} , HS^- и Cl^- . Основными загрязняющими компонентами являются соединения извести, сероводорода, тиосульфаты и аммиак, а уровень общей минерализации может достигать 5,15 г/л. Сброс таких вод в поверхностные водоёмы общего пользования приводит к их термическому, химическому и механическому загрязнению, нарушая экологическое равновесие водных экосистем [5].

Сами металлургические шлаки содержат до 30 различных оксидов, среди которых основными являются SiO₂, Al₂O₃, Fe₂O₃, FeO, MnO, CaO и MgO. Несмотря на то что остальные компоненты присутствуют в меньших количествах, они обладают способностью к миграции в окружающей среде и могут быть источниками дополнительного загрязнения [5].

Кроме того, атмосферные осадки, проникая сквозь пористую и химически активную структуру шлаковых отвалов, обогащаются водорастворимыми соединениями, в результате чего происходит загрязнение подземных вод и нарушение гидрохимического баланса прилегающих территорий [5].

Таким образом, системы охлаждения и грануляции шлаков, а также процессы выщелачивания из шлаковых отвалов, представляют собой существенные источники антропогенного воздействия на водные ресурсы. Высокая температура, щелочная реакция и насыщенность вредными веществами в оборотных водах способствуют комплексному — тепловому, химическому и механическому — загрязнению поверхностных и подземных вод. Кроме того, многообразие оксидных компонентов в составе шлаков и их способность к миграции усиливают риски ухудшения качества окружающей среды. Эти обстоятельства подчеркивают необходимость внедрения эффективных систем очистки сточных вод, контроля за инфильтрационными процессами и разработки безопасных методов хранения шлаков. В ООО "Амурсталь" запущен комплекс по производству строительного щебня и металлического скрапа из сталеплавильных шлаков мощностью 700 тыс. тонн в год на промышленной площадке по переработке металлургических шлаков [62]. Для переработки содержимого шлакоотвала за счет собственных средств предприятия приобретено оборудование (рис. 1.5), стоимостью 245 млн. рублей, работающее по принципу магнитной сепарации: в установку загружается шлак, дробится на мелкие фракции, которые разделяются на минеральное сырье – шлаковый щебень – подлежит реализации и широко применяется в строительных и дорожных работах [63]. По информации министерства промышленности и торговли Хабаровского края, дробильно-сортировочный комплекс на заводе «Амурсталь» станет первым на Дальнем Востоке. Агрегат создан российскими промышленниками. Все комплектующие доставили из разных регионов страны. Сейчас комплекс уже установлен на участке шлакоотвала. По планам агрегат должен переработать скопившийся с 1942 года шлак [64].



Рисунок 1.5 - Оборудование «Амурсталь» для переработки шлака

В рамках мероприятий по развитию системы обращения с твердыми промышленными отходами ООО «Амурсталь» в 2021 году переработано 121,773 тонн металлургического шлака в шлаковый щебень и песок. Для тыс. 10,021 цемента использовано тыс. тонн шлама вторичных производства отстойников оборотного предприятия фабрикации цикла путем В железосодержащее сырье [62].

На днях крупнейший производитель продукции из черных металлов в Дальневосточном регионе завод «Амурсталь» получил заключение, верифицирующее Отчет об углеродном следе своей продукции - стальной непрерывной квадратной заготовки с дальнейшим переделом в сортовой прокат. Полномасштабное исследование с подсчетом парниковых газов, вырабатываемых предприятием, было проведено Фондом инфраструктурных проектов. Верификация отчета прошла в независимом Органе по валидации и верификации парниковых газов.

Как сообщают MetallPlace, на предприятии выброс CO₂ на тонну стальной квадратной заготовки составляет 0,802 тонны, а для сортового проката - 1,039 тонны. Отчет будет опубликован на официальном сайте завода «Амурсталь» [65].

Показатели качества атмосферного воздуха в городе по основным загрязняющим веществам представлены в таблице 1.6. Среднегодовая концентрация взвешенных веществ составляет 3,4 предельно допустимой концентрации (ПДК), а максимальное значение при разовых замерах достигает 3,9 ПДК, что свидетельствует о превышении гигиенических нормативов по данному параметру. В то же время среднегодовые и максимальные значения содержания диоксида азота, оксида азота и оксида углерода находятся на уровне, не превышающем 1,0 ПДК. Среднегодовое содержание формальдегида составляет 3,1 ПДК, однако его максимальная разовая концентрация не выходит за пределы установленной нормы. Концентрация хлорида водорода в среднем за год достигает 1,3 ПДК, при этом максимальное значение за год остаётся ниже 1,0 ПДК. Показатели по фенолу, сероводороду, углероду (сажи), аммиаку и шестивалентному хрому соответствуют санитарно-гигиеническим требованиям. Содержание тяжёлых металлов, как по среднегодовым, так и по максимальным среднемесячным значениям, также не превышает уровня 1,0 ПДК [62].

Анализ состояния атмосферного воздуха в городской черте демонстрирует локальные превышения гигиенических нормативов, прежде всего по взвешенным веществам и формальдегиду, что свидетельствует о наличии стабильной техногенной нагрузки, вероятно связанной с промышленной деятельностью. В то же время по большинству контролируемых загрязняющих компонентов - таких как оксиды азота, оксид углерода, хлорид водорода, фенол, аммиак, сероводород и тяжёлые металлы - зафиксированные концентрации находятся в пределах допустимых уровней. Это указывает на относительную стабилизацию качества атмосферного воздуха по широкому спектру загрязнителей, однако наличие устойчивого превышения по ряду параметров подчёркивает необходимость дальнейшего мониторинга и совершенствования систем очистки промышленных выбросов.

Наименование	Среднегодовая		Максимальная		Повторяемость	
примеси	концентрация		концентрация за год		превышения	
	мг/м ³	ПДК	мг/м ³	ПДК	1 ПДК (%)	
		(кратность)		(кратность)		
Взвешенные	0,258	3,4	1,928	3,9	16,0	
вещества						
Диоксид серы	0,006	0,1	0,021	0,0	0,0	
Оксид углерода	1,5	0,5	3,7	0,7	0,0	
Диоксид азота	0,027	0,7	0,103	0,5	0,0	
Оксид азота	0,010	0,2	0,034	0,1	0,0	

Таблица 1.6 - Показатели загрязнения атмосферы города

Комсомольска-на-Амуре по данным стационарных наблюдений по основным загрязняющим примесям в 2021 г.

Уровень загрязнения воздуха: С учетом ПДК СанПиН 1.2.3685-21 [66] уровень загрязнения атмосферы оценивается, как "очень высокий". При этом с уче-

том ПДК ГН 2.1.6.3492-17 [67] уровень загрязнения атмосферы оценивается, как "высокий" [62].

По состоянию на 2021 год, качество воды в реке Амур в районе г. Комсомольск-на-Амуре сохраняло низкий экологический статус и по-прежнему классифицировалось как «очень загрязнённое». Превышение предельно допустимых концентраций (ПДК) было зафиксировано по 11 из 19 оцениваемых показателей, тогда как в 2020 году — по 10 из 18. При этом стабильного превышения по какому-либо показателю в 100 % проб не наблюдалось. Наиболее высокая превышений была отмечена повторяемость по химическому потреблению кислорода (ХПК) и содержанию общего железа — 95 % и 85 % соответственно [62].

Отмечается положительная динамика по соединениям алюминия и марганца: среднегодовые концентрации в 2021 году снизились до уровней менее 1 и 2 ПДК соответственно (в 2020 году составляли 2 и 5 ПДК). Однако содержание молибдена превышало нормативные значения в 30 % проб, отобранных выше и ниже по течению от городской черты [62].

В качестве характерных загрязнителей в 2021 году выявлены трудноокисляемые органические вещества и аммонийный азот с повторяемостью превышения ПДК в 95 % и 73 % случаев соответственно (в 2020 году — 53 % и 20 %). Их среднегодовые концентрации составили 2 и 1,5 ПДК соответственно. Повышенные уровни загрязнения сохраняются также по общему железу и меди, где ПДК превышена в 85 % и 55 % проб соответственно (в 2020 году — 95 % и 48 %) [62].

Среднегодовая концентрация железа снизилась с 3 до 2 ПДК, в то время как содержание меди возросло с 1 до 2 ПДК. Относительно соединений алюминия и марганца в 2021 году отмечается устойчивая тенденция к снижению: ПДК превышалась в 15 % и 25 % проб соответственно, тогда как в 2020 году — в 93 % и 50 % проб. Среднегодовые значения этих элементов уменьшились в 4 и 2 раза соответственно [62, 68–70].

Металлургические шлаки на сегодняшний день принято перерабатывать в частности в твердом виде, однако это менее эффективно, чем переработка расплавов, так как металлургические шлаки представляют собой прочные, твердые, высоко абразивные материалы, содержащие значительное количество оксидов железа и других металлических материалов. В связи с этим используемое дробления, сортировки и оборудование для сепарации шлака, быстро изнашивается и выходит из строя. Поэтому в России и за рубежом изыскиваются эффективные способы переработки сталеплавильных шлаков в расплавленном состоянии. Для этого применяют самые различные конструкции установок, используя в качестве энергоносителей воду, пар и воздух [71].

1.2.3 Проблема дефицита лома

Металлургические предприятия ведущих промышленных стран всё активнее включаются в борьбу за снижение выбросов углекислого газа в окружающую среду, отдавая себе отчёт, что речь идёт не только об экологической ответственности, но и за счет развития и внедрения новых технологий переработки железа [72-73].

На заводе идет реализация плана технико-экономического развития предприятия, основная задача которого заключается в выводе предприятия на полную проектную мощность и достижении объема производства 1,5 миллионов тонн жидкой стали в год. Предприятие производит сталь для армирования железобетонных конструкций, прокат угловой, круглый, катанку, проволоку, сортовую заготовку. Сырьем для производства стали является лом черных металлов [74]. Мощность завода «Амурсталь» позволяет перерабатывать 110 тыс. тонн металлолома в месяц.

В конце 2019 года металлургический завод «Амурсталь» столкнулся с нехваткой металлолома, что привело к остановке производства. В 2020 году объем производства сортовой заготовки составил около 676 тыс. тонн, поэтому была поставлена задача увеличить годовой объем производства до 925 т/год.

Завод производит и экспортирует продукт первого передела – сортовую металлическую заготовку. Сортамент выпускаемой продукции – 5 типоразмеров проволоки и более 40 профилей сортового проката (круг, катанка, сталь для армирования железобетонных конструкций, уголки). С 2006 года освоен «слиттинг-процесс» (прокатка арматурной стали №10 №12, 14, 16 с разделением на две нитки). В 2019 году введена в эксплуатацию новая линия термоупрочнения арматурного проката, в т.ч. производимого слиттинг-процессом (ТМУП).

Уже с 2020 года «Амурсталь» рассматривает переход на использование перворудного сырья (горячебрикетированное железо, ГБЖ). Завод ищет альтернативу металлолому, которого не хватает на Дальнем Востоке.

На Дальнем Востоке в металлургической промышленности существует проблема, связанная с ростом дефицита лома: по итогам 2019 г. дефицит составил 129 тыс. тонн.

Лом черных металлов является компонентом металлошихты для производства стали наряду с чугуном и металлизованным сырьем. Металлошихта для основных сталеплавильных процессов может варьироваться в довольно широком диапазоне и зависит в большинстве случаев от доступности ресурсов и экономической эффективности их использования.

На долю стального лома, который образуется в металлургическом производстве, приходится на сегодняшний день около 40% его общего потребления. Это наиболее качественный лом, не требующий существенной подготовки к использованию.

Образующийся дефицит металлического лома в регионах его активной переработки приводит к использованию альтернативных составляющих шихты, таких как твердый чугун (ТЧ), ГБЖ или к проведению плавки с использованием только жидкого чугуна (ЖЧ) или металлического лома (МЛ) [75].

Помимо выше перечисленных, источником железа могут являться железорудные окатыши (ЖРО) [76]. Но так как в состав этого материала входит определённая доля оксидов железа и пустой породы, что влияет на его температуропроводность, применение этого сырья совместно с металлоломом при выплавке стали обуславливается увеличением материальных и энергетических затрат, повышением содержания оксидов железа в электропечном шлаке, уменьшением стойкости огнеупорной футеровки печи.

Применение ЖРО без изменения технологии процесса и режимов работы печи приводит к росту расхода сырьевых, энергетических и материальных ресурсов, что сказывается на себестоимости получаемой стали.

Оптимальным решением использования ЖРО является линия по производству стали, которая включает в себя комплекс агрегатов для восстановления, окатывания, предварительной и окончательной сушкой железной руды, с последующей его подачей в сталеплавильную печь. Исключается сама возможность потери тепла материалом при хранении и транспортировке, сырье используется сразу.

Компонентами металлошихты для производства стали в общем случае являются чугун, лом черных металлов и металлизованное сырье. Металлошихта для основных сталеплавильных процессов может варьироваться в довольно широком диапазоне и зависит в большинстве случаев от доступности ресурсов и ценовых соотношений между ними. Основу шихты для электропечей составляет металлический лом: на 1 т выплавляемой в электропечах стали расходуется ~950 кг лома. Примерно треть этого количества составляют брак, литейные отходы, обрезь слитков, отходы при прокатке и ковке, а также стружка от обдирки слитков, т.е. собственные отходы металлургических заводов. Остальная часть складывается из отходов, возвращаемых заводами-потребителями и лома, собранного отдельными предприятиями по сбору лома, в том числе и Вторчермета. Оценка ресурсов предприятиями лома черных металлов определяется состоянием первых трех сфер его образования. На долю стального лома, который образуется в металлургическом производстве, приходится на сегодняшний день около 40% его общего потребления. Это наиболее качественный лом, не требующий существенной подготовки к использованию. В настоящее время цена стального лома возрастает, при этом из-за необходимости

перевозки металлолом становится дорогим, а легковесный без переработки в местах сбора – нерентабельным [77].

Так же дефицит лома можно восполнить железом, содержащимся в металлургических шлаках. В работах [78-100] описаны различные исследования по переработке и использованию металлургических шлаков в качестве различных материалов. Как и с возможностью последующего извлечения железа, которое в дальнейшем может быть использовано в качестве металлошихты для производства стали.

В работах [101-102] установлено, что в среднем по России в металлургических шлаках, отправляемых на шлакоотвал, остается от 20 до 40% оксидов железа, таким образом, одним из возможных источников металлошихты может являться металлургический шлак.

Найденное решение (рис. 1.6) позволяет извлекать из металлургического шлака, содержащего от 20 до 40% железа, металлический полупродукт, который в свою очередь может быть использован как дополнительный источник металлошихты при выплавке стали [57].



Рисунок 1.6 Схема безотходной переработки ковшевого и электропечного шлака

Вторичный шлак, остающийся после извлечения железа, можно использовать в качестве: клинкера для изготовления портландцемента, основой для сварочных флюсов [57, 103], наполнителя в сварочных проволоках и т.д [98, 100].

1.3 Перспективы создания новых материалов из вторичного сырья

В настоящее время ведутся активные исследования в области создания сварочных материалов из вторичного сырья, как минералогического, так и [104-113]. Актуальность техногенного перехода к использованию альтернативного сырья для производства сварочных материалов во многом определяется ограниченной доступностью традиционных ресурсов. Среди ключевых факторов истощение высококачественных месторождений, снижение качества доступного сырья, рост себестоимости продукции, а также логистические сложности, связанные с транспортировкой сырьевых компонентов, включая их импорт из стран ближнего и дальнего зарубежья. В условиях поиска новых источников минерального сырья для замещения дефицитных компонентов и разработки оригинальных рецептур сварочных материалов особое значение приобретает соблюдение требований к качеству исходного сырья, что является стабильных необходимым условием обеспечения эксплуатационных характеристик готовой продукции [104].

Поиск новых источников сырья для создания на территории России производств, свободных от импорта, является актуальной проблемой в связи возникшими политическим и экономическим кризисами.

В Хабаровском крае учеными созданы различные сварочные материалы, содержащие компоненты минерального сырья. В институте материаловедения ДВО РАН были проведены работы по использованию минерального сырья для изготовления флюсов и сварочных электродов [110, 114, 115]. Разработаны электроды общего применения для сварки углеродистых и низколегированных сталей с основной и кислой обмазкой, а также керамические легирующие флюсы для автоматической сварки, наплавки и электрошлакового переплава. В качестве шихты использовались концентраты, имеющие в своем составе титан, цирконий, вольфрам. В результате исследований установлено, что металл, наплавленный созданными электродами, имеет более мелкозернистую, равномерную структуру, чем получаемый сваркой электродами УОНИ-13-45, а ударная вязкость материала шва в 1,6 раза выше. При электрошлаковом переплаве низкоуглеродистой сварочной проволоки с использованием разработанных флюсов, получены сплавы с содержанием вольфрама 0,5...9 мас.% [116].

На основе минерального сырья, добываемого в Дальневосточном регионе, разработан состав шихты для электродных покрытий, обеспечивающий формирование наплавленных слоёв с содержанием вольфрама до 14 мас.%. Полученные покрытия демонстрируют уровень износостойкости, сопоставимый с показателями быстрорежущей стали марки P18. Кроме того, разработаны специальные легирующие электроды, позволяющие формировать покрытия с содержанием вольфрама в диапазоне 2–7 мас.%, предназначенные для нанесения на изделия из конструкционных сталей. Эти покрытия обеспечивают повышенные эксплуатационные характеристики, что делает их перспективными для применения в условиях повышенных нагрузок и интенсивного износа [113].

В исследовании Д.В. Строителева [112] была разработана технология производства порошковых проволок с использованием минерального сырья, характерного для Дальневосточного региона. Автором определены технологические операции и режимы размола компонентов, а также обоснованы принципы подбора составляющих шихты для формирования шлаковой системы, обеспечивающей получение порошковых проволок и наплавочных покрытий с заданными свойствами. В результате проведённых исследований были разработаны новые составы порошковых проволок, отличающиеся высокими механическими характеристиками. Разработанная И эксплуатационными прошла промышленную апробацию и внедрена на объектах продукция Дальневосточной железной дороги, входящей в состав филиала ОАО «РЖД».

Впервые были разработаны электроды общего назначения с покрытиями, изготовленными на основе минерального сырья Дальневосточного региона. В отличие от традиционных электродов типа УОНИИ 13/55, новые составы характеризуются сниженным содержанием ферросплавов (в 1,7 раза), при этом демонстрируют улучшенные технологические характеристики, включая более высокую стабильность горения дуги и лёгкую отделимость шлаковой корки.

Существенным преимуществом данной разработки является комплексное использование природного сырья без необходимости его глубокой переработки.

Кроме того, впервые созданы электроды, в покрытия которых в качестве легирующего компонента введён циркониевый концентрат, содержащий ZrO₂. Применение данных электродов в процессе ручной дуговой наплавки позволяет формировать поверхности с повышенной износостойкостью, превосходящей эксплуатационные характеристики белых чугунов в 1,2 раза [108].

В работе [110] доказана возможность использования рудоминерального сырья Амурской области для разработки и производства сварочных электродов, в частности - титаномагнетитовой руды Куранахского месторождения, известняков Чагоянского месторождения, каолина Чалганского месторождения, бентонита Аркадьевского месторождения, и кварц-полевошпатовых песков Белогорьевского месторождения. Применение сварочных материалов, созданных на основе указанного сырья, обеспечивают выполнение требований нормативнотехнической документации и ГОСТов к качеству металла сварных швов и соединений, а также сварочно-технологических свойств новых электродов.

В работе [111] разработана и экспериментально подтверждена методика создания шихты порошковых проволок с использованием многокомпонентных минеральных ассоциаций Дальневосточного региона. Установлено, что предложенная газо-шлакообразующая защита с использованием циркониевого концентрата и графита обеспечивает минимальные потери марганца, а также позволяет формировать высоколегированные покрытия. Разработан состав шихты порошковой проволоки, обеспечивающий формирование высоколегированного слоя, соответствующего по химическому составу, стали 110Г13Л, обладающего износостойкостью в условиях эксплуатации, превышающей износостойкость стандартных электродов в 1,2-1,3 раза.

Установлено, что порошковые проволоки, полученные с использованием местного минерального сырья, не уступают аналогам по технологическим и физико-механическим характеристикам, а для Дальневосточного региона экономически более выгодны, так как их стоимость ниже типовых на 25...30 %.

В работах [106-109] обоснованы принципы подбора минерального сырья создания керамических флюсов и электродных покрытий, а также ДЛЯ разработаны алгоритмы, технологические подходы и практические рекомендации по получению сплавов и защитных покрытий, применяемых в процессах электродуговой сварки, наплавки и электрошлакового переплава. Впервые были шеелитового концентрата, разработаны керамические флюсы на основе предназначенные получения высоколегированных для сплавов при электрошлаковом переплаве и формирования покрытий, содержащих 7-9% и 8-9% вольфрама при автоматической дуговой наплавке. Также предложены добавки керамические флюсы, включающие легирующие шеелитового концентрата, обеспечивающие получение покрытий с содержанием вольфрама на уровне 2-3 % при автоматической дуговой и электрошлаковой наплавках. Кроме того, разработаны универсальные плавлено-керамические флюсы на основе АН-348А с добавлением легирующих компонентов в форме ферросплавов и углерода, варьируя содержание которых можно целенаправленно изменять характеристики сварных соединений — от жизнестойкости до ударной вязкости.

разработки Таким образом, проведённые исследования И внесли существенный вклад в совершенствование технологии формирования сварных швов и покрытий за счёт комплексного использования многокомпонентных минеральных систем. Создание керамических и плавлено-керамических флюсов с легирующими свойствами позволило обеспечить заданными управляемое формирование структурно-механических характеристик наплавленных слоёв, в том числе по содержанию вольфрама и другим легирующим элементам. Представленные решения обладают высокой технологической гибкостью и могут быть адаптированы к различным видам сварки и наплавки, что делает их перспективными для широкого промышленного применения в производстве высоконагруженных и износостойких конструкций.

Как показано в исследовании [104], многокомпонентное минеральное сырьё, содержащее элементы, обеспечивающие формирование сварных соединений с требуемыми техническими и эксплуатационными свойствами,

может эффективно использоваться в качестве основы шихты для производства флюсов и электродных покрытий. Преимущество такого подхода заключается в отсутствии необходимости в трудоёмкой и дорогостоящей переработке сырья на отдельные чистые компоненты, что соответствует принципам рационального и комплексного использования как природного, так и техногенного сырья. Особенно значимым это становится при территориальной близости производств сварочных материалов к месторождениям или перерабатывающим предприятиям, ориентированным на добычу комплексного минерального сырья, пригодного для прямого технологического использования.

Таким образом, использование многокомпонентного минерального сырья в качестве основы для производства сварочных флюсов и электродных покрытий позволяет существенно повысить эффективность технологического цикла за счёт отказа от глубокой переработки и выделения отдельных компонентов. Такой подход способствует реализации принципов комплексного использования сырьевых ресурсов и снижению производственных затрат. Дополнительные экономические преимущества достигаются при территориальной интеграции источников минерального сырья и производств сварочных материалов, что способствует развитию ресурсосберегающих технологий и устойчивой промышленной кооперации.

В рамках реализации принципов комплексного и ресурсосберегающего использования природного и техногенного сырья, сотрудниками ИХТРЭМС КНЦ РАН был предложен проект по созданию производства новых компонентов сварочных материалов на базе сырьевой базы и промышленной инфраструктуры Кольского полуострова [104, 117]. Инициатива основывается на географической близости месторождений минерального сырья и горно-металлургических предприятий, обладающих необходимыми мощностями для организации выпуска сварочных материалов.

Разработка и производство готовой продукции на основе как природного, так и техногенного сырья в объёмах, достаточных для внутреннего потребления и экспорта, представляет собой перспективное направление импортозамещения.

Помимо экономических выгод, связанных с использованием менее затратных сырьевых компонентов, проект обладает выраженным экологическим эффектом за счёт утилизации отходов горно-металлургического производства снижается нагрузка на окружающую среду, что особенно актуально для промышленных районов Мурманской области. Таким образом, реализация данного проекта позволит одновременно повысить эффективность минерально-сырьевого комплекса региона и улучшить его экологическое состояние.

Таким образом, создание производства сварочных материалов на основе природного и техногенного сырья Кольского полуострова представляет собой эффективное решение задач импортозамещения, ресурсосбережения И экологической реабилитации промышленно нагруженных территорий. интеграция источников Территориальная сырьевых И производственных мощностей обеспечивает снижение логистических и производственных затрат, а использование отходов горно-металлургических предприятий позволяет воздействия сократить объёмы техногенного на окружающую среду. Комплексный подход к использованию минеральных ресурсов способствует не экономической эффективности, но формированию только повышению И устойчивой модели развития региональной промышленности.

Успешное применение техногенных и минеральных отходов в производстве сварочных материалов базируется на результатах многолетних системных исследований, проведённых ИХТРЭМС КНЦ РАН и ФГУП ЦНИИ КМ «Прометей» [105, 118, 119]. В частности, в работе [120] обоснована возможность комплексного использования нетрадиционных видов минерального сырья, добываемого на Карело-Кольских месторождениях, для создания электродных покрытий и сварочных флюсов. Разработанные составы демонстрируют эксплуатационные характеристики, сопоставимые с аналогами, получаемыми на основе традиционных компонентов, что подтверждает перспективность вовлечения альтернативного сырья в промышленный оборот.

В условиях АО «НЗРМК им. Н. Е. Крюкова» организованно производство флюс-добавок на основе Кузбаского месторождения. Разработаны технологии

карбонатных и углеродосодержащих добавок использования новых ДЛЯ сварочных флюсов, позволяющие при их применении снизить уровень загрязненности стали оксидными неметаллическими включениями, уменьшить газонасыщенность сварного шва, повысить спектр требуемых механических свойств. Технологии внедрены в производство и используются для сварки нефтеналивных резервуаров, эксплуатируемых в условиях отрицательных температур [121-125].

На базе ФГБОУ ВО «Сибирский государственный индустриальный университет» проведены исследования, направленные на замену традиционного аморфного графита в составе порошковой проволоки системы Fe–C–Si–Mn–Cr– Ni–Mo альтернативным углерод-фторсодержащим компонентом - пылью газоочистки, образующейся при производстве алюминия. В ряде работ [126-129] установлено, что внедрение данного материала способствует снижению содержания водорода в наплавленном металле, что, в свою очередь, существенно снижает вероятность образования пор в электродуговых покрытиях. Таким образом, достигается повышение качества наплавленного металла за счёт улучшения его газоплотности и снижения склонности к дефектам.

1.4 Выводы

В литературном обзоре проведен анализ техногенных отходов металлургических производств и технологий их переработки.

Наиболее распространёнными видами продукции, получаемой из металлургических шлаков как в России, так и за рубежом, являются гранулированный шлак, шлаковый щебень и песок, а также материалы, используемые в металлургии в качестве оборотного продукта. Существенную долю также занимают шлаковая пемза, известковые и фосфорные удобрения. Менее масштабными по объёму, но сохраняющими промышленную значимость направлениями переработки являются производство шлаковой ваты, литых строительных изделий и высокоглиноземистого клинкера. Кроме того, на базе гранулированных шлаков изготав-

ливаются вторичные продукты, такие как шлакоситаллы — материалы, обладающие повышенными физико-химическими характеристиками и применяемые в строительной и химической промышленности.

Анализ текущих тенденций в развитии сварочного производства показывает высокую актуальность направления, связанного с разработкой сварочных материалов на основе вторичного сырья — как минерального, так и техногенного происхождения. Повышенное внимание к данной проблематике обусловлено несколькими факторами: сокращением доступности традиционных сырьевых ресурсов, истощением высококачественных месторождений, снижением качества исходной продукции, ростом стоимости импортных компонентов, а также логистическими издержками, связанными с доставкой сырья на электродные предприятия, включая импорт из стран ближнего и дальнего зарубежья.

На фоне текущих политических и экономических вызовов, в том числе санкционного давления и нестабильности глобальных поставок, задача поиска альтернативных, импортонезависимых источников сырья и организации производства сварочных материалов на территории России приобретает стратегическое значение. Решение этой задачи открывает возможности для повышения технологического суверенитета и устойчивого развития отрасли. Установлено, что использование техногенных отходов металлургических производств в качестве основного сырья позволит значительно уменьшить стоимость, а также создавать новые материалы, обеспечивающие необходимые свойства и качество неразъемных соединений. Кроме того, применение данного сырья обеспечит импортозамещение сварочных материалов.

ГЛАВА 2. МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

В ходе выполнения диссертационной работы были применены по стандартам РФ различные методики исследования, основываясь на них, были получены достоверные результаты исследования, по которым делались аналитические, экспериментальные и другие оценки пригодности и доступности техногенных отходов электрометаллургического завода «Амурсталь» в качестве флюса.

Основным материалом исследований являются техногенные отходы электрометаллургического завода «Амурсталь», а в частности электросталеплавильный шлак, хранящийся на шлакоотвале в г. Комсомольскена-Амуре [130].

Таблица 2.1 – Средний химический состав шлака

					В процентах
CaO	MgO	SiO2	Al2O3	Fe/FeO	MnO
15,4-21,03	2,33-3,81	8,7-14,94	4,87	48,24-66,05	5,56-5,98

D

2.1 Оборудование и методики, используемые при производстве и исследовании флюса

Переплав шихты. Основным процессом при переработке металлургического шлака является переплав используемой шихты. Данный процесс позволит снизить общее содержание железа будущего флюса и сбалансировать его химический состав.

Переплав шихты осуществлялся в индукционной плавильной установке ИТП 4-10 (рисунок 2.1) в графитовом тигле. Данная установка предназначена для индукционной плавки металлов и сплавов в набивном или графитовом тигле, а также для плавки диэлектриков в тиглях из электропроводящих материалов. Режимы плавки шихты представлены в таблице 2.2.



Рисунок 2.1 - Индукционная установка плавильная ИТП 4-10

Таблица 2.2 – Режимы плавки

Время плавки, ч	2		
Напряжение на выпрямителе, В	515		
Ток на выпрямителе, А	30		
Напряжение на инверторе, В	3		

Исследование химического состава. Химический анализ шлака, флюсов (разработанный и сравниваемый АН-42), шлаковых корочек выполняли по стандартной методике на рентгенофлуоресцентном анализаторе Rigaku Nex CG Рентгенофлуоресцентный (рис. 2.2). энергодисперсионный анализатор с Rigaku NEX CG обеспечивает быстрое количественное и поляризацией качественное определение главных и следовых элементов В широком разнообразии типов проб.



Рисунок 2.2 - Рентгенфлуоресцентный анализатор Rigaku Nex CG

Исследование теплопроводности. Для проведения исследований теплопроводности из электросталеплавильного шлака, флюсов и шлаковых корочек изготавливались образцы методом двустороннего прессования на гидравлическом напольном прессе модели BM09-10301G с давлением 9 т/см² в виде цилиндров диаметром 11,4 мм и высотой 10 мм

Исследование теплопроводности прессованных образцов проводили на измерителе теплопроводности ИТ- λ -400 (рис. 2.3). Прибор ИТ- λ -400 позволяет измерять коэффициент теплопроводности в диапазоне температур от 173 до 673 К. Измеритель теплопроводности предназначен для исследований теплофизических свойств, поэтому в его основу положен режим монотонного нагрева, позволяющий из одного эксперимента получить сразу температурную изучаемого параметра обеспечивающий зависимость И высокую производительность. Измеритель ИТ- λ -400 состоит из измерительного блока, блока питания и панели регулирования. Исследования проводили согласно стандартной методики по инструкции к оборудованию [131-132].



Рисунок 2.3 - Прибор для измерения теплопроводности ИТ- λ -400

Исследование теплоемкости. Исследование теплоемкости проводили на измерителе теплоемкости ИТ-С-400 (рис. 2.4) на спрессованных и порошковых материалах. Автоматизированная установка измерения теплоемкости ИТ-С-400 температурной предназначена для исследования зависимости удельной теплоемкости твердых тел, сыпучих, волокнистых материалов и жидкостей с $\kappa\Gamma/M^3$. Установка рассчитана на плотностью менее 800 проведение не теплофизических исследований в лабораторных условиях. Исследования

проводили согласно стандартной методики по инструкции к оборудованию [134-135].



Рисунок 2.4 - Прибор для измерения теплоемкости ИТ-С-400

Синхронный термический анализ. Синхронный термический анализ (рис. 2.5) порошковых образцов проводили на приборе STA 409 PC Luxx NETZSCH оснащенным печью из карбида кремния, работающей в диапазоне температур от комнатной до 1550°C.



Рисунок 2.5 – Синхронный термический анализ порошковых образцов а) Синхронный термоанализатор STA 409 PC Luxx NETZSCH б) керамические

тигли

Прибор позволяет одновременно проводить исследования методами термогравиметрии (ТГ) и дифференциальной сканирующей калориметрии (ДСК). Исследование образцов проводили в воздушной среде при их нагреве со скоростью 10 °С/мин до 1400°С в керамических тиглях.

2.2 Оборудование и методики, используемые для исследования полученных неразъёмных соединений

Электродуговое воздействие проводили на восьми плоских образцах из углеродистой конструкционной стали ВСтЗсп (Е 235-С (Fe 380-C) по ИСО 830:1995) размером 195х440х5 мм (рис. 2.6, а), имеющих тип соединения С4 по ГОСТ 8713-79 – стыковое одностороннее однопроходное соединение без разделки кромок на плоских керамических подкладках VR261258013NP 26х8х600мм с канавкой 12,5х1,3мм (Россия), приклеиваемых к обратной стороне стыка через металлизированный скотч (рис. 2.6, б). Заготовки собирались без зазора, чтобы не допустить смещения кромок, приваривались технологические планки (100×40×5 мм, ВСтЗсп) с проставлением двух коротких прихваток (10 - 15 мм).

Электродуговое воздействие образцов выполнялось проволокой Св-08А по ГОСТ 2246-70, диаметром 3 мм. Химический состав проволоки приведен в таблице 2.3. В качестве защиты при электродуговом воздействии использовался разработанный флюс [135], грануляцией 1,0 – 4,0 мм.

Таблица 2.3 – Химический состав проволоки Св-08А

В процентах

С	Si	Mn	Ni	S	Р	Cr	N	Al
до 0.1	До 0.03	0.35-0.6	до 0.25	до 0.03	до 0.03	до 0.12	до 0.01	до 0.01

Электродуговое воздействие производилось на автомате АДФ – 1250 с источником питания ВДУ – 1250 (рис 2.7) на режимах, указанных в таблице 2.5. [136]. Образец 8, для проведения сравнительного анализа, выполнен с применением стандартного флюса АН-42. Химический состав флюса АН-42 представлен в таблице 2.4.

						Ι	З процентах
SiO ₂	CaO	MnO	Al ₂ O ₃	CaF ₂	Fe ₂ O ₃	S	Р
30-34	12-18	14-19	13-18	14-20	до 1	до 0.06	до 0.1

a)



Рисунок 2.6 - Собранный образец с приклеенной керамической подкладкой: а - общий вид собранного образца;

б - профиль образца и керамической подкладки



Рисунок 2.7 – Оборудование для электродугового воздействия

	D	v	1
$1 a \cap \Pi u \Pi a / 1 -$	Ρεжимы эπεκτροπνροβορο	возпеиствия пог	споем фпюса
1 аблица 2.5	і ежимы электродугового	возденетвил под	

Образец	Сила тока, А	Напряжение на дуге, В	Скорость, см/мин
1	600	37	
2	600	37	
3	500	37	
4	400	37	51
5	450	37	54
6	450	27	
7	500	27	
8	500	27	

Таблица 2.4 – Химический состав флюса АН-42

При электродуговом воздействии образца 1 выявлено интенсивное порообразование, вызванное газообразованием по реакции раскисления при плавлении флюса и повышением давления в пространстве между поверхностями керамической подкладки и образца. Для предотвращения негативного влияния этого фактора в остальных образцах в фольгенизированном скотче сделаны отверстия, длиной 10 мм и шагом 15 мм, вдоль линии перехода от керамической подкладки к поверхности детали. Поэтому в табл. 2.3 образцы 1 и 2 имеют одинаковые режимы.

Измерение и регистрация изменения температуры. Измерение и регистрация изменения температуры (рис. 2.8) при электродуговом воздействии проводились посредством программного ПИД регулятора ТРМ251, подключенного через блок связи RS485 к ПК, снабженному «Программой Технолога». Запись данных температурных параметров осуществлялась после достижения дугой места крепления термопары с частотой 1 раз в секунду. Для этого на лицевой поверхности одной из стыкуемых заготовок на расстоянии 15 мм от торца пластины и по его центру, через зачекавание в отверстие, прикреплялась термопара типа XA.



Рисунок 2.8 - Оборудование для измерения и регистрации изменения температуры

Лазерное сканирование и программная обработка изображения. Определение степени деформирования образцов проводили по их цифровым двойникам, получаемым путем лазерного сканирования семиосевой измерительной рукой

Nikon MCAx с лазерным сканером и обработкой 3D моделей в программе Focus 10 Inspection (рис. 2.9).





B)

Рисунок 2.9 - Лазерное сканирование (а) семиосевой измерительной рукой Nikon МСАх 30 (б) и программная обработка изображения (в)

Контроль качества. Визуальный и измерительный контроль полученных неразъемных соединений при электродуговом воздействии с разработанным флюсом проводили по СТО 9701105632-003-2021 с применением увеличительной лупы ЛИ-10, штангенциркуля, универсального шаблона сварщика УШС-3.

Рентгенографический контроль неразъемных соединений осуществлялся по ГОСТ ISO 17636-1-2017 с применением источника ионизированного излучения – рентгеновского аппарата «ПИОН-2М», рентгеновской пленки Aqfa D4, фокусное расстояние 350 мм, время экспозиции – 10 с. Основная схема контроля неразъемных соединений представлена на рисунке 2.10.,б и имеет номер 1 согласно ГОСТ ISO 17636-1-2017.



Рисунок 2.10 – Рентгенографический контроль (а) и Схема контроля (б) при просвечивании через одну стенку: S – источник излучения; f – расстояние от источника излучения до объекта контроля; t – номинальная толщина; b – расстояние от объекта контроля до пленки; F – пленка

Оценка локальных остаточных напряжений. Оценку локальных остаточных напряжений на поверхности материала образцов неразъемных соединений проводили рентгеновской дифрактометрией на установке RIGAKU MSF-3M (рис. 2.11). Для измерений остаточного напряжения использовалась Cr - рентгеновская трубка, обеспечивающая ограниченное затухание Ка-лучей и имеющее атомное число ниже на единицу.



Рисунок 2.11 - RIGAKU MSF-3M

При приложении внешней нагрузки межплоскостные расстояния в кристаллической решётке металла изменяются, что вызывает более выраженное смещение пика дифракционного спектра. Данные изменения позволяют вычислить упругие напряжения. При равномерной деформации относительная деформация образца равна изменению межплоскостного расстояния.

Дифрактометрический анализ применяется для выявления изменений в плоскостях, которые ориентированы параллельно поверхности исследуемого образца. Для расчёта поперечной деформации, вызванной внутренними напряжениями в этих плоскостях, используется модуль Юнга, упругие напряжения, коэффициент Пуассона и изменения размера образца относительно исходного состояния [137].

При расчете межплоскостных расстояний и углов дифракции применяется закон Вульфа-Брэгга, связывающий между собой угол дифракции, порядок дифракционного максимума и длину волны излучения [138].

Разница в углах дифракционных линий между исследуемым и эталонным образцами позволяет определить деформации, вызванные напряжениями. Угол дифракции для эталонного образца, не подверженного напряжениям, берётся за исходный.

После определения величины деформации рассчитывают внутренние напряжения, используя модуль Юнга в направлении, перпендикулярном отражающим плоскостям.

Далее, через дифференцирование полученных выражений, выводится зависимость, связывающая деформацию и угол дифракции с функцией sin2Ψ, на основе которой определяют остаточные напряжения. Итоговое значение остаточного напряжения получают из анализа зависимости между пиковым углом и функцией sin2Ψ.

На рисунке 2.12, а схематично представлено взаимное расположение углов, значения которых необходимы для определения σ_x . Значения σ_x получены при методом бокового наклона (рисунок 2.12,6), при котором поверхность встречного сканирования перпендикулярна углу Ψ поверхности установки, позволяющем обеспечить большой угол Ψ , а коррекция поглощения не требуется. Плоскость сканирования детектора перпендикулярна плоскости XZ [139].



Рисунок 2.12 – Схема определения остаточных напряжений: а - направления первичных напряжений и искажений по методу детектора; б – положение детектора при использовании метода бокового наклона

Режим работы дифрактометра: напряжение и ток на трубке 30kV/10mA, диапазон сканирования: 149,100...163,500°, угол наклона: 156,400°, метод измерения: Изо-наклон, ширина выборки: 0,200°. Время отсчета: 6,00 сек. метод фиксированного psi. Колебание: Нет

Метод [сглаживания]: Метод сглаживания Савицки - Голея. Точек сглаживания: 7.

Коэффициент линейного поглощения: 850,4000(1/см).

Метод поиска пиков: FWHM.

Наклон: 0,3598 град. Постоянное напряжение: -318,00 МПа/град. 2Т (psi=0): 156,378 град. Модуль Юнга: 223300,00 МПа Коэффициент Пуассона: 0,280.

Областями измерения напряжений в каждом образце являлись металл шва и зона термического влияния. Учитывая факт изготовления заготовок образцов из одного листа сравнение остаточных напряжений производил в отношении основного металла, где также измерено остаточное напряжение, принятое как исходное.

При анализе величины остаточных напряжений приняли следующие определения: продольные и поперечные напряжения определяются по направлению шва, соответственно вдоль и поперек шва, напряжения со знаком минус являются сжимающими, а со знаком плюс растягивающими.

Оценка зон концентрации напряжений методом магнитной памяти. Проведение измерений концентрации напряжений методом магнитной памяти по ГОСТ Р ИСО 24497-3-2009 «Контроль неразрушающий. Метод магнитной памяти металла. Контроль сварных соединений» осуществляли с помощью прибора ИКН-3М-12 (рис. 2.13, а) и сканирующего устройства №2 2М-190, имеющего четыре феррозондовых преобразователя в двухкомпонентном их расположении – датчики ХҮ (рис. 2.13, б) для измерения одновременно нормальной и тангенциальной составляющих магнитного поля. Расстояние между центрами датчиков 8 мм. Преимуществом устройства является соосное размещение датчиков с колесиком счетчика длины, позволяющее производить сканирование по криволинейным поверхностям с сохранением стабильности расстояния между датчиками и сканируемой поверхностью [140-143].

Обработку результатов сканирования производили в программе ММПсистема 3.0, поставляемой совместно с ИКН-3М-12 (рис. 2.13, в), позволяющей преобразовывать результаты сканирования по отдельным линиям в единый график.



Рисунок 2.13 - Приборы и программное обеспечение для проведения, обработки и анализа результатов диагностического контроля по методу магнитной памяти металла

а - измеритель концентрации напряжений ИКН-3М-12; б - сканирующее устройство №2 2М-190; в - интерфейс программы ММП-система 3.0

Схема сканирования образцов методом магнитной памяти металлов приведена на рисунке 2.14. Сканирование производили в поперечном направлении от линии шва в сторону направления электродугового воздействия, при этом шов располагался посередине каждой линии сканирования. Расстояние между линиями сканирования 16 мм. Шаг сканирования по оси составлял 1 мм. Отстройка от внешнего поля отключена. Количество сканирующих проходов зависело от качества сформированных валиков и составляло в среднем от 13 до 18. Для равномерного сканирования на лицевой стороне образцов маркером, согласно схеме (рис. 2.14, а), нанесены линии, которые обкатывались колесиком счетчика расстояния сканирующего устройства. Начало сканирования (рис. 2.14, б) (место позиционирования колесика сканирующего устройства в положении «0») смещено от торца пластины на 10 мм для исключения влияния торцевых дефектов, образуемых при рубке заготовок на гильотинных ножницах. Учитывая вышесказанное, середина шва располагается в каждом образце на расстоянии 90 мм от точки «0». В среднем, ширина зоны термического влияния (ЗТВ) слева и справа от шва имеет протяженность 20 мм. Общая длина каждой линии сканирования с учетом выпуклости шва составляет 195 мм.



Рисунок 2.14 - Схема (а) и процесс (б) проведения сканирования неразъемных соединений по методу МПМ

Результаты сканирования преобразовывались в график-линию (*Hp* и *dHp/dx* - графики) и G-график – график абсолютной величины градиента функции *Hp* (*x*,*z*).

$$G = |gradHp| = \sqrt{\left(\frac{\partial H}{\partial x}\right)^2 + \left(\frac{\partial H}{\partial z}\right)^2}.$$
 (2.1)

При построении Hp и dHp/dx – графиков в каждом сканирующем проходе прибором ИКН-3М-12 строилось 4 кривых (2 тангенциальных (четные номера) и 2 нормальных (нечетные номера) составляющих СМПР – Hp). Каждая кривая названа на графике «Каналом». На общем графике по каждому образцу все кривые объединяются, таким образом, количество каналов на графике соответствует четырехкратному количеству сканирующих проходов.

В трехмерном G-графике по оси X откладывается расстояние от начала отчета (Lx) в мм; по оси Z откладывается номера каналов, начиная с 0, по оси Y откладываются значения абсолютных величин вектора градиента функции Hp(x,z).

Подготовка образцов. При помощи лазерного станка для резки металла LF3015CN-3000 (Raycus 3 кВт) (рисунок 2.15) вырезаны образцы для проведения испытаний (ГОСТ 6996-66) по схеме (рис. 2.16).



Рисунок 2.15 - Лазерный станок для резки металла LF3015CN-3000



 образцы для измерения микротвердости по сечению и изучения макро и микрошлифов; 2 - образцы на статическое растяжение; 3 - образцы на определение ударной вязкости; 4 – образцы на статический изгиб

Рисунок 2.16 - Схема мест вырезки образцов

Анализ макро- и микроструктуры, элементного и фазового состава образцов. Металлографическое исследование, направленное на выявление размеров зерен, фазового состава и дефектов, включало подготовку образцов путем последовательного шлифования и полировки на программируемом полировальном станке Delta AutoMet 250 (Buehler). Для предотвращения структурных изменений образцы охлаждались водой. Полировка выполнялась алмазными суспензиями, после чего образцы подвергались химическому травлению в 5%-ном спиртовом растворе азотной кислоты (рис. 2.17) [144].



Рисунок 2.17 – Протравленные образцы после полировки

Исследования микроструктуры проводились на микроскопе Nikon Eclipse MA200 с увеличением от x100 до x1000, с использованием цифровой камеры и программы NIS-Elements для анализа изображений.

С целью установления влияния структуры на показатели свойств исследуемых образцов, выполнялся анализ их микроструктур. Для количественной оценки структур выполнялся анализ цифровых изображений микроструктур с использованием методов цифровой металлографии, использовались количественные показатели структурной организации материалов, такие как, периметр микроструктурного объекта, площадь, фрактальная размерность границ зёрен, площадь поверхности шлифа [145-148].

Количественный анализ микроструктур включал калибровку изображений, повышение их резкости и контраста, выделение структурных объектов, обработку фильтрами для устранения шумов и измерение таких параметров, как площадь (Fi), периметр (Pi), фрактальная размерность (Di) и площадь поверхности шлифа (Fф). На основе этих данных рассчитывались показатели плотности границ микроструктурных объектов, их относительной площади и средней кривизны объектов.

Для ранжирования объектов по оттенкам серого использовалась программа Image.Pro.plus.5.1, позволяющая сегментировать изображения по цветовому спектру и более точно выделять области с повышенной плотностью дефектов или иным составом структуры. Исследование изломов (фрактография) и химический анализ элементов в шлифах проводили с использованием сканирующей электронной микроскопии на сканирующем электронном микроскопе SEMS-3400N (рисунок 2.18).



Рисунок 2.18 - Сканирующий электронный микроскоп SEM S-3400N

Определение физико-механических свойств. Образцы, подвергаемые испытаниям на статическое растяжение, ударный изгиб, изготавливались согласно традиционной технологии ГОСТ 6996-66 «Сварные соединения. Методы определения механических свойств». Размеры и формы применяемых в исследовании образцов представлены на рис. 2.19-2.21.



Рисунок 2.19 – Образец для испытания на ударный изгиб, тип VI (ГОСТ 6996-66)


Рисунок 2.20 – Образец для испытаний на статическое растяжение, тип XII (ГОСТ 6996-66)



Рисунок 2.21 – Образец для испытаний на статический изгиб, тип XXVIIa (ГОСТ 6996-66)

Испытания на статическое растяжение (рис. 2.22, а) при комнатной температуре проводили согласно ГОСТ 6996-66 на плоских образцах тип XII на испытательной машине Instron 3382 при скорости растяжения 2 мм/мин и комнатной температуре, соответствующей 20-25 °C.

Испытания на статический изгиб (рис. 2.22, б) при комнатной температуре проводили согласно ГОСТ 6996-66 на плоских образцах тип XXVIIa, устанавливаемых в специальное приспособление так, чтобы поверхность шва располагалась в растянутой зоне, при этом расстояние между опорными роликами 70 мм, радиус вдавливаемой оправки – 20 мм. Испытания проводили со скоростью 10 мм/мин на испытательной машине Instron 3382. При такой конфигурации испытательного приспособления максимальный угол загиба составляет 135°, превышение этого угла приводит к вдавливанию образца в приспособление.



Рисунок 2.22 - Испытания на статическое растяжение (a) и на статический изгиб (б)

Нарезка концентратора напряжений (U-образного) на образцах, подвергаемых ударному изгибу, выполнена на станке фирмы Time Group.

Определение ударной вязкости произведено с использованием маятникового копра JB-W300, с использованием молотов на 300 Дж и 150 Дж. Ударный изгиб выполнялся при комнатной температуре соответствующей 20-25 °C.

Измерение микротвёрдости проводили по методу Виккерса. Индентированием алмазного наконечника изучали микромеханические свойства отдельных структурных составляющих материала [149,150]. Испытания осуществляли на микротвердомере HMV-2 Series (Shimadzu), оснащённого индентором в форме пирамиды с углом при вершине 1360 при нагрузке 0,49 H со временем выдержки 10 секунд в соответствии с требованиями ГОСТ 9450. Микротвердость определялась по формуле [151]:

$$HV = 1,854 * F / d^2, \tag{2.2}$$

где *HV* – число микротвердости;

- *F* нагрузка на индентор, H;
- *d* диагональ отпечатка, мм.

ТЕХНОГЕННЫХ ОТХОДОВ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОГО ПРЕДПРИЯТИЯ

75

Возможность жидкофазного восстановления железа и других элементов из оксидов, составляющих металлургический шлак ООО «Амурсталь», определялась термодинамическим расчетом изменения энергии Гиббса и энтальпии реакции. Расчет произведен в интервале температур 1473 ... 1773 К.

Общее уравнение изменения свободной энергии при заданной температуре определяем по формуле 3.1:

$$\Delta G_T^0 = \Delta H_T^0 - T \cdot \Delta S_T^0 \tag{3.1}$$

где ΔG_T^0 – изменение энергии Гиббса, Дж/ моль;

 $\Delta H_{\rm T}^0$ – изменение теплового эффекта, кДж/ моль;

Т-температура процесса, К;

 ΔS_T^0 – величина изменения энтропии, Дж/(моль·К).

В зависимости от температуры изменение ΔH_T^0 , определяем по выражению 3.2:

$$\Delta H_{T}^{\circ} = \Delta H_{298}^{\circ} + \int_{298}^{T_{\Phi}} \Delta C_{p}^{\prime} dT \pm \Delta H_{\phi,\Pi} + \int_{T_{\Phi}}^{T} \Delta C_{p}^{''} dT; \qquad (3.2)$$

где ΔH_{298}° - стандартное изменение теплового эффекта, кДж/ моль;

 $\Delta C_{p}'$ – теплоемкость вещества, Дж/ (моль·К);

 $\Delta H_{\phi.n}$ - изменение теплового эффекта при фазовом переходе, кДж/ моль.

Так как изменение энтропии - ΔS_T^0 , так же зависит от температуры, её определяем по формуле 3.3:

$$\Delta S_T^{\circ} = \Delta S_{298}^{\circ} + \int_{298}^{T\Phi} \left(\frac{\Delta C_p}{T}\right) dT \pm \frac{\Delta H_{\phi,\pi}}{T_{\phi}} + \int_{T\phi}^{T} \left(\frac{\Delta C_p}{T}\right) dT$$
(3.3)

где ΔS_{298}° - стандартная величина изменения энтропии, Дж/(моль·К).

Константу равновесия реакции определяем по формуле 3.4:

$$lnK_p = \frac{\Delta G_T^\circ}{-(RT)}; \tag{3.4}$$

где R - газовая постоянная = 8,314 Дж/ (К·моль).

Стандартные значения изменения теплового эффекта, теплоемкости вещества и стандартное изменение энтропии выбираем из приложения 2 [152], их значения заносим в таблицы – 3.1; 3.2; 3.3; 3.4; 3.5.

3.1 Расчет изменения энергии Гиббса и энтальпии при восстановлении FeO

В таблице 3.1 представлены термодинамические свойства химических соединений.

Таблица 3.1 – Термодинамические свойства химических соединений

Исходные данные					
Вещество		FeO	С	Fe	CO ₂
—ΔН [°] ₂₉₈ , кДж/моль		265,0±4,2	16,54	0	393,77
	α	51,83	-	-	44,17
С _{р298} , Дж/(моль·К)	b·10 ⁻³	6,78	-	-	9,04
	-	-	6,121	44	-
S° ₂₉₈ , Дж/(моль•К)		60,79	2,3714	27,32	213,82

2(FeO) +2C =2Fe_ж + CO₂ г,

Рассчитываем ΔH_{298}° реакции:

$$-\Delta H_{298p}^{\circ} = (2 \cdot \Delta H_{298}^{\circ}(Fe_{\pi}) + \Delta H_{298}^{\circ}(CO_{2})) - (2 \cdot \Delta H_{298}^{\circ}(FeO) + 2 \cdot -\Delta H_{298}^{\circ}(C);$$

$$-\Delta H^{\circ}_{298p} = (393,77 + 2 \cdot 0) - (2 \cdot 16,54 + 2 \cdot 265,0) = -169,31.$$

Рассчитываем ΔS_{298}° реакции:

$$\Delta S^{\circ}_{298p} = (2 \cdot \Delta S^{\circ}_{298}(Fe_{x}) + \Delta S^{\circ}_{298}(CO_{2})) - (2 \cdot \Delta S^{\circ}_{298}(FeO) + 2 \cdot \Delta S^{\circ}_{298}(C));$$

$$\Delta S^{\circ}_{298} = (2.27,32 + 213,82) - (2.60,79 + 2.2,3714) = 142,1372$$

Определяем удельную теплоемкость реакции ΔC_{p298p}:

$$\Delta C_{p298} = ((\alpha(CO_2) + b(CO_2)) + (2 \cdot \Delta C_{p298}(Fe))) - (2 \cdot (\alpha(FeO) + b(FeO)) - 2 \cdot \cdot (\alpha(FeO)))$$

 $(\Delta C_{p298} (C))),$

$$\Delta C_{p298} = (44,17+0,00904 \cdot T+2 \cdot 44) - (2 \cdot (51,83+0,00678 \cdot T) + 2 \cdot 6,121);$$

Приводим подобные:

 $\Delta C_{p298} = (16,268-0,00452 \cdot T).$

При Т₁ = 1473 К:

$$\Delta H_{T1}^{\circ} = 95690 + \int_{298}^{1473} (16,268-0,00452 \cdot T) dT = -154897,99$$

$$\Delta S_{T1}^{\circ} = 142,1372 + \int_{298}^{1473} (\frac{(16,268-0,00452 \cdot T)}{T}) dT = 139,4822$$

Общее уравнение изменения свободной энергии определяем по формуле 3.1:

$$\Delta G^{\circ}_{T1} = 154897,99 - 1473 \cdot 139,4822 = -360355,2706$$

При T₂ = 1773 K:

$$\Delta H^{\circ}_{T2} = 95690 + \int_{298}^{1773} (16,268 - 0,00452 \cdot T) dT = -152218,378$$

$$\Delta S^{\circ}_{T2} = 142,1372 + \int_{298}^{1773} (\frac{(16,268 - 0,00452 \cdot T)}{T}) dT = 138,8042$$

Общее уравнение изменения свободной энергии определяем по формуле 3.1:

ΔG°_{т2} = -152218,378 -1773·138,8042= -398318,2246 Дж/ моль;

Тепловой эффект $\Delta H_{T_{\Pi}}^{\circ}$, Дж/ моль в интервале температур T₁-T₂ определяем по формуле 3.2

 $\Delta H^{\circ}_{T\pi} = 95690 + \int_{1473}^{1773} (16,268-0,00452 \cdot T) dT = -166630,388 Дж/ моль.$

При расчете изменения энтальпии (ΔH_{298}), энтропии (ΔS_{298}) и свободной энергии Гиббса (ΔG) установлено, что при температуре 1473 К изменение свободной энергии составляет –360355,27 Дж/моль, а при 1773 К –398318,22 Дж/моль. Отрицательное значение ΔG свидетельствует о самопроизвольности процесса в заданном диапазоне температур, что указывает на высокую вероятность восстановления железа из оксида. Тепловой эффект реакции (ΔH) при 1473 К составляет –154897,99 Дж/моль, что говорит о значительном выделении тепла в процессе.

Результаты подтверждают, что повышение температуры приводит к увеличению термодинамического сродства FeO к восстановлению, что делает процесс более энергозатратным, но одновременно увеличивает его эффективность. 3.2 Расчет изменения энергии Гиббса и энтальпии при восстановлении MnO

В таблице 3.2 представлены термодинамические свойства химических соединений.

Таблица 3.2- Термодинамические свойства химических соединений

Исходные данные					
Вещество	MnO	С	Mn	CO_2	
—ΔH [°] ₂₉₈ , кДж/моль		385,35	16,54	0	393,777
С _{р298} , Дж/(моль·К)	α	46,51	-	-	44,17
	b·10 ⁻³	8,12	-	-	9,04
	-	-	6,121	26,275	-
S ₂₉₈ , Дж/(моль∙К)		61,55	2,3714	31,92	213,82

 $(2MnO) + C = [2Mn] + (CO_2);$

Рассчитываем ΔH_{298}° реакции:

$$-\Delta H_{298p}^{\circ} = (2 \cdot \Delta H_{298}^{\circ}(Mn) + \Delta H_{298}^{\circ}(CO_2)) - (2 \cdot \Delta H_{298}^{\circ}(MnO) + \Delta H_{298}^{\circ}(C);$$

$$-\Delta H_{298}^{\circ} = (393,77 + 2 \cdot 0) - (16,54 + 2 \cdot 385,35) = -393,47$$

Рассчитываем ΔS_{298}° реакции:

$$\Delta S_{298p}^{\circ} = (2 \cdot \Delta S_{298}^{\circ}(Mn) + \Delta S_{298}^{\circ}(CO_2)) - (2 \cdot \Delta S_{298}^{\circ}(MnO) + \Delta S_{298}^{\circ}(C));$$

 $\Delta S^{\circ}_{298} = (2 \cdot 31, 92 + 213, 82) - (2 \cdot 61, 55 + 2, 3714) = 149,797$

Определяем удельную теплоемкость реакции ΔC_{p298p} :

 $\Delta C_{p298} = ((\alpha(CO_2) + b(CO_2)) + (2 \cdot \Delta C_{p298}(Mn))) - (2 \cdot (\alpha(Mn \ O) + b(Mn \ O)) - \Delta C_{p298}(C)),$

 $\Delta C_{p298} = (44,17+0,00904 \cdot T+2 \cdot 26,275) - (2 \cdot (46,51+0,00812 \cdot T)+6,121);$

Приводим подобные:

$$\begin{split} &\Delta C_{p298} = (-2,421 + 0,0092 \cdot T); \\ &\Pi p \mu \ T_1 = 1473 \ K; \\ &\Delta H_{T1}^{\circ} = -393470 \ + \int_{298}^{1473} (-2,421 + 0,0092 \cdot T) \ dT = -386739,91 \\ &\Delta S_{T1}^{\circ} = 149,797 \ + \int_{298}^{1473} (\frac{(-2,421 + 0,0092 \cdot T)}{T}) \ dT = 156,74689 \end{split}$$

Общее уравнение изменения свободной энергии определяем по формуле 3.1:

$$\begin{split} \Delta G^{\circ}{}_{T1} &= -386739,91 - 1473 \cdot 156,74689 = -617628,08 \\ \Pi p \mu \ T_2 &= 1773 \ \text{K}: \\ \Delta H^{\circ}{}_{T2} &= -393470 + \int_{298}^{1773} (-2,421 + 0,0092 \cdot \text{T}) \ \text{dT} = -382986,7 \\ \Delta S^{\circ}{}_{T2} &= 149,797 + \int_{298}^{1773} (\frac{(-2,421 + 0,0092 \cdot \text{T})}{\text{T}}) \ \text{dT} = 159,0581 \end{split}$$

Общее уравнение изменения свободной энергии определяем по формуле 3.1:

 $\Delta G^{\circ}_{T2} = -382986, 7 - 1773 \cdot 159, 0581 = -664996, 7113$

Тепловой эффект $\Delta H_{T\pi}^{\circ}$, Дж/моль в интервале температур T_1 - T_2 определяем по формуле 3.2

$$\Delta H_{T\pi}^{\circ} = -393470 + \int_{1473}^{1773} (-2,421 + 0,0092 \cdot T) dT = -389716,82$$

Изменение свободной энергии при 1473 К составляет −617628,08 Дж/моль, а при 1773 К - −664996,71 Дж/моль, что также указывает на высокую термодинамическую вероятность протекания реакции. Изменение энтропии составляет ΔS_{298} =149,797 Дж/(моль·К), а энтальпия реакции при 1473 К - −386739,91 Дж/моль.

Таким образом, восстановление MnO возможно во всем рассматриваемом диапазоне температур, и процесс становится более выгодным при повышении температуры. Данные расчеты согласуются с практическими результатами восстановления марганца из металлургических шлаков.

3.3 Расчет изменения энергии Гиббса и энтальпии при восстановлении Р2О5

В таблице 3.3 представлены термодинамические свойства химических соединений.

Исходные данные					
Вещество		P_2O_5	С	Р	CO ₂
—ΔН [°] ₂₉₈ , кДж/моль		765	16,54	0	393,777
С _{р298} , Дж/(моль•К)	α	35,6	-	-	44,17
	b·10 ⁻³	22,61	-	-	9,04
	-	-	6,121	23,84	-
S ₂₉₈ , Дж/(моль•К)		140,3	2,3714	41,9	213,82

Таблица 3.3 – Термодинамические свойства химических соединений

 $(P_2O_5) + 2,5 \cdot C = 2 \cdot [P] + 2,5 \cdot (CO_2).$

Рассчитываем ΔH_{298}° реакции:

$$-\Delta H_{298p}^{\circ} = (2 \cdot \Delta H_{298}^{\circ}(P) + 2,5 \cdot \Delta H_{298}^{\circ}(CO_2)) - (\Delta H_{298}^{\circ}(P_2O_5) + 2,5 \cdot \Delta H_{298}^{\circ}(C);$$

- $\Delta H_{298p}^{\circ} = (0 + 2,5 \cdot 393,77) - (765 + 2,5 \cdot 16,54) = 178,09 кДж/ моль.$

Рассчитываем ΔS_{298}° реакции:

$$\Delta S^{\circ}_{298p} = (2 \cdot \Delta S^{\circ}_{298}(P) + 2, 5 \cdot \Delta S^{\circ}_{298}(CO_2)) - (\Delta S^{\circ}_{298}(P_2O_5) + 2, 5 \cdot \Delta S^{\circ}_{298}(C));$$

$$\Delta S^{\circ}_{298} = (2 \cdot 41, 9 + 2, 5 \cdot 213, 82) - (140, 3 + 2, 5 \cdot 2, 3714) = 472, 121.$$

Определяем удельную теплоемкость реакции ΔС_{р298}р:

 $\Delta C_{p298} = (2,5 \cdot (\alpha(CO_2) + b(CO_2)) + 2 \cdot \Delta C_{p298}(P)) - (\alpha(P_2O_5) + b(P_2O_5) - 2,5 \cdot (\Delta C_{p298}(C)));$

$$\Delta C_{p298} = (2,5(44,17+0,00904 \cdot T)+2\cdot 23,84) - (35,6+0,02261 \cdot T+2,5\cdot 6,121).$$

Приводим подобные:

$$\begin{split} &\Delta C_{p298} == (107,202\text{-}0,00001 \cdot \text{T}). \\ &\Pi p_{\text{H}} \text{ }T_{1} = 1473 \text{ }K: \\ &\Delta H_{\text{T}1}^{\circ} = 178090 \ + \int_{298}^{\text{T}1} (107,202\text{-}0,00001 \cdot \text{T}) \text{ }d\text{T} = 305007; \\ &\Delta S_{\text{T}1}^{\circ} = 472,121 \ + \int_{298}^{1473} (\frac{(107,202\text{-}0,00001 \cdot \text{T})}{\text{T}}) \text{ }d\text{T} = 646,702; \end{split}$$

Общее уравнение изменения свободной энергии определяем по формуле 3.1:

$$\Delta G^{\circ}_{T1} = 305007 - 1473.646,702 = -647585,046Дж/ моль;$$

При T₂ = 1773 К:
 $\Delta H^{\circ}_{T2} = 178090 + \int_{298}^{1773} (107,202-0,00001 \cdot T) dT = 337162;$

$$\Delta S^{\circ}_{T2} = 472,121 + \int_{298}^{1773} (\frac{(107,202 - 0,00001 \cdot T)}{T}) dT = 666,571;$$

Общее уравнение изменения свободной энергии определяем по формуле 3.1:

 $\Delta G^{\circ}_{T2} = 337162 - 1773 \cdot 666,571 = -844668,383;$

Тепловой эффект $\Delta H_{T_{\Pi}}^{\circ}$, Дж/моль в интервале температур T₁-T₂ определяем по формуле 3.2:

 $\Delta H^{\circ}_{T\pi} = 178090 + \int^{1773}_{1473} (107,202\text{-}0,00001 \cdot \text{T}) \text{ dT} = 181843.$

При 1473 К свободная энергия составляет -647585,05 Дж/моль, а при 1773 К - -844668,38 Дж/моль. Данный процесс характеризуется самым высоким изменением энтропии среди всех рассмотренных реакций $(\Delta S=472, 121)$ Дж/(моль·К)), что объясняется сложной структурой оксида фосфора и высокой термодинамической устойчивостью соединения. Несмотря на отрицательные ΔG, процесс требует значительного выделения значения энергии, что ограничивает возможность его эффективного использования в промышленных условиях. Повышение температуры снижает величину ΔG, делая реакцию более выгодной, однако практическое применение требует дополнительного анализа.

3.4 Расчет изменения энергии Гиббса и энтальпии при восстановлении MgO

В таблице 3.4 представлены термодинамические свойства химических соединений.

Исходные данные					
Вещество		MgO	C	Mg	CO_2
—ΔН [°] ₂₉₈ , кДж/моль		602,10	16,54	0	393,77
С _{р298} , Дж/(моль·К)	α	42,62	-	-	44,17
	b·10 ⁻³	7,28	-	-	9,04
	-	-	6,121	24,89	-
Ѕ ₂₉₈ , Дж/(моль∙К)		26,96	2,3714	32,68	213,82

Таблица 3.4 – Термодинамические свойства химических соединений

 $\begin{array}{l} 2 \cdot (MgO) + C = 2 \cdot Mg + CO_2; \\ Paccuutubbaem \ \Delta H^\circ_{298} \ peakuuu: \\ -\Delta H^\circ_{298p} = (2 \cdot \Delta H^\circ_{298}(Mg) + \Delta H^\circ_{298}(CO_2)) - (2 \cdot \Delta H^\circ_{298}(MgO) + \Delta H^\circ_{298}(C); \\ -\Delta H^\circ_{298} = (393,77 + 2 \cdot 0) - (16,54 + 2 \cdot 602,10) = -826,963. \\ Paccuutubbaem \ \Delta S^\circ_{298} \ peakuuu: \\ \Delta S^\circ_{298p} = (2 \cdot \Delta S^\circ_{298}(Mg) + \Delta S^\circ_{298}(CO_2)) - (2 \cdot \Delta S^\circ_{298}(MgO) + \Delta S^\circ_{298}(C)); \\ \Delta S^\circ_{298} = (2 \cdot 32,68 + 213,82) - (2 \cdot 26,96 + 2,3714) = 222,888 \ \mbox{Jms/} \ (\mbox{mon} \mbox{-} \ K). \\ Onpedensem \ ydenshypo \ tennoemkoctb \ peakuuu \ \Delta C_{p298p}: \\ \Delta C_{p298} = ((\alpha(CO_2) + b(CO_2)) + (2 \cdot \Delta C_{p298}(Mg))) - (2 \cdot (\alpha(MgO) + b(MgO)) - \\ \Delta C_{p298} \ (C)), \\ \Delta C_{p298} = (44,17 + 0,00904 \cdot T + 2 \cdot 24,89) - (2 \cdot (42,62 + 0,00728 \cdot T) + 6,121). \\ \end{array}$

Приводим подобные:

$$\begin{split} &\Delta C_{p298} = (4,609 + 0,00176 \cdot T); \\ &\Pi p \mu \ T_1 = 1473 \ K; \\ &\Delta H_{T1}^{\circ} = -826963 \ + \int_{298}^{1473} (4,609 + 0,00176 \cdot T) \ dT = -819670,08; \\ &\Delta S_{T1}^{\circ} = 222,888 + \int_{298}^{1473} (\frac{(4,609 + 0,00176 \cdot T)}{T}) \ dT = 232,47319. \end{split}$$

Общее уравнение изменения свободной энергии определяем по формуле 3.1:

$$\begin{split} &\Delta G^\circ{}_{T1} {=} {-}819670, 08 {-} {1473 \cdot 232}, 47319 {=} {-} 1162103, 08887; \\ &\Pi p \mu \ T_2 {=} 1773 \ K; \\ &\Delta H^\circ{}_{T2} {=} {-}826963 + \int_{298}^{1773} (4,609 {+} 0,00176 \cdot T) \ dT {=} {-}817476,6; \\ &\Delta S^\circ{}_{T2} {=} 222,888 + \int_{298}^{1773} (\frac{(4,609 {+} 0,00176 \cdot T)}{T}) \ dT {=} 233,7; \end{split}$$

Общее уравнение изменения свободной энергии определяем по формуле 3.1:

 ΔG°_{T2} =-817430,44-1773·233,8556= -1232056,4188;

Тепловой эффект $\Delta H_{T_{\Pi}}^{\circ}$, Дж/моль в интервале температур T_1 - T_2 определяем по формуле 3.2:

 $\Delta H^{\circ}_{T\pi} = -826963 + \int^{1773}_{1473} (4,609 + 0,00176 \cdot T) \, dT = -824723,36.$

Изменение свободной энергии Гиббса при 1473 К составляет –1162103,08 Дж/моль, а при 1773 К - –1232056,42 Дж/моль. Высокие значения ΔG указывают на высокую склонность MgO к восстановлению. Изменение энтропии составляет ΔS₂₉₈=222,88 Дж/(моль·К).

Тепловой эффект реакции при 1473 К составляет –826963 Дж/моль, что свидетельствует о значительном выделении тепла. Восстановление магния эффективно во всем рассматриваемом температурном диапазоне, однако высокая термодинамическая стабильность оксида делает процесс чувствительным к изменениям условий.

3.5 Расчет изменения энергии Гиббса и энтальпии при восстановлении Cr2O3

В таблице 3.5 представлены термодинамические свойства химических соединений.

Таблица 3.5 – Термодинамические свойства химических соединений

Исходные данные					
Вещество		Cr_2O_3	С	Cr	CO ₂
—ΔН [°] ₂₉₈ , кДж/моль		1141,3	16,54	0	393,777
	α	113,4	-	-	44,17
С _{р298} , Дж/(моль·К)	b·10 ⁻³	9,2	-	-	9,04
		-	6,121	23,346	-
S° ₂₉₈ , Дж/(моль·К)		81,2	2,3714	23,56	213,82

$$(Cr_2O_3) + 1,5 \cdot C = 2 \cdot [Cr] + 1,5 \cdot (CO_2);$$

Рассчитываем ΔH_{298}° реакции:

$$-\Delta H_{298p}^{\circ} = (2 \cdot \Delta H_{298}^{\circ}(Cr) + 1,5 \cdot \Delta H_{298}^{\circ}(CO_2)) - (\Delta H_{298}^{\circ}(Cr_2O_3) + 1,5 \cdot \Delta H_{298}^{\circ}(C);$$

$$-\Delta H_{298p}^{\circ} = (2 \cdot 0 + 1,5 \cdot 393,77) - (1141,3+1,5 \cdot 16,54) = -575,445;$$

Рассчитываем ΔS_{298}° реакции:

$$\Delta S_{298p}^{\circ} = (2 \cdot \Delta S_{298}^{\circ}(Cr) + 1, 5 \cdot \Delta S_{298}^{\circ}(CO_2)) - (\Delta S_{298}^{\circ}(Cr_2O_3) + 1, 5 \cdot \Delta S_{298}^{\circ}(C));$$

$$\Delta S_{298}^{\circ} = (2 \cdot 23, 56 + 1, 5 \cdot 213, 82) - (81, 2 + 1, 5 \cdot 2, 3714) = 283, 09.$$

Определяем удельную теплоемкость реакции ΔC_{p298p}:

 $\Delta C_{p298} = (1,5 \cdot (\alpha(CO_2) + b(CO_2)) + 2 \cdot \Delta C_{p298}(Cr)) - (\alpha(Cr_2O_3) + b(Cr_2O_3) - 1,5 \cdot (\Delta C_{p298}(C)));$

 $\Delta C_{p298} = (1,5 \cdot (44,17 + 0,00904 \cdot T) + 2 \cdot 23,346) - (113,4 + 0,0092 \cdot T + 1,5 \cdot 6,121).$

Приводим подобные:

 $\Delta C_{p298} = (-9,6346 + 0,00436 \cdot T);$

При T₁ = 1473 K:

$$\Delta H_{T1}^{\circ} = -575445 + \int_{298}^{1473} (-9,6346+0,00436 \cdot T) dT = -582304,43;$$

 $\Delta S_{T1}^{\circ} = 283,09 + \int_{298}^{1473} (\frac{(-9,6346+0,00436 \cdot T)}{T}) dT = 272,561;$

Общее уравнение изменения свободной энергии определяем по формуле 3.1:

$$\begin{split} &\Delta G^\circ{}_{T1} {=} {-582304,} {43} {-} {1473 \cdot 272,} {561} {=} {-} {983786,} {783}; \\ &\Pi p \mu \ T_2 {=} {1773} \ {\rm K}; \\ &\Delta H^\circ{}_{T2} {=} {-} {575445} {+} \int_{298}^{1773} ({-} {9,} {6346} {+} {0,} {00436} \cdot {\rm T}) \ {\rm dT} {=} {-} {582997}; \\ &\Delta S^\circ{}_{T2} {=} {283,} {09} {+} \int_{298}^{1773} (\frac{({-} {9,} {6346} {+} {0,} {00436} \cdot {\rm T})}{{\rm T}}) \ {\rm dT} {=} {272,} 4. \end{split}$$

Общее уравнение изменения свободной энергии определяем по формуле 3.1:

$$\Delta G^{\circ}_{T2} = -583071,93 - 1773 \cdot 272,083 = -1065475,26;$$

Тепловой эффект $\Delta H_{T_{\Pi}}^{\circ}$, Дж/моль в интервале температур T_1 - T_2 определяем по формуле 3.2:

$$\Delta H_{T\pi}^{\circ} = -575445 + \int_{1473}^{1773} (-9,6346 + 0,00436 \cdot T) dT = -576212,5;$$

При температуре 1473 К изменение свободной энергии составляет –983786,78 Дж/моль, а при 1773 К - –1065475,26 Дж/моль. Это указывает на самопроизвольное протекание реакции при заданных температурах. Энтальпия при 1473 К составляет –575445 Дж/моль.

Хром является одним из наиболее устойчивых к восстановлению металлов, что обусловлено его высокой химической стойкостью. Тем не менее, результаты

показывают, что повышение температуры снижает термодинамическую устойчивость Cr₂O₃ и способствует его эффективному восстановлению.

Данные реакций сводим в единую таблицу 3.6.

Таблица 3.6 – Таблица расчетов изменения энергии Гиббса и энтальпии процесса восстановления оксидов

Элемент	2(FeO) + C	2(MnO) + C	$(P_2O_5)+2,5 \cdot C$	2(MgO) +C	$(Cr_2O_3)+1,5\cdot C$
грамм	71,55	6,578	0,142	2,679	1,792
моль	156	132	200	92	168
ΔG° _{T1} , Дж/моль	$-3,6 \cdot 10^5$	$-6,2 \cdot 10^5$	$-6,5 \cdot 10^5$	- 11,6 \cdot 10 ⁵	$-9.8 \cdot 10^5$
ΔG° _{T2} , Дж/моль	$-3,9 \cdot 10^5$	-6,6· 10 ⁵	$-8,4 \cdot 10^5$	$-12,3 \cdot 10^5$	$-10,7 \cdot 10^5$
ΔН _{тп} , Дж/моль	$-1,66 \cdot 10^5$	$-3,9 \cdot 10^5$	$1,8 \cdot 10^{5}$	$-8,3 \cdot 10^5$	$-5,8 \cdot 10^5$

Проведенные расчеты термодинамических характеристик восстановления оксидов железа, марганца, фосфора, магния и хрома показали, что все реакции протекают с выделением тепла и характеризуются отрицательными значениями свободной энергии Гиббса, что делает их самопроизвольными при заданных температурах. Чем выше температура, тем ниже значения ΔG , что увеличивает вероятность протекания реакций и снижает термодинамическую устойчивость оксидов.

Наиболее сложным и энергозатратным оказался процесс восстановления фосфора и магния, в то время как восстановление железа и марганца возможно даже при относительно низких температурах. Хром проявляет высокую устойчивость к восстановлению, что требует применения высоких температур для достижения положительных результатов.

Построим графики зависимости свободной энергии Гиббса (ΔG) и энтальпии (ΔH) от температуры для рассмотренных реакций.



Рисунок 3.1 - Зависимости свободной энергии Гиббса (а) и энтальпии (б) от температуры для рассмотренных реакций

График зависимости ΔG от температуры (рис. 3.1, а) показывает, что все реакции имеют отрицательные значения свободной энергии Гиббса, что свидетельствует о самопроизвольном протекании реакций в заданном диапазоне температур. Наиболее выгодным с точки зрения термодинамики является процесс восстановления оксида магния (MgO), так как он имеет наименьшее значение ΔG среди всех реакций.

График зависимости ΔH от температуры (рис. 3.1, б) показывает, что большинство реакций протекают с выделением тепла (отрицательные значения энтальпии). Исключением является реакция восстановления P₂O₅, которая имеет положительные значения ΔH, указывая на эндотермический характер процесса.

Построим график зависимости энтропии (ΔS) от температуры для различных реакций восстановления.



Рисунок 3.2 - Зависимость энтропии (ΔS) от температуры для различных реакций восстановления

График зависимости энтропии (Δ S) от температуры (рис. 3.2) для различных реакций восстановления показывает, что значения энтропии изменяются незначительно с ростом температуры. Большинство реакций демонстрируют практически линейное изменение Δ S в зависимости от температуры. Наиболее выраженные изменения наблюдаются для реакции восстановления оксида фосфора (P₂O₅), что связано с высоким значением начальной энтропии и большими изменениями структуры вещества в процессе восстановления. Стабильность значений Δ S наблюдается для реакций восстановления хрома и магния, что указывает на меньшие структурные изменения в этих реакциях. В результате проведенного термодинамического анализа возможности восстановления оксидов металлов (FeO, MnO, P₂O₅, MgO и Cr₂O₃), входящих в состав металлургического шлака, установлено, что все рассматриваемые реакции характеризуются отрицательными значениями изменения свободной энергии Гиббса (Δ G), что свидетельствует об их термодинамической самопроизвольности в заданном диапазоне температур (1473–1773 K). Это позволяет сделать вывод о потенциальной реализуемости данных процессов в промышленных условиях при соответствующем подборе параметров.

Проведенные расчеты показали, что повышение температуры приводит к снижению значения ΔG, что усиливает термодинамическое стремление к восстановлению оксидов, снижая их устойчивость. Однако для каждого элемента существуют индивидуальные особенности поведения, влияющие на эффективность и энергетическую целесообразность процессов восстановления.

Восстановление оксидов железа и марганца протекает наиболее эффективно и требует сравнительно меньших энергетических затрат, что делает эти процессы приоритетными для промышленного применения. Самопроизвольность восстановления FeO и MnO сохраняется даже при относительно низких температурах, что снижает потребность в дополнительном нагреве.

Восстановление оксида магния (MgO) также обладает высокой термодинамической выгодой и сопровождается значительным выделением тепла, что указывает на возможность использования данного процесса для интеграции в существующие технологические цепочки переработки шлаков. Однако высокая термодинамическая устойчивость оксида магния требует тщательной настройки температурных условий.

Восстановление фосфора (Р2О5) характеризуется высоким значением энтропии эффектом, И положительным тепловым ЧТО указывает на эндотермический характер реакции. Это обусловливает необходимость значительных затрат энергии для проведения процесса, что ограничивает его применение в промышленных масштабах без использования дополнительных термических методов.

Восстановление оксида хрома (Cr₂O₃) является наименее выгодным процессом в термодинамическом плане из-за высокой химической стойкости хрома и большого значения изменения свободной энергии. Данный процесс требует использования более высоких температур и дополнительных восстановительных агентов для обеспечения положительного выхода металла.

Таким образом, проведенные расчеты и анализ термодинамических характеристик восстановления оксидов показывают, что выбор оптимальных условий для восстановления металлов из металлургических шлаков должен учитывать не только температуру, но и энергозатратность процессов. Наиболее перспективными для промышленного внедрения являются процессы восстановления FeO и MnO.

3.6 Переплав шлака и получение флюса

Основным методом производства флюсов является переплав исходной шихты, поскольку этот процесс позволит наиболее эффективно снизить общее содержание железа в конечном продукте, а также способствует достижению оптимального баланса химического состава флюса.

Переработка металлургического шлака включает несколько последовательных этапов, направленных на максимальное извлечение полезных компонентов и минимизацию содержания посторонних включений. Детальная схема данного технологического процесса представлена на рисунке 3.3, где наглядно показаны основные стадии переработки и трансформации исходного сырья в готовый продукт.



Рисунок 3.3 - Блок-схема процесса переработки металлургического шлака

Переплав шихты осуществлялся в индукционной плавильной установке ИТП 4-10. После переплава (рис. 3.4, а), полученная смесь была слита в изложницу и оставлена остывать на открытом воздухе в течение 12 часов. Переплавом получен металлический слиток (рис. 3.4, б), масса которого составляет 30% от общей массы переработанного продукта и флюсовая композиция. По химическому составу (таблица 3.7) и структуре (рис. 3.5) слиток представляет собой белый заэвтектический чугун, в структуре которого выявлен ледебурит и первичный цементит [153]. После остывания смесь была раздроблена и смешана с натриевым жидким стеклом в соотношении 70% шлак и 30% жидкое стекло.



Рисунок 3.4 - Расплавленный шлак (а) и полученный слиток (б)



Рисунок 3.5 – Структура полученного слитка

Таблица 3.7 – Химический состав полученного слитка

В процентах

С	S	Si	Mn	Cr	Р	Ni
5,57	0,05	0,06	5,71	1,20	0,19	0,01

Введение натриевого жидкого стекла обусловлено, с одной стороны, использованием его в качестве связующего флюса, а с другой стороны, как материала, повышающего, за счет содержащегося натрия, устойчивость горения дуги.

3.7 Исследование свойств шлака, флюсов и шлаковых корочек

В таблице 3.8 приведены результаты химического анализа шлака, флюсов и шлаковых корочек.

По расчетным формулам [154] коэффициент основности B=0,58, то есть флюс относится к «кислым», температурный интервал плавления 1100-1300°С. По классификации IIW (МИС) по химическому составу флюс можно отнести к кальциево – силикатному (CS) [155]. Согласно ГОСТ Р ИСО 14174—2010 имеет классификационное обозначение: SM CS 1 DC.

Таблица 3.8 – Химический состав шлака, флюсов и шлаковых корочек,

Образец	SiO ₂	CaO	MnO	Fe ₂ O ₃	Al_2O_3	TiO ₂	Cr_2O_3	CuO	S	Р
Элемент										
Флюс AH-42	34,6	28,5	17,2	1,35	18,1	0,167	0,101	0,0051	-	-
Экспериментальный	53,8	24,5	4,63	12,0	4,56	0,0585	0,464	0,0113	-	-
флюс										
Металлургический	12,6	21,5	4,57	56,4	4,17	-	0,570	0,0166	0,122	-
шлак										
Шлаковая корка	57,4	19,7	4,59	12,3	5,52	-	0,516	0,0116	-	-
образцов 1-2										
Шлаковая корка	62,3	17,3	4,04	9,98	5,97	-	0,440	0,0107	-	-
образца 3										
Шлаковая корка	47,8	24,7	6,10	16,3	4,53	-	0,523	0,0178	-	-
образца 4										
Шлаковая корка	59,6	18.5	4,33	11,4	5,63	0,0293	0,449	0,0181	0,0149	-
образца 5										
Шлаковая корка	46,2	25,9	7,0	15,0	5,18	0,0122	0,601	0,0201	-	-
образца б										
Шлаковая корка	53,2	21,9	5,54	13,9	4,91	-	0,566	0,0149	-	-
образца 7										
Шлаковая корка	36,2	27,9	13,3	3,59	18,9	0,0329	0,162	0,0084	-	-
образца 8										

полученный на рентгенофлуоресцентном анализаторе

На рисунке 3.6-3.7 представлена диаграмма распределения элементов в зависимости от режимов электродугового воздействия и вводимой энергии.



Рисунок 3.6 - Диаграмма распределения элементов в зависимости от режимов электродугового воздействия и вводимой энергии с разработанным флюсом



Рисунок 3.7 - Диаграмма распределения элементов в зависимости от режимов электродугового воздействия и вводимой энергии с использованием флюса

AH-42

Из табл. 3.8 и рис. 3.6 видно, что после электродугового воздействия с использованием экспериментального флюса при вводимой погонной энергии 1,35 кДж/мм и 1,64 кДж/мм основным переходящим элементом является SiO₂ так как его содержание в шлаковых корочках снизилось на 7,6% и 6% соответственно. При вводимой погонной энергии 1,5 кДж/мм, 1,85 кДж/мм, 2,05 кДж/мм и 2,46 кДж/мм основным переходящим элементом является CaO так как его содержание в шлаковых корочках снизилось на 2,6%, 6%, 7,2% и 4,8% соответственно. При вводимой погонной энергии 2,05 кДж/мм происходит восстановление Fe_2O_3 , так как его содержание в шлаковой корочке снизилось на 2,02%, также наблюдается незначительное снижение Fe_2O_3 при вводимой погонной энергии 1,85 кДж/мм, а именно на 0,6%.

Из табл. 3.8 и рис. 3.7 видно, что при использовании флюса АН-42 при вводимой погонной энергии 1,5 кДж/мм происходит восстановление MnO так как его содержание в шлаковой корочке снизилось на 3,9%,

На рисунке 3.8 приведено изменение теплопроводности шлака, флюса и флюсовых корочек в зависимости от температуры нагрева.



Рисунок 3.8 – Изменение теплопроводности шлака, флюса и флюсовой корки в зависимости от температуры нагрева (расшифровка легенды см. в табл. 3.9)

Как видно из рис. 3.8 и табл. 3.9 наименьшей теплопроводностью 2,4 Вт/(К*м) обладает корка экспериментального флюса (6), полученного при электродуговом воздействии на режимах 400/37. Максимальная теплопроводность 2,9 Вт/(К*м) наблюдается в образцах цельного металлургического шлака (3) и флюсовой корки (4) и (8) на режимах 600/37 и 500/27. Наиболее стабильные показатели теплопроводности во всем диапазоне температур измерения обнаружены в образцах корки флюса (5) и (7), соответствующим режимам электродугового воздействия 500/37 и 450/37.

Номер образца при измерении теплопроводности										
1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	
лй	лй ный	ме- ий	H	Номер образца при измерении температуры						
THP	(dIIb)	ый ски	1-2	3	4	5	6	7	8	
X0J X0J HTa	с исходн	Корка флюса, полученная на режимах электродугового								
ис) И-Н-		во	оздейств	ия (ток,	А / нап	ряжение	е на дуг	e, B)		
юс Рос		600/37	500/37	400/37	450/37	500/27	450/27	500/27		
ПФ	Фл	лак	Экспериментальный филос						Флюс АН-	
_	о ЭКо ПП				42					
Средняя теплопроводность, Вт/(К*м)										
2,717	2,840	2,986	2,968	2,647	2,358	2,727	2,825	2,694	2,448	

Таблица 3.9 - Характеристика образцов при измерении теплопроводности и

теплоемкости

Средняя теплопроводность по всем 10 образцам составила 2,72 Вт/(К*м), что соответствует общим справочным данным (2,3...3,5 Вт/(К*м)) [154].

Для образцов корки флюса характерно снижение теплопроводности при применении минимальных значений тока и возрастание с применением больших (рис. 3.9), так, при силе тока 400 A (образец 6) теплопроводность составила 2,35 Вт/(К*м), при 450 A (образцы 7 и 9) и 500 A (образцы 5 и 8) - 2,7 Вт/(К*м), а при 600 A (образец 4) - 2,9 Вт/(К*м). В исходном состоянии экспериментальный флюс имеет теплопроводность 2,84 Вт/(К*м) [156].

Следует отметить, что при применении стандартного флюса АН – 42, теплопроводность снижается от исходной 2,72 до 2,45 Вт/(К*м) в корочке, полученной на режимах 500А/27В.



Рисунок 3.9 – Изменение теплопроводности флюсовых корочек разработанного флюса в зависимости от силы тока

Увеличение теплопроводности флюса с возрастанием энергии дуги (рис. 3.9) можно объяснить интенсификацией окислительных реакций, происходящих во флюсе, с газообразованием и переносом тепла газовой фазой.

Результат определения теплоемкости шлаков и флюсов представлен на рис. 3.10. Для всех видов исследуемого материала характерно стабильное значение теплоемкости до температуры нагрева 25...125 °С и последующее снижение этого параметра при дальнейшем росте температуры нагрева образца.







Рисунок 3.10 - Результат определения теплоемкости шлаков и флюсов (расшифровка легенды см. в табл. 3.9)

В образцах наблюдается снижение теплоемкости, связанной с расходом энергии на начальную стадию плавления флюса, сочетающуюся с прохождением восстановительно-окислительных реакций. Снижение теплоемкости флюса на начальном этапе нагрева – показатель повышенной теплоемкости в процессе охлаждения (кристаллизации) флюса. Поэтому данный материал использован в качестве рабочего тела для системы аккумулирования тепловой энергии в работе [157].

Синхронному термическому анализу подверглись следующие материалы: стандартный флюс АН-42, разработанный экспериментальный флюс, а также металлургический шлак и шлаковые корки образцов. Полученные результаты были проанализированы и представлены в виде температурных зависимостей массы (TG) и тепловых эффектов (DSC). На рис. 3.11-3.12 представлен результат измерения фазовых переходов во флюсе АН-42.



Рисунок 3.11 – Результат измерения фазовых переходов во флюсе АН-42 при нагреве до 1400°С

На рис. 3.11 представлены данные, полученные в результате термодинамического анализа стандартного флюса АН-42. Диаграмма DSC показывает наличие нескольких эндотермических пиков, свидетельствующих о фазовых переходах, происходящих в материале при нагреве. Основной пик наблюдается в диапазоне температур 1100–1300°C, что указывает на плавление легкоплавких компонентов флюса. Наблюдаемые изменения массы на термогравиметрической кривой TG минимальны, что указывает на устойчивость состава к испарению или химическим реакциям в данном температурном диапазоне.



Рисунок 3.12 – Результат измерения фазовых переходов во флюсе АН-42 при нагреве до 1400°С и дальнейшем охлаждении

На рис. 3.12 представлена обратная реакция материалов флюса АН-42 при охлаждении. Появление экзотермических пиков свидетельствует о кристаллизации или фазовом переходе. Основной экзотермический пик зафиксирован при температуре около 1100°С, что указывает на обратное преобразование фаз, наблюдавшееся при нагреве. Это говорит о хорошей обратимости процесса и стабильности флюса при циклических изменениях температуры. Подобное поведение благоприятно для использования в металлургических процессах с частыми изменениями температурных условий.

Основной пик фазового перехода был зафиксирован при температуре 1196°С, что указывает на характерное плавление основного компонента флюса (возможно, силиката или алюмината), типичного для этого состава.

Диаграмма DSC показала несколько меньших эндотермических пиков, свидетельствующих о локальных фазовых переходах или частичном разложении примесей. Наличие этих пиков указывает на многокомпонентность структуры флюса и сложность фазовых взаимодействий при нагреве.

Изменение массы составляет -3,58%, что является незначительным уменьшением массы и указывает на стабильность данного состава в условиях высоких температур. Это говорит о том, что основные компоненты флюса сохраняют свою целостность и не подвержены испарению или разложению.



Рисунок 3.13 – Результат измерения фазовых переходов в разработанном флюсе при нагреве до 1400°С

Проведенный анализ разработанного флюса (рис. 3.13) демонстрирует более выраженные термодинамические изменения по сравнению со стандартным составом. На DSC-кривой отмечается резкий эндотермический пик при температуре 1200°С, что свидетельствует о переходе в жидкое состояние основного компонента. Это подтверждается значительным изменением массы на TG-кривой, что указывает на частичное испарение или разложение компонентов флюса. Высокая интенсивность эндотермического пика говорит о необходимости дополнительной стабилизации состава для предотвращения деградации при более высоких температурах.



Рисунок 3.14 – Результат измерения фазовых переходов в разработанном флюсе при нагреве до 1400°С и дальнейшем охлаждении

Охлаждение разработанного флюса (рис. 3.14) сопровождается появлением двух основных экзотермических пиков в диапазоне температур 800–1100°С. Это указывает на сложный характер кристаллизации и образование новых фаз при охлаждении. Разработанный состав демонстрирует высокую чувствительность к изменениям температуры, что может ограничивать его применение при нестабильных термических условиях. Кривые TG также свидетельствуют об увеличении массы, что может быть следствием реакций с кислородом или другими атмосферными компонентами. Экспериментальный флюс продемонстрировал фазовый переход при 1218°С, что свидетельствует о более высокой термостабильности по сравнению со стандартным флюсом. Температура плавления этого состава находится на более высоком уровне, что указывает на его пригодность для использования в условиях высоких температур.

Изменение массы составило 3,30%, что указывает на интенсивное взаимодействие с атмосферой при нагреве. Это может быть следствием реакции компонентов флюса с кислородом.



Рисунок 3.15 – Результат измерения фазовых переходов в металлургическом шлаке при нагреве до 1400°С

Металлургический шлак (рис. 3.15) продемонстрировал гораздо более высокую термостабильность, чем флюсы. На DSC-кривой наблюдается широкий эндотермический пик при температуре 1350°C, что соответствует плавлению тугоплавких компонентов, таких как оксиды или карбиды. Термогравиметрический анализ показывает незначительные изменения массы, что указывает на инертность шлака к высоким температурам. Данный материал может рассматриваться как термостойкая добавка для улучшения свойств стандартных флюсов.



Рисунок 3.16 – Результат измерения фазовых переходов в металлургическом шлаке при нагреве до 1400°С и дальнейшем охлаждении

При охлаждении металлургического шлака (рис. 3.16) наблюдается лишь один выраженный экзотермический пик при 1300°С, что свидетельствует о высоком уровне стабильности фаз. Это поведение обусловлено химическим составом шлака и его низкой реакционной способностью. Подобная стабильность позволяет использовать данный материал в качестве защитного покрытия или добавки в высокотемпературные процессы, где важно сохранять форму и свойства материала в условиях термических циклов.

Металлургический шлак проявил высокую термостабильность с фазовым переходом при температуре 1365°С, что значительно выше, чем у флюсов. Это указывает на присутствие тугоплавких компонентов, таких как оксиды железа и магния.

Изменение массы составило 6,59%, что свидетельствует о частичном разложении или окислении компонентов шлака. Вероятно, это связано с испарением летучих компонентов или реакцией оксидов с окружающей атмосферой при высокой температуре.



Рисунок 3.17 – Результат измерения фазовых переходов в шлаковой корке образца №1 при нагреве до 1400°С

Шлаковая корка (рис. 3.17), сформированная на поверхности экспериментального флюса, показывает выраженные эндотермические пики при температуре 1250°С. Это указывает на формирование новых фаз при высоких температурах, что может быть результатом взаимодействия шлака с атмосферой или металлическими компонентами. Термогравиметрический анализ выявил уменьшение массы, что свидетельствует о выделении летучих компонентов, таких как водород или углекислый газ.

Шлаковая корка проявляет фазовый переход на температуре 1374°С, что указывает на повышенную температуру плавления по сравнению с исходным флюсом. Это свидетельствует о формировании более стабильной структуры, вероятно, за счет образования новых фаз на основе оксидов и силикатов.

Увеличение массы на 1,89% указывает на взаимодействие компонентов корки с окружающей средой, что может быть вызвано окислением металлов или адсорбцией кислорода. Это указывает на потенциальное образование окисных фаз на поверхности корки.



Рисунок 3.18 – Результат измерения фазовых переходов в шлаковой корке образца №8 (флюс АН-42) при нагреве до 1400°С

Анализ шлаковой корки от стандартного флюса АН-42 (рис. 3.18) показал аналогичные эндотермические пики, однако температурные точки начала фазовых переходов смещены на более низкие значения (1150–1200°С). Это говорит о большей чувствительности корки данного состава к температурным изменениям. Термогравиметрическая кривая указывает на стабилизацию массы после начального уменьшения, что говорит о завершении реакций и переходе состава в устойчивое состояние.

Шлаковая корка стандартного флюса демонстрирует фазовые переходы при температуре 1351°C, что аналогично стандартному флюсу, но с большей термостабильностью. Это указывает на более стабильную кристаллическую структуру, которая формируется при повторном плавлении и кристаллизации.

Изменение массы составляет -3,72%, что указывает на деградацию структуры корки и выделение летучих компонентов, таких как газы или легкоплавкие примеси.



Рисунок 3.19 – Общий результат измерения фазовых переходов во флюсах, шлаке и шлаковых корках при нагреве до 1400°С

Общие результаты анализа фазовых переходов и изменения массы представлены на рис. 3.19 и в таблице 3.10 [158]. Установлено, что каждый из анализируемых составов имеет уникальные точки фазовых переходов и изменения массы, зависящие от исходного состава и условий обработки. Металлургический шлак показал наивысшую термостабильность, в то время как шлаковые корки и флюсы продемонстрировали высокую реакционную способность и чувствительность к изменениям температуры. Это подчеркивает необходимость выбора оптимального состава флюсов в зависимости от условий эксплуатации.

Образец	Темпера-	Темпера-	Темпера	атура фазо-	Из-
	тура мак-	тура начала	вого пе	рехода,°С	мене-
	симума по	изменения			ние
	DSC, °C	массы, °С	1	2	мас-
					сы, %
№1 (Флюс АН-42)	888,4	200	1196,1	1325	-3,58
№2 (Экспериментальный флюс)	1001,6	550	1080	1218,5	3,30
№3 (Металлургический шлак)	993,7	200	1300	1365,4	6,59
№4 (Шлаковая корка от экспе-	890	550	1159,8	1374,7	1,89
риментального флюса (образец					
<u>N</u> 21))					
№10 (Шлаковая корка от флюса	892,4	600	1171,3	1351	-3,72
АН-42 (образец №8))					

Таблица 3.10 - Температурно-весовые показатели шлака и флюсов

Разработанный экспериментальный флюс демонстрирует повышенную устойчивость к высоким температурам. Температура максимального теплового эффекта и начало изменения массы для данного флюса выше, чем у стандартного флюса АН-42. Это свидетельствует о его более высокой термической стабильности и возможности применения при высоких температурах, что является важным фактором для металлургических процессов.

Металлургический шлак характеризуется наиболее интенсивным приростом массы среди всех исследованных образцов, что связано с высоким содержанием оксида железа и его активным окислением в условиях нагрева. Данный эффект необходимо учитывать при разработке новых материалов для минимизации нежелательных изменений массы и структуры.

Шлаковые корки экспериментального и стандартного флюсов обладают схожими термическими характеристиками, однако динамика изменения массы указывает на различие в их восстановительных свойствах. Это различие обусловлено особенностями химического состава и различным поведением оксидов в процессе электродугового воздействия.

Фазовые переходы в диапазоне температур выше 1000°С определяют основные изменения структуры материалов и оказывают значительное влияние на их термическую стабильность. Выявленные точки фазовых переходов являются ключевыми параметрами для оптимизации состава флюсов и шлаков, а также режимов электродугового воздействия, с целью повышения эксплуатационных характеристик изготавливаемых конструкций.

3.8 Выводы

1. Термодинамическая оценка восстановления оксидов металлов (FeO, MnO, P₂O₅, MgO и Cr₂O₃) показала, что все реакции обладают отрицательными значениями энергии Гиббса в интервале температур 1473-1773 К, что свидетельствует о термодинамической самопроизвольности процессов. Наиболее благоприятными для восстановления оказались оксиды железа и марганца, в то

время как восстановление фосфора и магния требует более высоких энергетических затрат.

2. Практическая реализация термодинамических расчетов с переплавом шлака и получением флюса и металлического слитка подтвердила возможность использования металлургических отходов для создания новых материалов. Переплав шлака, проведенный в индукционной плавильной установке, позволил выделить металлический компонент, утилизировать вредные примеси и получить стабильный по составу флюс. При индукционном переплаве в графитовом тигле восстановлено до 30% железа от общей массы металлургического шлака в виде заэвтектического белого чугуна, имеющего в структуре первичный цементит (белые иглообразные кристаллиты) и ледебурит превращенный и концентрация Показано, углерода превышающую 4,3%. что шлак, после процедуры восстановления оксидов железа по химическому составу годен в качестве флюса.

3. Установлено, что шлаковая корка экспериментального флюса обладает наименьшей теплопроводностью (2,4 Вт/(К*м)). Максимальная теплопроводность наблюдается в образцах цельного металлургического шлака и шлаковой корки на режимах 600/37 и 500/27. Образцы корки флюса (5) и (7) имеют наиболее стабильные показатели теплопроводности во всем диапазоне температур измерения. Средняя теплопроводность по всем 10 образцам составила 2,72 Вт/(К*м), что соответствует общим справочным данным. Установлено, что теплопроводность корки флюса снижается при применении минимальных значений тока и возрастает с применением больших. При применении флюса АН - 42, теплопроводность снижается от исходной 2,72 до 2,45 Вт/(К*м) в корочке, полученной на режимах 500А/27В.

4. Установлено, что температура максимума на кривой DSC составляет порядка 890 °C для образцов № 1, 4, 10 и порядка 1000 °C для образцов № 2 и 3. Наблюдается изменение массы во всех образцах от указанных температур до максимальной температуры нагрева 1400°C. Установлено, что в образце стандартного флюса происходит уменьшение массы, а в металлургическом шлаке и разработанном флюсе прирост массы в различном температурном диапазоне

начала процесса. Наибольший прирост массы обнаруживается в металлургическом шлаке (6,59%) из-за большого содержания оксида железа, окисляющегося при нагреве в воздушной среде. В разработанном флюсе прирост массы на 36% меньше, что обусловлено восстановлением железа в процессе электродугового воздействия.
ГЛАВА 4. ИСЛЕДОВАНИЕ СОСТАВА, СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ НЕРАЗЬЕМНЫХ СОЕДИНЕНИЙ, ПОЛУЧЕННЫХ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ РАЗРАБОТАННОГО ФЛЮСА

4.1 Анализ внешнего вида, формы и размера кратера полученных образцов

При электродуговом воздействии на экспериментальном флюсе отмечается мягкое, беззвучное горение дуги, отсутствие дымообразования и легкое отделение шлаковой корки.

Внешний вид полученных образцов представлен на рис. 4.1. При проведении визуального и измерительного контроля получены следующие результаты: с лицевой стороны все образцы имеют полноценно сформированную поверхность шва не имеющую поверхностных дефектов. С обратной стороны в образце полученным с вводимой погонной энергией W = 2,46 кДж/мм наблюдаются несплошности, шириной 1,5-2,0 мм, глубиной 1,0-1,5 мм и средней протяженностью 10 мм, располагающиеся преимущественно в начале и центральной части шва. Металл корня шва формировался на поверхности керамической подкладки с активным взаимодействием его материала, поэтому поверхность валика не повторяет гладкую форму подкладки. Корневой валик аналогичного образца также имеет несплошности в начале шва, глубиной 0,2...0,5 мм, шириной 1,5...2,0 мм, средней протяженностью 5 мм. Образцы, полученные при W = 2,05 кДж/мм не имеют поверхностных дефектов корневого валика, характерных для предыдущих образцов, но формирование его поверхности происходило идентично им. Вводимая погонная энергия 1,64 кДж/мм оказалась недостаточной для принудительного получения нужной конфигурации геометрических параметров корневого валика в начале шва. В центральной части шва проплав стабилизировался, но корневой валик формировался на весу, без достижения поверхности керамической подкладки. Поверхность образцов при W = 1,85 и 2,05 кДж/мм сходны. При W = 1,35...1,50 кДж/мм в корневом валике образцов наблюдаются четкие отпечатки сегментов керамической подкладки с гладкой поверхностью, полностью сформированы по

Форма кратера Обратная сторона Лицевая сторона Образец 1 2 3 4 5 6 7 8

размерам, соответствующими профилю формирующего элемента подкладки [159].

Рисунок 4.1 - Внешний вид полученных образцов

Таким образом, для соединения листовых заготовок из низкоуглеродистой стали, толщиной 5 мм с использованием экспериментального флюса: режим электродугового воздействия (400А/37В) недостаточен для формирования корневого валика, 600-500А/37В – энергетически избыточен, приводит к расплавлению ма-

териала подкладки и активному взаимодействию с расплавом, газообразованию, появлению дефектов в виде несплошностей. Наиболее рациональные режимы электродугового воздействия 450-500А/27В.

Практически во всех образцах, полученных с применением экспериментального флюса, вне зависимости от режима электродугового воздействия наблюдается вытянутое очертание кратера, со средней длиной 100...110 мм и глубиной 1...1,5 мм, практически вдвое превышающей длину кратера шва, полученного с использование стандартного флюса - 6 мм. Это можно объяснить повышенной теплоемкостью экспериментального флюса. Вогнутость кратера свидетельствует о большей плотности экспериментального флюса, препятствующей сбросу давления перегретых газов и паров металла в подфлюсовом пространстве над ванной при прекращении действия дуги [159].

Погонная	Форма кратера	Ширина	Длина	Расчитанный объем
энергия,		ванны, мм	ванны, мм	ванны, мм ³
кДж/мм				
2,46		16	110	2111
2,46		18	140	4959
2,05		17	140	5920
1,64		14	100	2745
1,85		15	80	2577
1,35		12	120	2582
1,50		12	110	2377
1,50		13	60	1471

Таблица 4.1	-Φ	орма і	ира	азмер) К	ратер)a	швов
-------------	-----------	--------	-----	-------	-----	-------	----	------

Увеличение объема ванны свидетельствует об увеличении времени её существования, благоприятно влияющей на завершенность химических реакциях, происходящих с компонентами флюсовой композиции и металлом шва, позволяющих дополнительно легировать металл шва, на возможность полной дегазации ванны (уменьшение порообразования), на уменьшение скорости охлаждения кристаллизующегося металла ванны, приводящей к снижению количества закалочных структур и гомогенизации структуры шва [160, 161].

Как видно из рис. 4.2 зависимость объема ванны под слоем экспериментального флюса от погонной энергии дуги носит экспоненциальный характер, причем при значении 1,5...1,85 кДж/мм объем ванны остается неизменным, а при увеличении подводимой дуговой энергии. До 2...2,5 кДж/мм объем увеличивается вдвое.



Рисунок 4.2 – Влияние погонной энергии дуги на объем ванны под слоем экспериментального флюса

Объем ванны при электродуговом воздействии с использованием разработанного флюса в сравнении со стандартным АН-42 с введением энергии 1,5 кДж/мм возрастает на 60%, а при 1,35 кДЖ/мм на 70%.

График охлаждения образцов представлен на рис. 4.3. Каждому графику соответствует мгновенный нагрев до максимальной температуры, при этом в образцах полученных с вводимой погонной энергией W = 2,46 кДж/мм достигуно 550 °C; W = 1,85 и 1,35 кДж/мм – 450 °C; W = 2,05 и 1,64 кДж/мм - 430°C; W = 1,5 кДж/мм – 370°С. При использовании флюса АН-42 отмечается резкий спад температуры от максимального значения, а экспериментальный флюс, вызывает временную задержку 15...25 с на максимуме. Анализом графика выявлено, что образец, выполненный при использовании стандартного флюса, имеет самую высокую скорость охлаждения, по сравнению с образцами, в которых электродуговое воздействие происходило с применением разработанного экспериментального флюса [156].



Рисунок 4.3 – График охлаждения

4.2 Визуальный и измерительный и рентгенографический контроль

В таблице 4.2 приведены результаты измерения геометрических параметров швов образцов в соответствии с ГОСТ 8713-79-С4 для толщины элементов 5 мм.

ГОСТ 8713-79-С	4 (для толщины де	еталей 5 мм)			
Ширина шва е, мм	≤23				
Ширина корня шва е ₁ , мм	12±4				
Высота шва д, мм	1,5±1,0				
Высота корня шва g ₁ , мм 1,5±1,0					
Образец W = 2,46 кДж/мм (600А, 37В)					
Место замера	Начало	Середина	Конец		
Ширина шва е, мм	17,5	15,9	18,6		
Ширина корня шва е ₁ , мм	18,3	16,3	17,5		
Высота шва g, мм	2	1	3		
Высота корня шва g ₁ , мм	1	1	1		
Образец W =	= 2,46 кДж/мм (600)A, 37B)			
Место замера	Начало	Середина	Конец		
Ширина шва е, мм	17	18	17		
Ширина корня шва е ₁ , мм	14,2	13,5	13,8		
Высота шва g, мм	1,5	0	0,5		
Высота корня шва g ₁ , мм	3	4	4		
Образец W =	= 2,05 кДж/мм (500	DA, 37B)			
Место замера	Начало	Середина	Конец		
Ширина шва е, мм	16,5	17,4	16,6		
Ширина корня шва е ₁ , мм	12,1	11	13,5		
Высота шва g, мм	2,5	2	2		
Высота корня шва g1, мм	0	1	1		
Образец W = 1,64 кДж/мм (400А, 37В)					
Место замера	Начало	Середина	Конец		
Ширина шва е, мм	14,4	14	14,2		
Ширина корня шва е ₁ , мм	непровар	5,5	7		
Высота шва g, мм	1	2	1		
Высота корня шва g ₁ , мм	непровар	1,5	1,5		
Образец W =	= 1,85 кДж/мм (450	DA, 37B)			
Место замера	Начало	Середина	Конец		
Ширина шва е, мм	15,7	15	15,8		
Ширина корня шва е ₁ , мм	9,8	9	8,9		
Высота шва g, мм	0	0,5	0		
Высота корня шва g ₁ , мм	1	2	0		
Образец W =	= 1,35 кДж/мм (450	DA, 27B)			
Место замера	Начало	Середина	Конец		
Ширина шва е, мм	12,4	12,5	12,4		
Ширина корня шва е ₁ , мм	8	8	8,6		
Высота шва g, мм	1,5	1	1		
Высота корня шва g ₁ , мм	0,5	0,5	0,5		
Образец W = 1,5 кДж/мм (500А, 27В)					
Место замера	Начало	Середина	Конец		
Ширина шва е, мм	11,7	12,5	11,2		
Ширина корня шва е ₁ , мм	14,7	9,3	9,9		
Высота шва g, мм	2	2	2		
Высота корня шва g ₁ , мм	1	1	0,5		
Образец W = 1,5 кДж/мм (500А, 27В) (стандартный флюс)					

Таблица 4.2 - Результаты визуального и измерительного контроля

Продолжение таблі	ицы 4.2					
Место замера		Начало		Середина	Конец	
Ширина шва е, мм	13,4	3,4 13,1		13,6		
Ширина корня шва е	10,6		10,2	9,2		
Высота шва g, мм	1		2	2		
Высота корня шва g ₁	1		0,5	1		
Примечание:	-удовлетворит	ельный и		- неудовлетвори	ительный параметр	

Согласно таблице 4.2 неудовлетворяющими требованиям к геометрическим параметрам неразъемных соединений С4 по ГОСТ 8713-79 являются образцы, полученные с вводимой погонной энергией W = 2,46...1,64 кДж/мм. Остальные образцы W = 1,35...1,5 кДж/мм полностью отвечают этим требованиям.

Рентгенограммы полученных образцов представлены в таблице 4.3.

Погонная энергия, кДж/мм	Рентгенограмма	Дефект по ГОСТ 7512- 82
2,46		III20x2; 2III10x2;Σ30.
2,46	2+	П1,5; Hp 10x0,3
2,05	3+	Не обнаружено
1,64	4+	Hp 17x0,5
1,85	5+	III5x2; III10x2;Σ15.
1,35	6 +	Не обнаружено
1,50		Не обнаружено

Таблица 4.3 - Рентгенограммы образцов

Продолжение таблицы 4.3



В результате рентгенографии нераземных соединений (табл. 4.3) обнаружены выявленные визуальным и измерительным контролем дефекты образцов, полученные с вводимой погонной энергией W = 2,46 и 1,85 кДж/мм, (несплошности). В образце с вводимой погонной энергией W = 1,64 в начале шва обнаружен непровар длиной 17 мм. За исключением указанных выше несоответствий все образцы имеют плотный металл шва, внутренние дефекты (поры, трещины) отсутствуют [159].

4.3 Анализ химического состава полученных образцов

На рис. 4.4 – 4.8 представлены результаты анализа изменения содержания легирующих элементов в швах, выполненных с использованием разработанного флюса при различных значениях погонной энергии. Измерение содержания элементов, таких как марганец (Mn), никель (Ni), кремний (Si) и другие, проводилось с помощью сканирующего электронного микроскопа SEM S-3400N на полированных и травленых образцах поперечного сечения швов. Измерения производились в ограниченных сегментах (круглые области на графиках), при этом значение концентраций является средним арифметическим, рассчитанным для каждой точки исследования.

Элементы железо (Fe) и углерод (C) не учитывались из-за высокой корреляции и значительного влияния материала катода, что приводило к завышению концентрации углерода. Графики отображают качественные изменения содержания легирующих элементов в зависимости от расстояния от металла шва к основному металлу. На рис. 4.4 представлена диаграмма распределения элементов в образце 2 (2,46 кДж/мм).



Рис. 4.4 – Изменение содержания легирующих элементов в различных зонах соединения образца 2

Концентрация никеля в металле шва составляет 1,65 %, затем она уменьшается до 0,86 % в линии сплавления и до 0,30 % в зоне термического влияния (ЗТВ). Это указывает на то, что никель преимущественно концентрируется в шве, а его диффузия уменьшается по мере удаления от шва. Данный тренд можно объяснить тем, что никель активнее легирует металл при высоких температурах, присутствующих в шве. Концентрация марганца в шве составляет 1,22 %, в линии сплавления возрастает до 1,36 %, а затем снижается до 0,69 % в ЗТВ. Это свидетельствует о том, что марганец более активно распределяется в зоне линии сплавления, что благоприятно влияет на механические свойства в этой области. Концентрация кремния в шве составляет 0,38 %, в линии сплавления – 0,40 %, а в ЗТВ – 1,00 %. Увеличение содержания кремния в ЗТВ может указывать на его более

высокую термостабильность и склонность к накоплению в периферийных зонах неразъемного соединения.

На рис. 4.5 представлена диаграмма распределения элементов в образце 3 (2,05 кДж/мм).



Рис. 4.5 – Изменение содержания легирующих элементов в различных зонах соединения образца 3

В шве образца 3 содержание никеля составляет 0,27 %, что значительно ниже, чем в образце 2. В линии сплавления концентрация немного возрастает до 0,20 %, а в 3TB увеличивается до 1,05 %. Этот прирост в зоне термического влияния указывает на то, что никель мигрирует в 3TB при снижении погонной энергии, что может быть связано с изменением теплового цикла электродугового воздействия. Концентрация марганца в шве равна 0,39 %, в линии сплавления она падает до 0,14 %, а в 3TB повышается до 0,45 %. Это говорит о том, что марганец при данных условиях менее активно распределяется в шве и склонен к накоплению в периферийных зонах. Кремний демонстрирует достаточно равномерное распределение: в шве - 0,34 %, в линии сплавления - 0,54 %, а в 3TB - 0,69 %. Более высокая концентрация кремния в 3TB указывает на его склонность к миграции в периферийные зоны при снижении энергии электродугового воздействия, что может быть связано с его устойчивостью к термическому воздействию.

На рис. 4.6 представлена диаграмма распределения элементов в образце 5 (1,85 кДж/мм).



Рис. 4.6 – Изменение содержания легирующих элементов в различных зонах соединения образца 5

Концентрация никеля в шве составляет 0,97 %, затем она снижается в линии сплавления до 1,07 %, а в 3TB - до 0,76 %. Это свидетельствует о более равномерной диффузии никеля по всей структуре неразъемного соединения, что может положительно сказаться на коррозионной стойкости шва. Марганец показывает снижение концентрации: в шве он составляет 0,61 %, в линии сплавления – 0,56 %, а в 3TB - 0,53 %. Данный тренд указывает на ослабленную диффузию марганца при снижении энергии электродугового воздействия, что может снижать его вклад в механические свойства шва. Концентрация кремния снижается от 0,16 % в шве до 0,34 % в линии сплавления и затем до 0,47 % в 3TB. Это подтверждает тенденцию кремния к миграции в ЗТВ при низких энергиях электродугового воздействия, что может улучшать термостабильность соединения.

На рис. 4.7 представлена диаграмма распределения элементов в образце 7 (1,50 кДж/мм).

Концентрация никеля в шве составляет 0,68 %, затем она увеличивается в линии сплавления до 0,53 %, а в ЗТВ достигает 0,48 %. Это указывает на сравнительно более высокую миграцию никеля из шва в линию сплавления, что характерно для условий низкой погонной энергии. Содержание марганца в шве возрастает до 1,80 %, что значительно выше по сравнению с линией сплавления (0,80 %) и ЗТВ (0,46 %). Это свидетельствует о высокой концентрации марганца в зоне шва, что может положительно влиять на прочностные характеристики соединения. Концентрация кремния составляет 0,35 % в шве, 0,33 % в линии сплавления и 0,44 % в ЗТВ. В данном случае кремний также имеет тенденцию к миграции в периферийные зоны неразъемного соединения, что может улучшить термостойкость шва.



Рис. 4.7 – Изменение содержания легирующих элементов в различных зонах соединения образца 7

На рис. 4.8 представлена диаграмма распределения элементов в образце 6 (1,35 кДж/мм).

Концентрация никеля в шве составляет 1,06 %, в линии сплавления она падает до 0,00 %, а затем вновь возрастает до 0,76 % в 3TB. Это указывает на то, что при низких энергиях электродугового воздействия никель имеет тенденцию к значительной миграции в зону термического влияния, что может сказаться на повышении стойкости к коррозии. Концентрация марганца в шве составляет 1,14 %, затем она падает в линии сплавления до 0,70 % и вновь возрастает до 1,45 % в 3TB. Это свидетельствует о высокой подвижности марганца при низких энергиях электродугового воздействия и его активном участии в легировании зоны термического влияния.

Кремний демонстрирует концентрацию 0,63 % в шве, 0,43 % в линии сплавления и 0,30 % в 3TB. Этот элемент проявляет стабильное поведение, его концентрация постепенно уменьшается по мере удаления от шва.



Рис. 4.8 – Изменение содержания легирующих элементов в различных зонах соединения образца 6

На рис. 4.9 представлена гистограмма изменения легирующих элементов в полученных образцах (a) и график изменения кремния и марганца (δ) в зависимости от вводимой погонной энергии.

Исследованиями распределения легирующих элементов в полученных образцах в зависимости от вводимой погонной энергии выявлено, что, самым оптимальным является образец с вводимой погонной энергией 1,85 кДж/мм, так как содержание основных легирующих элементов, таких как марганец и кремний соответствуют содержанию этих элементов в основном металле. Увеличение содержания в металле шва таких элементов как никель, хром, и медь происходит за счет применения проволоки.

a)



Рис. 4.9 – Гистограмма изменения легирующих элементов в полученных образцах (а) и график изменения кремния и марганца (б) в зависимости от вводимой погонной энергии

4.4 Анализ микроструктуры, фрактограмм и фрактальной размерности полученных образцов

Результаты микроструктурного исследования приведены на рис. 4.10-4.15.



Рисунок 4.10 – Микроструктура образца №2 (увеличение х400)

На рисунке 4.10 представлена микроструктура образца №2 в различных зонах. Микроструктура металла неразъемного соединения, выполненного с использованием экспериментального флюса, представлена ферритно-перлитной смесью, характерной для низкоуглеродистых сталей, полученных под слоем флюса. В облицовочной части шва наблюдается равномерное распределение фаз с чётко выраженными границами зерен. Феррит представлен мелкими полигональными зернами, формирующими основную матрицу, тогда как перлитовые колонии, имеющие тонкодисперсную пластинчатую структуру, преимущественно локализуются в межзеренных пространствах. Формирование такой структуры обусловлено градиентами температуры в процессе кристаллизации и скоростью охлаждения, что приводит к более плотной упаковке фаз в поверхностных слоях и незначительной дифференциации ферритно-перлитной структуры в центральных зонах. Отсутствие признаков перегрева или вторичной рекристаллизации свидетельствует о стабильности термических процессов при формировании неразъемного соединения.

В центральной части металла шва наблюдается увеличение размеров зерен и укрупнение перлитных прослоек, что связано с замедленным охлаждением в данной зоне. Форма зерен преимущественно округлая, что указывает на длительное воздействие высоких температур в процессе кристаллизации. Четко выраженные границы зерен свидетельствуют об отсутствии интенсивного перегрева, однако более крупное межпластинчатое расстояние в перлитных прослойках указывает на замедленное охлаждение.

Корневая часть неразъемного соединения характеризуется мелкозернистой ферритно-перлитной структурой, что объясняется ускоренным теплоотводом через подкладку и основной металл. Это ограничивает рост зерен и способствует их вытянутой форме вдоль направлений тепловых потоков. Границы зерен четко очерчены, структура однородная, без признаков локальных перегревов. Фазовое распределение демонстрирует преобладание ферритной матрицы с минимальным количеством перлитных прослоек, что характерно для областей с интенсивным охлаждением.

В околошовной зоне, особенно в её верхней части, наблюдаются значительные структурные изменения, вызванные высокими температурами электродугового воздействия. Укрупнение зерен и частичная перекристаллизация сопровождаются образованием видманштеттовой структуры. Феррит в этой зоне представлен полигональными зернами с признаками укрупнения, тогда как перлит распределен неравномерно, с увеличенным межпластинчатым расстоянием. Развитие видманштеттовой структуры указывает на замедленное охлаждение и повышенный уровень перегрева в данной области. В нижней части околошовной зоны структурные изменения выражены слабее: видманштеттовая структура менее развита, ферритные зерна имеют преимущественно полигональную форму, а границы остаются относительно четкими. Это свидетельствует о более контролируемом термоцикле в данной зоне.

В зоне термического влияния (ЗТВ) микроструктура представлена мелкозернистой ферритно-перлитной смесью, характерной для металлов, подвергшихся умеренному термическому воздействию. Формирование структуры обусловлено температурными градиентами и скоростью охлаждения, что приводит к равномерному фазовому распределению. Феррит представлен мелкими полигональными зернами с четко выраженными границами, что свидетельствует об отсутствии перегрева. Перлитовые прослойки равномерно распределены в межзеренных пространствах, что указывает на стабильность механических характеристик соединения. Отсутствие признаков перекристаллизации подтверждает, что режим электродугового воздействия обеспечил нормализованное состояние структуры.

Таким образом, микроструктура образца №2 характеризуется высокой степенью однородности и мелкозернистостью в областях с активным теплоотводом, такими как корневая часть шва и зона термического влияния. Центральная часть шва демонстрирует признаки замедленного охлаждения, что приводит к укрупнению зерен, однако сохраняет стабильность фазового состава. В околошовной зоне верхняя часть подвергается наибольшему термическому воздействию, что приводит к развитию видманштеттовой структуры.

На рисунке 4.11 представлена микроструктура образца №3. Микроструктура ра неразъемного соединения образца №3, выполненного с использованием экспериментального флюса, в целом аналогична структуре образца №2, однако имеет некоторые характерные отличия, обусловленные изменением теплового цикла электродугового воздействия.



Рисунок 4.11 – Микроструктура образца №3 (увеличение х400)

Облицовочная часть металла шва образца №3 представлена ферритноперлитной структурой с выраженной направленной кристаллизацией, что связано с особенностями теплового цикла электродугового воздействия. В отличие от образца №2, в данном образце наблюдается более выраженная вытянутая форма зерен феррита, что указывает на повышенную направленность роста структуры. Феррит представлен удлиненными зернами с четко выраженными границами, а перлитовые прослойки неравномерно распределены, концентрируясь в межзеренных пространствах. В сравнении с образцом №2, где структура была более равномерной, в образце №3 наблюдается локальная неоднородность распределения фаз. Это может быть обусловлено неравномерностью охлаждения в процессе электродугового воздействия.

В центральной части металла шва структура образца №3 представлена ферритно-перлитной смесью, однако зерна имеют более выраженную полигональную форму по сравнению с образцом №2. Перлитовые включения локализованы в межзеренных границах, их межпластинчатое расстояние увеличено, что свидетельствует о замедленном охлаждении в данной зоне. В отличие от образца №2, где структура имела более четкое разделение фаз, в образце №3 наблюдается умеренная размытость границ зерен, что может указывать на влияние температуры в процессе электродугового воздействия. При этом отсутствие явных признаков перегрева свидетельствует о стабильности структуры и сохранении механических характеристик соединения.

Корневая часть металла шва образца №3 также характеризуется ферритноперлитной структурой, но в отличие от образца №2, в данной зоне наблюдается менее выраженное измельчение зерна. Это может свидетельствовать о несколько меньшей скорости теплоотвода, что привело к формированию более крупных зерен феррита. Форма зерен преимущественно полигональная, границы выражены четко, но в некоторых зонах наблюдается их локальная размытость. В отличие от образца №2, где структура корневой части была мелкозернистой и однородной, в образце №3 отмечается наличие локальных зон с неравномерным распределением фаз, что может повлиять на механические свойства соединения.

Околошовная зона образца №3 демонстрирует более выраженные признаки перегрева, чем в образце №2. В верхней части околошовной зоны наблюдается укрупнение зерен, а также частичное развитие видманштеттовой структуры, что свидетельствует о повышенном уровне теплового воздействия. По сравнению с образцом №2, в котором видманштеттовая структура была локализована и менее выражена, в образце №3 она занимает большую площадь, что может снизить ударную вязкость неразъемного соединения. Нижняя часть околошовной зоны имеет меньшую степень структурных изменений, однако отмечается частичная размытость границ зерен, что указывает на более интенсивное термическое воздействие в сравнении с образцом №2.

Зона термического влияния (ЗТВ) образца №3 в целом схожа с образцом №2, но отличается несколько большей неоднородностью зеренной структуры. В данной зоне наблюдается мелкозернистая ферритно-перлитная смесь с относительно равномерным распределением фаз. Однако в отличие от образца №2, где структура ЗТВ была стабилизированной и однородной, в образце №3 наблюдают-

ся локальные участки укрупнения ферритных зерен, что может свидетельствовать о незначительном перегреве в отдельных зонах. Перлитовые включения сохраняют пластинчатую морфологию, однако в некоторых участках межпластинчатое расстояние увеличено, что указывает на влияние температурных градиентов при электродуговом воздействии.



Рисунок 4.12 – Микроструктура образца №5 (увеличение х400)

На рисунке 4.12 представлена микроструктура образца №5 в различных зонах. Микроструктура металла неразъемного соединения образца №5, выполненного с использованием экспериментального флюса, демонстрирует наиболее равномерное распределение фаз среди ранее рассмотренных образцов. В сравнении с образцами №2 и №3, в данном образце наблюдается меньшая выраженность зон перегрева, что свидетельствует о контролируемом термическом воздействии в процессе электродугового воздействия.

Облицовочная часть металла шва образца №5 представлена ферритноперлитной структурой с направленной кристаллизацией, однако по сравнению с образцами №2 и №3, структура обладает более однородным распределением фаз. Ферритные зерна имеют полигональную форму, границы четко выражены, отсутствуют признаки перегрева. Перлитовые прослойки распределены равномерно, без выраженной концентрации в отдельных участках, как это наблюдалось в образце №3. В отличие от образца №3, в котором отмечалась локальная неоднородность фазового состава, в образце №5 структура более стабильна и однородна.

В центральной части металла шва структура образца №5 также демонстрирует высокую степень равномерности. В сравнении с образцами №2 и №3, в данном образце зерно несколько мельче, а границы фаз выражены четче. В отличие от образца №3, в котором наблюдалась размытость границ зерен и укрупнение перлитных прослоек, в образце №5 сохраняется стабильная полигональная форма зерен феррита, а межпластинчатое расстояние в перлите остается относительно небольшим. Это свидетельствует о контролируемом теплоотводе, обеспечившем равномерное охлаждение металла без перегрева.

Корневая часть металла шва образца №5 имеет наиболее мелкозернистую структуру среди всех рассмотренных образцов. В отличие от образца №2, в котором зерно было также достаточно мелким, но наблюдалась локальная ориентация зерен вдоль направлений теплоотвода, в образце №5 структура более изотропная, что может способствовать повышенной пластичности соединения. В сравнении с образцом №3, в котором зерно было крупнее и наблюдалась частичная размытость границ, в образце №5 зерна четко очерчены, что свидетельствует о более благоприятных условиях кристаллизации. Такая структура способствует снижению остаточных напряжений и повышению прочности неразъемного соединения.

Околошовная зона образца №5 также менее подвержена перегреву по сравнению с образцами №2 и №3. В верхней части околошовной зоны отсутствуют выраженные признаки видманштеттовой структуры, которая была отмечена в образцах №2 и №3. В отличие от образца №3, где видманштеттовая структура занимала существенную площадь околошовной зоны, в образце №5 структура остается гомогенной, с четкими границами фаз. В нижней части околошовной зоны отмечается минимальное укрупнение ферритных зерен, но их форма остается полигональной, без признаков перегрева. По сравнению с образцом №3, в котором наблюдалась размытость границ и фазовые превращения, в образце №5 структура остается стабильной, что подтверждает оптимальный температурный режим электродугового воздействия. Зона термического влияния (ЗТВ) образца №5 также демонстрирует наиболее стабильную микроструктуру среди всех рассмотренных образцов. В отличие от образцов №2 и №3, в которых отмечались локальные участки укрупнения ферритных зерен и незначительные признаки перегрева, в образце №5 структура остается равномерной, без изменений, характерных для перегретых областей. Ферритные зерна имеют полигональную форму, четко очерчены, а перлитовые прослойки распределены равномерно, что свидетельствует о стабильном термическом воздействии. Отсутствие признаков перегрева указывает на качественную стабилизацию структуры после термического воздействия, что позитивно сказывается на механических характеристиках неразъемного соединения.

 Металл шва
 Металл шва
 Металл шва

 (облицовочная часть)
 (центр)
 (корневая часть)

 Іворанная часть)
 Іворанная
 Іворанная часть)
 Іворанная

 Околошовная зона
 Околошовная зона
 Зона термического влияния

 (верхняя часть)
 Інижняя часть)
 Іворанная структура)

Рисунок 4.13 – Микроструктура образца №6 (увеличение х400)

На рисунке 4.13 представлена микроструктура образца №6 в различных зонах. Микроструктура металла неразъемного соединения образца №6, выполненного с использованием экспериментального флюса, демонстрирует заметные структурные изменения по сравнению с образцами №2, №3 и №5, что связано с влиянием режимов электродугового воздействия и особенностями теплоотвода. В отличие от ранее рассмотренных образцов, в данном случае отмечается более выраженная неравномерность структуры, что может быть следствием изменения скорости охлаждения неразъемного соединения.

Облицовочная часть металла шва образца №6 представлена ферритноперлитной структурой, однако по сравнению с образцами №2, №3 и №5, в данном образце наблюдается укрупнение зерен феррита, особенно в отдельных локальных зонах. В отличие от образца №5, где структура оставалась стабильной и равномерной, в образце №6 присутствуют участки с локальным перегревом, что привело к формированию крупных зерен феррита. Границы зерен выражены неравномерно: в некоторых участках они размыты, что может свидетельствовать о частичном перегреве металла во время кристаллизации. Перлитовые прослойки сохраняют пластинчатую морфологию, но в зонах укрупненных зерен возможны изменения в распределении фаз.

В центральной части металла шва образца №6 структура характеризуется ферритно-перлитной смесью, но в отличие от образцов №2 и №5, наблюдается развитие крупнозернистой структуры. В сравнении с образцом №3, где также отмечалась размытость границ зерен, в образце №6 данное явление выражено сильнее. Зерна феррита приобрели округлую форму, с увеличенными размерами, а межпластинчатое расстояние перлитных прослоек увеличено. Это свидетельствует о замедленном охлаждении и продолжительном тепловом воздействии. При этом отсутствие выраженных границ фаз может быть следствием локального перегрева, что может негативно сказаться на механических характеристиках соединения.

Корневая часть металла шва образца №6 продемонстрировала формирование видманштеттовой структуры, что не наблюдалось в образцах №2, №3 и №5.

Это связано с тем, что данная зона подверглась значительному перегреву и последующему быстрому охлаждению, что привело к образованию вытянутых игольчатых ферритных образований. В отличие от образца №5, в котором структура корневой части оставалась мелкозернистой и однородной, в образце №6 наблюдается заметное увеличение зерна, неравномерность фазового распределения и развитие игольчатых структур. Такое сочетание факторов может привести к снижению пластичности соединения и повышению его хрупкости в данной зоне.

Околошовная зона образца №6 характеризуется более выраженными признаками перегрева, чем в образцах №2, №3 и №5. В верхней части околошовной зоны отмечается развитие видманштеттовой структуры, а в нижней части укрупнение ферритных зерен с частично размытыми границами. По сравнению с образцом №5, в котором околошовная зона сохраняла стабильную структуру без перегрева, в образце №6 наблюдаются значительные фазовые превращения, что свидетельствует о неравномерном термическом воздействии. В сравнении с образцом №3, где видманштеттовая структура занимала ограниченную площадь, в образце №6 она распространяется на большую часть околошовной зоны, что может привести к ухудшению механических характеристик.

Зона термического влияния (ЗТВ) образца №6 демонстрирует повышенную неоднородность структуры, что отличает его от ранее рассмотренных образцов. В отличие от образца №5, где ЗТВ была равномерной и стабильной, в образце №6 наблюдаются локальные участки укрупнения ферритных зерен, а также признаки фазовых превращений. Границы зерен выражены нечетко, в некоторых участках присутствует размытость фазовых границ, что свидетельствует о локальном перегреве и неравномерном охлаждении. В сравнении с образцом №3, где также отмечались изменения в структуре ЗТВ, в образце №6 данные изменения более выражены, что указывает на возможное снижение механической стойкости соединения.



Рисунок 4.14 – Микроструктура образца №7 (увеличение х400)

На рисунке 4.14 представлена микроструктура образца №7 в различных зонах. Микроструктура неразъемного соединения образца №7, выполненного с использованием экспериментального флюса, характеризуется повышенной степенью однородности и стабильностью фазового состава по сравнению с образцами №2, №3 и №6. В сравнении с образцом №5, структура образца №7 несколько схожа, но отличается некоторыми признаками локального перегрева в околошовной зоне, что свидетельствует о слегка измененном термическом режиме электродугового воздействия.

Облицовочная часть металла шва образца №7 представлена ферритноперлитной смесью с направленной кристаллизацией, схожей с той, что наблюдалась в образцах №2 и №5. В отличие от образца №3, где отмечалась значительная вытянутость ферритных зерен, в образце №7 структура остается равномерной, с четкими границами фаз. По сравнению с образцом №6, где наблюдалось локальное укрупнение зерен, в образце №7 таких изменений не выявлено. Ферритные зерна имеют полигональную форму, границы четко выражены, перлитовые прослойки распределены равномерно, без признаков коагуляции или фазовой деградации.

В центральной части металла шва образца №7 структура остается относительно стабильной, но по сравнению с образцом №5, в котором структура была максимально однородной, в образце №7 наблюдается некоторое укрупнение ферритных зерен. В отличие от образца №6, где границы фаз были размыты, а зерна значительно увеличены, в образце №7 границы зерен четкие, а перлитовые прослойки сохраняют пластинчатую морфологию. Однако отмечается увеличение межпластинчатого расстояния перлита, что может свидетельствовать о небольшом замедлении охлаждения по сравнению с образцами №2 и №5.

Корневая часть металла шва образца №7 характеризуется мелкозернистой структурой, схожей с образцами №2 и №5. Однако по сравнению с образцом №6, в котором отмечалось формирование видманштеттовой структуры, в образце №7 такие признаки не выявлены. В отличие от образца №3, где структура корневой части была крупнозернистой с размытостью границ фаз, в образце №7 структура остается равномерной, с четкими границами зерен. Это свидетельствует о контролируемом теплоотводе, способствующем формированию стабильных механических свойств.

Околошовная зона образца №7 демонстрирует умеренные признаки перегрева, но в меньшей степени, чем в образце №6. В верхней части околошовной зоны наблюдаются участки укрупнения ферритных зерен, однако видманштеттовая структура развита слабее, чем в образце №6. В отличие от образца №5, где структура околошовной зоны была наиболее стабильной, в образце №7 отмечается небольшая неравномерность фазового состава, что указывает на слегка увеличенное термическое воздействие во время электродугового воздействия. Нижняя часть околошовной зоны не продемонстрировала значительных изменений, структура остается полигональной, с равномерно распределенными фазами.

Зона термического влияния (ЗТВ) образца №7 демонстрирует высокую степень стабильности, что отличает его от образца №6, где наблюдались укрупнение ферритных зерен и перегрев. В отличие от образца №3, где структура ЗТВ была неоднородной и имела локальные участки перегрева, в образце №7 структура остается равномерной, с четко выраженными границами фаз. Однако по сравнению с образцом №5, который демонстрировал наиболее стабильную микроструктуру, в образце №7 наблюдаются небольшие локальные изменения, свидетельствующие о неравномерности охлаждения в отдельных зонах.



Рисунок 4.15 – Микроструктура образца №8 (увеличение х400)

На рисунке 4.15 представлена микроструктура образца №8 в различных зонах. Образец №8 был выполнен с использованием стандартного флюса АН-42, что делает его контрольным образцом в сравнении с образцами №2, №3, №5, №6 и №7, выполненными с экспериментальным флюсом. Отличие теплофизических свойств флюсов сыграло ключевую роль в формировании структуры соединения: экспериментальный флюс обладает способностью аккумулировать тепло, что обеспечивает более равномерное и медленное охлаждение металла, в то время как электродуговое воздействие под флюсом АН-42 сопровождалась более высокой скоростью охлаждения. Это привело к существенным различиям в микроструктуре шва и околошовной зоны.

Микроструктура облицовочной части образца №8 характеризуется укрупнением ферритных зерен и повышенной дисперсностью перлитных прослоек. В отличие от образцов №2, №5 и №7, где структура оставалась однородной и равномерной, в образце №8 границы зерен выражены четче, а ферритные зерна обладают вытянутой формой, что является следствием интенсивного охлаждения после электродугового воздействия. Перлитовые прослойки распределены неравномерно, их межпластинчатое расстояние меньше, чем в образцах с экспериментальным флюсом, что свидетельствует о более высокой скорости кристаллизации. Это может привести к увеличению хрупкости металла шва, так как в условиях быстрого охлаждения структура приобретает игольчатый характер.

Центральная часть шва образца №8 демонстрирует отчетливую направленность кристаллизации, характерную для неразъемных соединений, подвергшихся быстрому охлаждению. По сравнению с образцами выполненными с экспериментальным флюсом, в данном случае наблюдается уменьшение размеров ферритных зерен. В отличие от образца №5, где структура оставалась наиболее стабильной и однородной, в образце №8 наблюдается более резкая градация размеров зерен, вызванная резким охлаждением ванны.

Перлит в центральной части представлен мелкодисперсными прослойками с высокой степенью измельчения, что отличает его от образцов №3 и №6, где межпластинчатое расстояние перлитных колоний было значительно больше. Это свидетельствует о том, что металл неразъемного соединения подвергся ускоренной закалке вследствие высокой скорости теплоотдачи, что может привести к повышению прочности, но снижению вязкости металла шва.

Корневая часть образца №8 продемонстрировала формирование игольчатых ферритных образований, что свидетельствует о закалочном эффекте вследствие интенсивного отвода тепла. В отличие от образцов №2 и №5, где структура мелкозернистая и равномерная благодаря более контролируемому охлаждению под экспериментальным флюсом, в образце №8 наблюдаются изолированные участки с игольчатыми зернами, напоминающими видманштеттовую структуру. Это объ-

ясняется тем, что флюс АН-42 не обеспечивает достаточной аккумуляции тепла, и металл в данной зоне охлаждается слишком быстро, приводя к избыточному напряженному состоянию структуры. В сравнении с образцом №6, где также развилась видманштеттовая структура, в образце №8 размер зерен меньше, но плотность игольчатых образований выше.

В околошовной зоне образца №8 наблюдается выраженное измельчение зерен, что является следствием высокой скорости охлаждения. В отличие от образцов №2, №5 и №7, где структура оставалась более стабильной и равномерной, в образце №8 присутствует четкое разделение зон перегрева и закалки.

В сравнении с образцом №6, в котором также отмечались укрупнение ферритных зерен и развитие видманштеттовой структуры, в образце №8 наблюдается меньший размер зерен, но более выраженное фазовое различие между перегретыми и закаленными зонами. Это свидетельствует о том, что при использовании флюса АН-42 металл теряет тепло быстрее, что приводит к резкому градиенту механических характеристик между зонами неразъемного соединения.

В зоне термического влияния образца №8 наблюдаются изменения в размере и морфологии зерен феррита, что отличает его от образцов, выполненных под экспериментальным флюсом. В отличие от образцов №2, №5 и №7, где структура оставалась равномерной и слабо подверженной перегреву, в образце №8 наблюдается укрупнение ферритных зерен и выраженная граница между зонами нагрева и закалки. Перлитовые прослойки сохраняют пластинчатую морфологию, но их распределение становится неоднородным, что свидетельствует о более резком градиенте температуры в процессе охлаждения. В сравнении с образцом №6, где также отмечались локальные участки укрупнения зерен, в образце №8 эти изменения выражены более отчетливо, что указывает на интенсивное охлаждение соединения и неравномерное распределение тепла в процессе кристаллизации.

Разработка экспериментального флюса позволила получить неразъемные соединения с микроструктурой, характеризующейся повышенной однородностью и контролируемым распределением фаз. Это подтверждается сравнением с контрольным образцом, выполненным с применением стандартного флюса АН-42.

Микроструктурный анализ показал, что использование экспериментального флюса обеспечивает меньшую степень перегрева металла шва и околошовной зоны, а также снижает вероятность формирования видманштеттовой структуры в критических зонах соединения.

Температурный режим электродугового воздействия с применением экспериментального флюса способствует формированию мелкозернистой ферритноперлитной структуры в корневой части шва, что положительно сказывается на механических характеристиках соединения.

Сравнительное исследование образцов, продемонстрировало, что экспериментальный флюс позволяет достичь более равномерного охлаждения сварочной ванны, предотвращая чрезмерный рост зерен в зоне термического влияния.

Использование экспериментального флюса позволило снизить содержание включений и добиться более четкой границы зерен, что указывает на стабильность термических процессов во время электродугового воздействия.

Для определения механизмов разрушения исследуемых образцов был выполнен фрактографический анализ изломов образцов, прошедших испытание на ударную вязкость. Фрактограммы были получены на растровом электронном микроскопе модели SEM S-3400N.

На рис. 4.16 представлены фрактограммы изломов после испытания на ударную вязкость.

Основным типом структуры изломов полученных неразъемных образцов является общий смешанный характер разрушения, исключение составил образец 8.1, где наблюдается темная мелкодисперсная зеренная структура, соответствующая вязкому разрушению. Зоны зарождения трещины по размерам близки у всех образцов, что задано наличием *U*-образного концентратора. На поверхности изломов всех образцов характерно наличие четырёх зон. В зонах зарождения трещины присутствует ямочная структура (равноосные ямки) – вязкое разрушение, в зонах распространения трещины присутствуют фасетки скола – хрупкое разрушение. Средняя доля хрупкой составляющей в изломах по всем образцам составляет 35,45 %. Наибольшее значение доли хрупкой составляющей присутствует в об-

разце № 2 и составляет 56,23 %. Наименьшее значение доли хрупкой составляющей присутствует в образце № 6 и составляет 18,9 %.



Рис. 4.16 – Фрактограммы изломов после испытания на ударную вязкость

Фрактальная размерность (рис. 4.17) – количественный параметр, характеризующий структурную организацию материала. Большая фрактальная размерность указывает на более упорядоченную структурную организацию.

Среднее значение фрактальной размерности образцов от начала шва и до его конца составляет D = 1,15, при этом самая большая фрактальная размерность наблюдается в образце (2,46 кДж/мм) в конце шва в зоне крупного зерна (околошовный участок 3TB). Из рис. 1.59 видно, что металлу шва характерны низкие значения фрактальной размерности (1,12...1,14) и градиента напряженности, а зоне термического влияния большие значения (1,15...1,16). Интерес представляет и изменение фрактальной размерности от погонной энергии, вводимой дугой (см. рис. 4.17), так при повышении энергии с 1,35 до 1,50 кДж/мм в шве фрактальная размерность прямо пропорционально увеличивается, а в 3TB уменьшается и, наоборот, при дальнейшем увеличении энергии с 1,80 до 2,50 кДж/мм фрактальная размерность в металле шва снижается до минимума, а в 3ТВ возрастает до максимума.



Рис. 4.17. Фрактальная размерность

Диапазон вводимой энергии 1,50...1,80 кДж/мм характерен стабильностью значений фрактальной размерности.

4.5 Анализ деформационных картин и внутренних напряжений полученных образцов

На рисунке 4.18 представлены результаты компьютерной обработки 3D моделей образцов, полученных лазерным сканированием и отображающие общую картину их остаточной деформации. Для образцов с вводимой погонной энергией 2,46-1,35 кДж/мм характерна общая продольная деформация, признаком которой является выгиб образца лицевой стороны с максимумом в поперечной плоскости центральной части шва, причем в образцах W = 2,46 и 1,85 кДж/мм имеется прогиб в направлении обратной стороны. В образце W = 2,46 кДж/мм - превалирует поперечная деформация с максимумами в начале и конце шва. В образцах W = 2,05 и 1,35 кДж/мм наблюдается пропеллерность - поворот поперечного сечения относительно продольной оси, связанный со смешанным характером деформирования. Минимальный уровень деформаций в образцах 4, 6-8. Картина деформирования образцов 4 и 8 схожа по значениям ширины зон с предельными размерами деформации. Наилучший результат достигнут в образце 6.

Таким образом, высокие значения энергии дуги (600А/37В, (2,46 кДж/мм)) при использовании экспериментального флюса приводят к появлению как продольных, так и поперечных деформаций с прогибом до 5 мм. В промежуточном значении вводимой энергии 500А/37В (2,05 кДж/мм) наблюдается сложный характер деформирования, сочетающий как продольные, так и поперечные деформации. При режиме 400А/37В (1,64 кДж/мм) выявлен минимум продольных деформаций и недостаточность сформированности корневого валика. Наиболее рациональным режимом электродугового воздействия тонкостенных деталей, толщиной 5 мм на экспериментальном флюсе с применением керамических подкладок, является 450А/27В (1,35 кДж/мм), позволяющий сформировать полноценный валик, как с лицевой, так и с обратной стороны, удовлетворяющий требования ГОСТ 8713-79-С4, так и минимизировать остаточные деформации конструкции.



Рис. 4.18. Деформационная картина образцов

Результаты диагностики по методу магнитной памяти представлены в таблице. 4.4.

Таблица 4.4 -	Результаты диагностики	по ММП
---------------	------------------------	--------



Продолжение таблицы 4.4.



Как видно из графиков-поверхность |grad Hp| (табл. 4.4) все экспериментальные образцы имеют превышение градиента напряжений по одной из продольных граней пластин. Причиной такого явления может служить перераспреде-
ление напряжений при их релаксации с компенсацией пластической деформацией [140, 162].

Образец 1 имеет наибольшее расхождение по значениям напряженности магнитного поля нормальной и тангенциальной составляющим, при этом градиент поля не превышает критического уровня K = 10 (левый график). Характерным для этого образца распределением градиента напряжений (правый график) является его повышенное значение (15...20 (А/м)/мм) по всей длине шва и околошовной зоны, наличие примыкающей к ней зоны с минимальным градиентом напряжений (2 (А/м)/мм), переходящий к максимальному уровню напряжений ((15...30 А/м)/мм) по кромке исследуемого образца.

Образец 2 по всей длине шва и ЗТВ обладает равным значением градиента напряжений, причем в шве он составляет 2...3 (А/м)/мм на ширину 60 мм. Линии напряженности магнитного поля Нр не превышают 40 А/м (соответствуют напряженности магнитного поля Земли).

В целом для образца 2 характерно равномерное распределение напряжений по всему объему образца 2...5 (А/м)/мм, но по правому краю пластины в начале сканирования выявлен локальный участок с повышенным градиентом напряжений до 100 (А/м)/мм.

Образец 3 также имеет низкие значения градиента напряжений равномерно вдоль линии шва и прилегающей к нему 3TB от 1 до 5 (А/м)/мм) с повышением значения от начала к концу шва. Слева от шва наблюдается волнообразное колебание уровня градиента напряжений с впадиной в центре длины шва и выпуклостями в начале и в конце шва. Слева от шва в конце пластины зафиксирован максимум градиента напряжений вблизи кромки 47 (А/м)/мм).

Подобная картина распределения градиента напряжений наблюдается и в образце 4, за исключением максимума градиента по всей длине левой кромки, составляющий 35-70 (А/м)/мм).

В образце 5 по длине шва имеется повышенный уровень градиента напряжений 8..12 (А/м)/мм), наблюдается снижение его уровня в ЗТВ до 2-3 (А/м)/мм) и волнообразное распределение по правой кромке пластины 2...8 (А/м)/мм), а слева повышение градиента до 30-40 (А/м)/мм).

Образец 6 по линии шва имеет равномерный уровень градиента напряжений, имеющий среднее значение 2...4 (А/м)/мм с резким возрастанием этого параметра по ЗТВ (по 40 мм в сторону от шва) с превышением критического уровня 8...15 (А/м)/мм. Справа от шва по основному металлу градиент напряжений не высок 0...3 (А/м)/мм, а слева по основному металлу от начала сканирования имеется участок равномерного распределения 2...4 (А/м)/мм, заканчивающийся локальным участком с максимумом уровня 55 (А/м)/мм.

Для образца 7 характерно равномерное распределение градиента напряжений по всей правой стороне образца и началу левой, со средним значением 2...3 (А/м)/мм. От середины левой стороны образца и шва до его конца наблюдается рост градиента напряжений до 40 (А/м)/мм.

Образец 8 имеет повышенное значение градиента напряжений по всей дли шва 2-3 (А/м)/мм. Правая пластина имеет среднее значение *dHp/dx* 0...1(А/м)/мм с локальным участком, протяженностью 100 мм от 3TB в основной металл с повышением до 12...15(А/м)/мм. Левая пластина по кромке до 70 (А/м)/мм. Характерно для образца 8 наличие узкой зоны (5...8 мм) вдоль шва (слева и справа от него) с повышенным градиентом напряжений10...12 (А/м)/мм, шириной. Слева такое явление наблюдается еще трижды, с интервалом 10 мм.

На графиках распределения поля *Hp* и интенсивности его изменения *dH/dx* четко просматриваются ЗКН, проявившиеся в швах.

Таким образом, наиболее равномерный уровень градиента напряжений выявлен в образце 2.

В программе ММП-система 3.0 существует возможность построения топограмм распределения градиента напряжений (табл. 4.4), где синим цветом отмечается плоскость критического значения К=15, а красным – области максимума градиента напряжений.

В программе ММП-система 3.0 возможно проведение анализа получаемых прибором ИКН графиков, как в целом по каждому образцу, так и по группе об-

разцов, причем в некоторых выбранных участках. В нашем случае этими участками являются: шов (диапазон расстояния от начала сканирования 90-100 мм) и ЗТВ справа (диапазон расстояния от начала сканирования 70-90 мм) и слева (диапазон расстояния от начала сканирования 100-120 мм) от шва.

На рис. 4.19 и 4.20 приведен результат анализа всех 8 экспериментальных образцов по всей длине (от 0 до 195 мм). Установлено, что для всей группы образцов K_{cp} составляет 9,122, а наибольшее значение $K(x,z)_{max}$ имеет образец 2 - 100,887, а следовательно и параметр *m*, характеризующий предельную деформационную способность материала. При этом, именно в этом образце наблюдается наименьшее расхождение значений m(x,z) и m(x), что подтверждает стабильность свойств металла образца.

Критерии отбор К (x,z) > 0,000 К (x) > 0,000 К (z) > 0,000 К (z) > 0,000	28:	<u>Критерии отб</u> m (x,z) > 0,0 m (x) > 0,0 m (z) >	раковки: 00 00 •	<u>Участок д</u> Начало : Конец :	лины графико 0 195	<u>Сре</u> К (х К (х К (z	дние велич .z) cp = 9,1 .) cp = 1,8 .) cp =	<u>ины:</u> 22 38 -
Имя файла	K(x,z)max	m (x,z)	K (x) max	m (x)	K (z) max	m (z)	Hmin	H max
Образец 1	29,629	3,248	18,875	10,269			-196,1	151,3
Образец 2	100,887	11,060	36,375	19,789			-688,0	293,5
Образец 3	47,316	5,187	35,500	19,313			-259,1	166,9
Образец 4	70,839	7,766	37,875	20,605			-545,3	146,1
Образец 5	60,124	6,591	41,750	22,713			-334,6	143,5
Образец 6	62,736	6,877	33,625	18,293			-336,0	195,1
Образец 7	39,695	4,352	27,625	15,029			-220,6	297,0
Образец 8	64,546	7,076	45,750	24,890			-294,5	336,4

Рисунок 4.19 - Результаты общего компьютерного анализа по 8 экспериментальным образцам



Рисунок 4.20 - Общая m- диаграмма (а) и К- диаграмма (б) по 8 экспериментальным образцам

Для зонального анализа характерно небольшое изменение $K(x,z)_{cp}$ шов (7,103) и ЗТВ справа (7,116) и слева (6,760) от шва (рис. 4.20), подтверждающее равномерность градиента напряжений в этих зонах.

Таблица 4.5 - Результаты анализа по швам и ЗТВ



4.6 Анализ корреляции значений концентрации напряжений, выявленных методом магнитной памяти с величиной напряжений при дифрактографии

На рис. 4.21 приведены результаты измерения остаточных напряжений в локальных зонах соединения (шве – СШ и зоне термического влияния – 3ТВ) посредством рентгеновской дифрактографии.





Как видно, для основного металла остаточные напряжения в поперечном и продольном направлении являются сжимающими. Причем в продольном направлении величина остаточных напряжений в 1,9 раз выше величины остаточных напряжений в поперечном направлении и соответственно составляет 53,47 и 29,92 МПа. Для всех образцов, как в шве, так и в ОШЗ, в продольном направлении напряжения являются растягивающими. В поперечном направлении, в целом выявлены сжимающие остаточные напряжения, исключение составили образец 2 (металл шва и ЗТВ) и металл шва образца 5, где напряжения оказались растягивающими. В топеречном остаточных напряжений в металле шва и ЗТВ, не превышающие 40 МПа, по значению сопоставимым с основным металлом, но с противоположным знаком, то есть растягивающие. Пятый образец также имеет невысокие значения величины остаточных напряжений и полностью соответствующие значения основного металла в продольном и поперечном направлении.

Сравнение результатов измерения величин остаточных напряжений методом МПМ и рентгеновской дифрактометрия, в конкретных областях измерений, удовлетворительно сходятся по характеру изменения. График изменения значений эквивалентного остаточного напряжения и градиентов напряженности магнитного поля, определенным дифрактометрией и ММП в металле шва и зоне термического влияния полученных образцов представлен на рис. 4.22 [163].



1-8 - номер режима электродугового воздействия

Рис. 4.22 - Взаимосвязь эквивалентного остаточного напряжения и градиента напряженности магнитного поля

Как видно из рис. 4.22 общее значение эквивалентного напряжения лежит в диапазоне значений 200,0...300,0 МПа, а градиент напряженности магнитного поля разделился на две группы: для металла шва он составляет диапазон 2,5...5,0 А/м/мм, а для зоны термического влияния 2,5...11,0 А/м/мм. Исключением оказаобразцы 2,46 1,85 кДж/мм, лись И напряжений которых определен низкий уровень остаточных В

30,0...70,0 МПа и градиента напряженности 3,0...5,7 А/м/мм, характерные уровню основного металла.

Известно, что уровень значений, как остаточных напряжений, так и градиента напряженности магнитного поля во многом определяется структурными составляющими, поэтому построен график взаимосвязи фрактальной размерности и градиента напряженности магнитного поля (рис. 4.23) из которого видно, что металлу шва характерны низкие значения фрактальной размерности (1,122...1,142) и градиента напряженности, а зоне термического влияния большие значения (1,15...1,165). Интерес представляет и изменение фрактальной размерности от погонной энергии, вводимой дугой (рис. 4.24), 1.35 так повышении энергии с при ДО 1,5 кДж/мм в шве фрактальная размерность прямо пропорционально увеличивается, а в ЗТВ уменьшается и, наоборот, при дальнейшем увеличении энергии с 1,8 до 2,5 кДж/мм фрактальная размерность в металле шва снижается до минимума, а в ЗТВ возрастает до максимума. Диапазон вводимой энергии 1,5...1,8 кДж/мм характерен стабильностью значений фрактальной размерности.



Рис. 4.23 - Взаимосвязь фрактальной размерности и градиента напряженности



Рис. 4.24 - Изменение фрактальной размерности от погонной энергии дуги

Равновесная, разноориентированная структура металла шва и зоны термического влияния в образцах 2,46 кДж/мм и 1,85 кДж/мм, по-видимому, отражается на значительном снижении внутренних напряжений и градиента напряженности магнитного поля. Возрастание погонной энергии приводит к увеличению аустенитного зерна в металле шва, образованию пластинчатого перлита и рост феррито-перлитных зерен в зоне термического влияния, отражается на изменении фрактальной размерности в зоне термического влияния и металле шва.

4.7 Анализ физико-механических свойств полученных образцов

В табл. 4.6 приведены результаты механических испытаний образцов на статический изгиб, статическое растяжение и ударный изгиб. Как видно из табл. 6 все испытанные образцы обеспечивают механические свойства основного металла (СтЗсп), в отношении предела прочности и относительного удлинения. При этом разрушение образцов произошло как по линии сплавления, так и в основном металле в рабочей части образца, а также в некоторых образцах разрушение произошло по основному металлу вне рабочей зоны. Анализируя диаграммы растяжения, следует отметить образец 6, где сложно определима площадка текучести.

Образец	Ста	гическое рас	тяжение	Стат	ический изги	б	Ударный
							изгиб
	Услов-	Предел	Относитель-	Макси-	Напряже-	Угол	KCU,
	ный	прочно-	ное удлине-	мум	ние при	за-	Дж/см ²
	предел	сти, МПа	ние, %	нагруз-	изгибе,	гиба,	
	текуче-			ки, Н	МΠа	град	
	сти,						
	МПа						
1	241,1	390,8	33,8	1775,6	770,7	135	133,7
2	256,1	388,7	25,5	3628,8	751,3	135	116,9
3	256,4	397,3	31,2	2419,8	787,8	135	83,4
4	267,5	403,9	33,4	5786,2	1486,6	135	85,5
5	254,2	407,7	32,2	2721,1	845,3	135	83,5
6	233,0	419,8	32,5	2680,8	808,5	135	89,4
7	253,7	414,4	33,5	3358,3	889,8	135	101,1
8	238,4	414,7	35,0	3525,4	918,0	135	147,3
ГОСТ	не менее	370-480	не менее	До парал	ллельности ст	юрон	не менее
14637-89	245		26				78

Таблица 4.6 - Результаты определения механических свойств образцов

Как видно из рис. 4.25 наихудшие усредненные по испытуемым образцам показатели пластических и прочностных свойств обнаруживаются у образца 2 ($\sigma_{\rm B}$ = 388 МПа, δ = 25,5%), не обеспечивая минимальные требования ГОСТ 14637-89 к основному металлу по относительному удлинению. Наилучшие показатели обеспечиваются в образцах: 6 ($\sigma_{\rm B}$ = 419,8 МПа, δ = 32,5%), 7 ($\sigma_{\rm B}$ = 414,4 МПа, δ = 33,5%), и 8 ($\sigma_{\rm B}$ = 414,7 МПа, δ = 35%).



Рисунок 4.25 – Усредненные значения показателей механических свойств

образцов

В ходе испытаний на статический изгиб все образцы загнуты до максимально возможного угла в 135 градусов (без образования параллельных граней) без появления трещин, расслоений и других дефектов.

По усредненным значениям ударной вязкости лучшие показатели в образцах 8, 1 и 2 (соответственно 147,3, 133,7, 116,9 Дж/см²), остальные имеют 83-100 Дж/см².

На рис. 4.26 представлены графики распределения микротвердости.



Рисунок 4.26 – График распределения микротвердости.

Наибольшее значение микротвердости в металле шва и ЗТВ наблюдается у образца № 6, и составляет 266 единиц HV в металле шва, 231 единицы HV в зоне термического влияния. Наименьшее значение микротвердости в металле шва наблюдается в образце № 2 и составляет 173 единицы HV. Наименьшую микротвердость ЗТВ показал образец № 8, значение составило 174 единицы HV.

4.8 Планирование эксперимента оптимизации режимов электродугового воздействия

Для получения оптимального диапазона режимов электродугового воздействия проводились эксперименты, суть которых состоит в построении диаграмм и моделей, которые дают понимание влияния режимов на значения геометрических параметров, физико-механических свойств и структурной организации. При этом устанавливались зависимости между входными и выходными параметрами. Данная задача решалась с помощью экспериментально-статистических методов.

Входными параметрами (X1, X2), являются режимы электродугового воздействия, а именно ток и напряжение на дуге, а выходными (Y1, Y2, Yi) – геометрические параметры шва, физико-механические свойства и структурная организация.

Найдем решение аналитически, используя встроенные инструменты анализа в пакете Excel. Для начала установим зависимость геометрических параметров, таких как ширина шва и высота шва.

X1	X2	Y1
Ток, А	Напряжение на дуге, В	Ширина шва, мм
600	37	15,9
600	37	18
500	37	17,4
400	37	14
450	37	15
450	27	12,5
500	27	12,5

Таблица 4.7 - Матрица планирования эксперимента

В таблице 4.7 представлена матрица планирования, где входными параметрами являются ток (X1) и напряжение на дуге (X2), а выходным параметром – ширина шва (Y1). Сопоставление полученных данных показало, что при увеличении тока ширина шва увеличивается. Так, при токе 400 А ширина шва составляла 14 мм, а при максимальном значении тока 600 А – 18 мм. Это указывает на то, что режим электродугового воздействия напрямую влияет на формирование геометрии шва, определяя его поперечные размеры.

В таблице 4.8 представлены основные параметры регрессии, оценивающие качество полученной математической модели, описывающей зависимость ширины шва от входных параметров. Значение множественного коэффициента корреляции (R = 0.906) свидетельствует о высокой степени связи между независимыми переменными (током и напряжением) и зависимой переменной (шириной шва).

Значение R-квадрат (0.821) показывает, что около 82% вариации ширины шва объясняется изменением входных параметров, что подтверждает высокую адекватность модели. Нормированный R-квадрат (0.731) учитывает количество наблюдений и корректирует оценку R-квадрата, оставаясь достаточно высоким. Стандартная ошибка равна 1.14, что относительно невелико по сравнению с измеренными значениями ширины шва (от 12.5 мм до 18 мм), указывая на хорошее соответствие модели экспериментальным данным.

Таблица 4.8 – Суммарная статистика по результатам расчета регрессии ширины шва в Excel

Множественный R	0,906
R-квадрат	0,821
Нормированный R-квадрат	0,731
Стандартная ошибка	1,141
Наблюдения	7

Таблица 4.9 – Дисперсионный анализ

	df	SS	MS	F	Значимость F
Регрессия	2	23,848	11,924	9,157	0,032
Остаток	4	5,208	1,302		
Итого	6	29,057			

В таблице 4.9 представлена дисперсионная оценка значимости модели, основанная на расчете критерия F. Регрессионная модель имеет значение F = 9.157 при значимости F = 0.032, что меньше стандартного уровня значимости 0.05. Это указывает на статистически значимую связь между независимыми переменными и шириной шва. Модель демонстрирует высокую степень точности и может быть использована для прогнозирования ширины шва при изменении режимов электродугового воздействия.

			t-	Р-		Bepx-
	Коэффициен-	Стандарт-	статисти-	Значе-	Ниж-	ние
	ты	ная ошибка	ка	ние	ние 95%	95%
Y-						
пересече-						
ние	-2,112	4,059	-0,520	0,630	-13,384	9,158
Переменная						
X 1	0,0131	0,006	2,100	0,103	-0,004	0,030
Переменная						
X 2	0,310	0,097	3,164	0,034	0,038	0,581

Таблица 4.10 – Значения коэффициентов уравнения регрессии

Итак, нами получено уравнение y = b0 + b1 * x1 + b2 * x2 множественной регрессии, коэффициенты которого bi формально показывают, как и в каком направлении действуют исследуемые факторы xi и насколько изменение функции объясняется влиянием именно этих факторов.

Уравнение имеет вид:

$$Y1 = -2.1129 + 0.01314X1 + 0.31X2$$

Анализ коэффициентов показал, что ширина шва существенно зависит от напряжения на дуге (коэффициент 0.31, P = 0.034), тогда как влияние тока значительно меньше (коэффициент 0.013, P = 0.103) и не достигает статистической значимости. Это указывает на необходимость более точного контроля напряжения для обеспечения стабильной ширины шва.

По полученному уравнению регрессии построен график (рисунок 4.27), отображающий зависимость ширины шва от режимов электродугового воздействия.

Увеличение тока оказывает незначительное положительное влияние на ширину шва, что выражается в сравнительно небольшом наклоне линии регрессии относительно оси Х. Напряжение на дуге оказывает значительно более выраженное влияние на ширину шва, о чем свидетельствует крутой наклон линии при изменении напряжения. Это подтверждается значимостью коэффициента b2=0.31 (P < 0.05), что указывает на необходимость тщательного подбора напряжения при настройке режимов электродугового воздействия.



Рисунок 4.27 - График зависимости ширины шва из уравнения регрессии для электродугового воздействия на пластины толщиной 5 мм от режимов

Максимальные значения ширины шва (до 18 мм) достигаются при высоких значениях тока (600 A) и напряжении (37 B), в то время как минимальные значения (12.5 мм) наблюдаются при низком токе и напряжении (450 A и 27 B соответственно). Это объясняется тем, что увеличение напряжения приводит к увеличению объема расплавленного металла в ванне и расширению зоны плавления, что в свою очередь формирует более широкий шов. Таким образом, для получения неразъемных соединений с требуемой шириной шва необходимо контролировать напряжение на дуге, что позволит обеспечить необходимую геометрию неразъемного соединения.

X1	X2	Y2
Ток, А	Напряжение на дуге, В	Высота шва, мм
600	37	1
600	37	0
500	37	2
400	37	0,5
450	37	0,5
450	27	1
500	27	2

Таблица 4.11 - Матрица планирования эксперимента

В таблице 4.11 представлены экспериментальные данные, отражающие влияние режимов электродугового воздействия на высоту шва (Y2). В качестве входных параметров использованы ток и напряжение на дуге. Высота шва варьировалась от 0 до 2 мм в зависимости от применяемого тока и напряжения. Установлено, что наибольшие значения высоты шва (2 мм) достигаются при токе 500 A и напряжении 27 В. Наименьшая высота наблюдается при токе 400 A и напряжении 37 В (0.5 мм), что указывает на существенное влияние режимов электродугового воздействия на геометрические параметры неразъемного соединения.

Таблица 4.12 – Суммарная статистика по результатам расчета регрессии ширины шва в Excel

Множественный R	0,448
R-квадрат	0,200
Нормированный R-квадрат	-0,198
Стандартная ошибка	0,836
Наблюдения	7

Таблица 4.12 содержит суммарные статистические показатели регрессии, описывающей зависимость высоты шва от входных параметров. Коэффициент множественной корреляции (R = 0.448) и R-квадрат (0.200) указывают на низкую степень соответствия модели. Это означает, что лишь 20% изменчивости высоты шва объясняется изменением значений тока и напряжения, что указывает на слабую адекватность модели. Нормированный R-квадрат имеет отрицательное значение (-0.198), что свидетельствует о необходимости учета дополнительных факторов.

	df	SS	MS	F	Значимость F
Регрессия	2	0,703	0,351	0,502	0,639
Остаток	4	2,796	0,699		
Итого	6	3,500			

Таблица 4.13 – Дисперсионный анализ

Результаты дисперсионного анализа, представленные в таблице 4.13, подтверждают низкую значимость модели. Значение F = 0.502 и высокое значение уровня значимости F (0.639) свидетельствуют о том, что влияние параметров режима электродугового воздействия на высоту шва незначительно. Это может быть связано с особенностями процесса.

			t-			
	Коэффици-	Стандарт-	стати-		Нижние	Верхние
	енты	ная ошибка	стика	Р-Значение	95%	95%
Y-						
пересече-						
ние	3,275564	2,974994	1,101032	0,332684	-4,98434	11,53547
Переменная						
X 1	0,000301	0,004586	0,065583	0,950857	-0,01243	0,013033
Переменная						
X 2	-0,07105	0,07178	-0,98987	0,378273	-0,27035	0,12824

Таблица 4.14 – Значения коэффициентов уравнения регрессии

Итак, нами получено уравнение y = b0 + b1 * x1 + b2 * x2 множественной регрессии, коэффициенты которого bi формально показывают, как и в каком направлении действуют исследуемые факторы xi и насколько изменение функции, объясняется влиянием именно этих факторов.

Уравнение имеет вид:

Y2 = 3.2756 + 0.000301X1 - 0.07105X2

Влияние тока и напряжения на высоту шва оказалось статистически незначимым (P > 0.05), что говорит о слабой зависимости высоты от этих параметров. Несмотря на это, при увеличении напряжения высота шва имеет тенденцию к снижению, что может объясняться изменением формы ванны.

По полученному уравнению регрессии построен график (рисунок 4.28), отображающий зависимость высоты шва от режимов электродугового воздействия.



Рисунок 4.28 – График зависимости высоты шва из уравнения регрессии для электродугового воздействия на пластины толщиной 5 мм от режимов

График показывает, что высота шва слабо зависит от изменения тока, так как соответствующая линия регрессии практически параллельна оси абсцисс. Это указывает на то, что изменение тока в диапазоне 400–600 А не оказывает значимого влияния на высоту шва. В то же время, напряжение на дуге оказывает отрицательное влияние на данный параметр. Снижение высоты шва при увеличении напряжения объясняется перераспределением расплавленного металла в ванне, что приводит к уменьшению высоты усиления шва и формированию более плоской геометрии.

Максимальные значения высоты шва (2 мм) достигаются при низком напряжении и среднем токе (500 A и 27 B), а минимальные значения (0.5 мм) наблюдаются при высоком напряжении (37 B), что подтверждает отрицательное влияние напряжения на формирование высоты шва.

Далее установим зависимость физико-механических свойств, таких как предел текучести, предел прочности, относительное удлинение и KCU.

X1	X2	Y3
Ток, А	Напряжение на дуге, В	Предел текучести, Мпа
600	37	241,1
600	37	256,1
500	37	256,4
400	37	267,5
450	37	254,2
450	27	233
500	27	253,7

Таблица 4.15 – Матрица планирования эксперимента

Таблица 4.15 включает в себя результаты измерений предела текучести (Y3) в зависимости от входных параметров: тока и напряжения на дуге. Предел текучести варьируется от 233 до 267.5 МПа. Наблюдается тенденция увеличения предела текучести при снижении тока. При напряжении 37 В и токе 400 А предел текучести достигает максимального значения (267.5 МПа), что говорит о формировании более плотной структуры в зоне шва. Напротив, при максимальном токе (600 А) предел текучести снижается до 241.1 МПа.

Таблица 4.16 – Суммарная статистика по результатам расчета регрессии ширины шва в Excel

Множественный R	0,641
R-квадрат	0,410
Нормированный R-квадрат	0,115
Стандартная ошибка	10,608
Наблюдения	7

Множественный коэффициент корреляции (R = 0.641) указывает на среднюю степень связи между параметрами режима и пределом текучести. R-квадрат равен 0.410, что говорит о том, что около 41% изменчивости предела текучести объясняется изменением тока и напряжения. Нормированный R-квадрат (0.115) также подтверждает, что модель является лишь частично объясняющей.

	df	SS	MS	F	Значимость F
Регрессия	2	313,263	156,631	1,391	0,347
Остаток	4	450,125	112,531		
Итого	6	763,388			

Таблица 4.17 – Дисперсионный анализ

Результаты дисперсионного анализа (таблица 4.17) показывают, что модель не является статистически значимой (значение F = 1.39 и значимость F = 0.347). Это может быть связано с влиянием структурных изменений, которые не учитываются в данной модели.

Таблица 4.18 – Значения коэффициентов уравнения регрессии

			t-	<i>P</i> -		
	Коэффици-	Стандарт-	стати-	Значе-	Нижние	Верхние
	енты	ная ошибка	стика	ние	95%	95%
Y-						
пересече-						
ние	234,3398	37,74047	6,209246	0,003423	129,5555	339,1242
Перемен-						
ная Х 1	-0,05941	0,058176	-1,02128	0,364862	-0,22093	0,102108
Перемен-						
ная Х 2	1,378947	0,910592	1,514341	0,204506	-1,14926	3,907157

Итак, нами получено уравнение y = b0 + b1 * x1 + b2 * x2 множественной регрессии, коэффициенты которого bi формально показывают, как и в каком направлении действуют исследуемые факторы xi и насколько изменение функции объясняется влиянием именно этих факторов.

Уравнение имеет вид:

Y3 = 234.3398 - 0.05941X1 + 1.3789X2

Напряжение на дуге (коэффициент 1.38, P = 0.205) оказывает положительное влияние на предел текучести, тогда как увеличение тока способствует его снижению (коэффициент -0.059, P = 0.365). Хотя влияние напряжения не достигает уровня статистической значимости, наблюдаемая тенденция указывает на его доминирующую роль в формировании прочностных характеристик.

По полученному уравнению регрессии построен график (рисунок 4.29), отображающий зависимость условного предела текучести от режимов электродугового воздействия.



Рисунок 4.29 - График зависимости условного предела текучести из уравнения регрессии для электродугового воздействия на пластины толщиной 5 мм от режимов

График показывает, что увеличение тока приводит к снижению предела текучести, а увеличение напряжения, напротив, повышает данный параметр. Это объясняется тем, что при высоких значениях тока наблюдается интенсивное тепловое воздействие, способствующее росту зерен в зоне термического влияния и ухудшению прочностных характеристик шва. В то же время повышение напряжения приводит к более плавному нагреву и медленному остыванию, что формирует мелкозернистую структуру с высоким пределом текучести.

Максимальные значения предела текучести (267.5 МПа) достигаются при минимальном токе (400 A) и высоком напряжении (37 B), что свидетельствует о необходимости использования более низких токов для повышения прочностных характеристик неразъемного соединения.

X1	X2	Y4
Ток, А	Напряжение на дуге, В	Предел прочности, МПа
600	37	390,8
600	37	388,7
500	37	397,3
400	37	403,9
450	37	407,7
450	27	419,8
500	27	414,4

Таблица 4.19 - Матрица планирования эксперимента

Таблица 4.19 содержит экспериментальные данные по пределу прочности (Y4) в зависимости от входных параметров режима электродугового воздействия: тока и напряжения на дуге. Предел прочности варьируется в диапазоне от 388.7 до 419.8 МПа. Наблюдается, что при низком токе (400 A) и высоком напряжении (37 B) предел прочности достигает максимального значения (403.9 МПа). При увеличении напряжения и снижении тока предел прочности остается высоким. Максимальное значение предела прочности наблюдается при токе 450 A и напряжении 27 B, что свидетельствует о формировании благоприятной структуры шва при таких параметрах. При высоких значениях тока (600 A) предел прочности снижается до 388.7 МПа, что может быть связано с увеличением зоны термического влияния и возникновением структурных дефектов в металле.

Таблица 4.20 – Суммарная статистика по результатам расчета регрессии ширины шва в Excel

Множественный R	0,976
R-квадрат	0,953
Нормированный R-квадрат	0,929
Стандартная ошибка	3,103
Наблюдения	7

Суммарные показатели регрессии, представленные в таблице 4.20, показывают высокую степень адекватности модели. Значение множественного R (0.976) и R-квадрат (0.953) указывают на то, что 95.3% изменчивости предела прочности объясняется изменением тока и напряжения на дуге. Нормированный R-квадрат (0.929) также подтверждает высокое качество модели, учитывающее большинство вариаций данных. Низкая стандартная ошибка (3.103) по сравнению с измеренными значениями свидетельствует о высокой точности предсказания.

	df	SS	MS	F	Значимость F
Регрессия	2	782,024	391,012	40,593	0,002
Остаток	4	38,529	9,632		
Итого	6	820,554			

Дисперсионный анализ, представленный в таблице 4.21, показывает, что модель является статистически значимой. Значение критерия F (40.593) и значимость F (0.002) указывают на то, что влияние входных параметров (ток и напряжение) на предел прочности является статистически значимым. Это подтверждает, что выбранные параметры электродугового воздействия оказывают существенное влияние на прочностные характеристики шва.

Таблица 4.22 – Значения коэффициентов уравнения регрессии

				<i>P</i> -		
	Коэффици-	Стандарт-	t-	Значе-	Нижние	Верхние
	енты	ная ошибка	статистика	ние	95%	95%
Y-						
пересечение	502,0796	11,04177	45,47094	1,4E-06	471,4228	532,7365
Переменная Х						
1	-0,08553	0,017021	-5,02534	0,007358	-0,13279	-0,03828
Переменная Х						
2	-1,64263	0,266413	-6,16573	0,003513	-2,38231	-0,90295

Итак, нами получено уравнение y = b0 + b1 * x1 + b2 * x2 множественной регрессии, коэффициенты которого bi формально показывают, как и в каком направлении действуют исследуемые факторы xi и насколько изменение функции объясняется влиянием именно этих факторов.

Уравнение имеет вид:

Y4 = 502.0796-0.08553X1-1.6426X2

Анализ предела прочности показал, что как ток, так и напряжение на дуге оказывают значительное отрицательное влияние на прочность шва (Р < 0.05). Это указывает на необходимость минимизации этих параметров для улучшения прочностных характеристик неразъемного соединения.

По полученному уравнению регрессии построен график (рисунок 4.30), отображающий зависимость предела прочности от режимов электродугового воздействия.



Рисунок 4.30 - График зависимости предела прочности из уравнения регрессии для электродугового воздействия на пластины толщиной 5 мм от режимов

На графике отчетливо видно, что увеличение как тока, так и напряжения приводит к снижению предела прочности. Это подтверждается отрицательными значениями коэффициентов при X1 и X2. Основное снижение предела прочности происходит за счет увеличения напряжения на дуге, что объясняется ростом крупнозернистой структуры в шве и увеличением вероятности образования пористости и других дефектов.

Максимальные значения предела прочности наблюдаются при низких значениях тока (400–450 A) и напряжении (27 B), что указывает на необходимость применения низкоэнергетических режимов электродугового воздействия для обеспечения высокой прочности соединений.

X1	X2	Y5
Ток, А	Напряжение на дуге, В	Относительное удлинение, %
600	37	33,8
600	37	25,5
500	37	31,2
400	37	33,4
450	37	32,2
450	27	32,5
500	27	33,5

Таблица 4.23 - Матрица планирования эксперимента

В таблице 4.23 представлены данные по относительному удлинению (Y5) неразъемного соединения, выраженному в процентах. Относительное удлинение варьируется от 25.5% до 33.8%, что указывает на значительное изменение пластичности материала в зависимости от режимов электродугового воздействия. Наибольшее значение относительного удлинения наблюдается при токе 600 A и напряжении 37 B (33.8%), а наименьшее – при тех же параметрах, но с уменьшением напряжения до 27 B (25.5%). Это говорит о том, что при высоком напряжении материал демонстрирует большую пластичность.

Таблица 4.24 – Суммарная статистика по результатам расчета регрессии ширины шва в Excel

Множественный R	0,525
R-квадрат	0,276
Нормированный R-квадрат	-0,086
Стандартная ошибка	3,012
Наблюдения	7

В таблице 4.24 представлены показатели, указывающие на слабую адекватность модели. Множественный коэффициент корреляции (R = 0.525) и R-квадрат (0.276) указывают на то, что лишь 27.6% изменчивости относительного удлинения объясняется изменением параметров процесса. Нормированный R-квадрат имеет отрицательное значение (-0.086), что указывает на необходимость доработки модели или включения дополнительных факторов.

	105	T	U	
Гаолица	4.25 -	Диспе	рсионныи	анализ
1		7 1		

	df	SS	MS	F	Значимость F
Регрессия	2	13,823	6,911	0,762	0,524
Остаток	4	36,290	9,072		
Итого	6	50,114			

Результаты дисперсионного анализа подтверждают низкую значимость модели. Значение F = 0.762 и высокое значение уровня значимости F (0.524) указывают на то, что влияние тока и напряжения на относительное удлинение незначительно.

Таблица 4.26 – Значения коэффициентов уравнения регрессии

			t-			
	Коэффи-	Стандарт-	стати-		Нижние	Верхние
	циенты	ная ошибка	стика	Р-Значение	95%	95%
Y-						
пересече-						
ние	44,16865	10,71613	4,121698	0,014592	14,4159	73,92139
Переменная						
X 1	-0,01672	0,016519	-1,01231	0,368651	-0,06258	0,029141
Переменная						
X 2	-0,11947	0,258556	-0,46208	0,668038	-0,83734	0,598393

Итак, нами получено уравнение y = b0 + b1 * x1 + b2 * x2 множественной регрессии, коэффициенты которого bi формально показывают, как и в каком направлении действуют исследуемые факторы xi и насколько изменение функции объясняется влиянием именно этих факторов.

Уравнение имеет вид:

Y5 = 44.1686-0.01672X1-0.1195X2

Полученные коэффициенты показывают, что влияние как тока, так и напряжения на относительное удлинение является слабым и статистически незна-

чимым (P > 0.05). Это свидетельствует о том, что на пластичность шва в большей степени влияют другие, неучтенные факторы, такие как скорость охлаждения или структура материала.

По полученному уравнению регрессии построен график (рисунок 4.31), отображающий зависимость относительного удлинения от режимов электродугового воздействия.



Рисунок 4.31 - График зависимости относительного удлинения из уравнения регрессии для электродугового воздействия на пластины толщиной 5 мм от

режимов

График показывает, что увеличение как тока, так и напряжения приводит к снижению относительного удлинения. Однако степень влияния обоих факторов невелика, что указывает на стабильность пластичности неразъемного соединения при изменении режимов электродугового воздействия. Это объясняется тем, что относительное удлинение больше зависит от химического состава металла и условий его охлаждения, чем от режимов электродугового воздействия.

Минимальные значения удлинения (25.5%) достигаются при максимальном токе (600 A) и высоком напряжении (37 B), что указывает на снижение пластичности при высоких энергиях электродугового воздействия.

X1	X2	Y6
Ток, А	Напряжение на дуге, В	КСU, Дж/см ²
600	37	133,7
600	37	116,9
500	37	83,4
400	37	85,5
450	37	83,5
450	27	89,4
500	27	101,1

Таблица 4.27 - Матрица планирования эксперимента

Таблица 4.27 отражает результаты по ударной вязкости (КСU) неразъемных соединений в зависимости от режима электродугового воздействия. Значения КСU изменяются от 83.4 до 133.7 Дж/см². Максимальная ударная вязкость (133.7 Дж/см²) наблюдается при токе 600 А и напряжении 37 В, что свидетельствует о формировании более вязкой структуры металла. Минимальное значение (83.4 Дж/см²) было зафиксировано при токе 500 А и напряжении 37 В. Это может указывать на наличие структурных неоднородностей в металле при снижении тока.

Таблица 4.28 – Суммарная статистика по результатам расчета регрессии ширины шва в Excel

Множественный R	0,881
R-квадрат	0,777
Нормированный R-квадрат	0,665
Стандартная ошибка	11,291
Наблюдения	7

Суммарные показатели регрессии показывают высокую степень адекватности модели (R = 0.881, R-квадрат = 0.777). Это указывает на то, что 77.7% изменчивости ударной вязкости объясняется изменением параметров режима электродугового воздействия. Нормированный R-квадрат (0.665) также указывает на достаточную точность модели. Стандартная ошибка равна 11.29, что относительно велико, однако учитывая широкий диапазон измеренных значений KCU, модель остается допустимой для использования.

	df	SS	MS	F	Значимость F
Регрессия	2	1776,889	888,444	6,968	0,049
Остаток	4	510,004	127,501		
Итого	6	2286,894			

Таблица 4.29 – Дисперсионный анализ

Дисперсионный анализ (таблица 4.29) подтверждает статистическую значимость модели. Значение F = 6.968 и уровень значимости F = 0.049 указывают на то, что модель может быть использована для прогнозирования значений ударной вязкости швов при различных режимах электродугового воздействия. Коэффициенты регрессии показывают, что увеличение тока увеличивает KCU, в то время как напряжение оказывает небольшое отрицательное влияние.

Таблица 4.30 – Значения коэффициентов уравнения регрессии

	Коэффи-	Стандарт-	t-		Нижние	Верхние
	циенты	ная ошибка	статистика	Р-Значение	95%	95%
Y-						
пересече-						
ние	-6,13782	40,17238	-0,15279	0,885964	-117,674	105,3986
Перемен-						
ная Х 1	0,228496	0,061924	3,689927	0,02102	0,056567	0,400426
Перемен-						
ная Х 2	-0,26474	0,969269	-0,27313	0,798275	-2,95586	2,426386

Итак, нами получено уравнение y = b0 + b1 * x1 + b2 * x2 множественной регрессии, коэффициенты которого bi формально показывают, как и в каком направлении действуют исследуемые факторы xi и насколько изменение функции объясняется влиянием именно этих факторов.

Уравнение имеет вид:

$$Y6 = -6.1378 + 0.2285X1 - 0.2647X2$$

Значительное влияние на ударную вязкость оказывает ток (коэффициент 0.229, P = 0.021), тогда как напряжение на дуге практически не влияет на этот параметр (коэффициент -0.265, P = 0.798). Это подтверждает, что повышение тока улучшает ударную вязкость шва.

По полученному уравнению регрессии построен график (рисунок 4.32), отображающий зависимость KCU от режимов электродугового воздействия.



Рисунок 4.32 - График зависимости КСU из уравнения регрессии для электродугового воздействия на пластины толщиной 5 мм от режимов

Анализ показывает, что увеличение силы тока приводит к значительному росту ударной вязкости, что связано с улучшением микроструктуры и повышением прочности шва при динамических нагрузках. Напротив, увеличение напряжения оказывает отрицательное влияние, что обусловлено формированием крупнозернистой структуры с низкой вязкостью.

Максимальные значения ударной вязкости (133.7 Дж/см²) наблюдаются при высоком токе и низком напряжении, что подтверждает необходимость поддержания высокой силы тока при минимально возможном напряжении для обеспечения высокой вязкости.

Далее установим зависимость структурной организации, а именно полученных значений фрактальной размерности.

X1	X2	Y7
Сила тока, А	Напряжение на дуге, В	Фрактальная размерность
600	37	1,1327
500	37	1,1412
450	37	1,1488
450	27	1,1405
500	27	1,1364

Таблица 4.31 - Матрица планирования эксперимента

Таблица 4.31 описывает влияние режима электродугового воздействия на фрактальную размерность (Y7) зоны шва, которая характеризует структурную неоднородность. Значения фрактальной размерности изменяются в узком диапазоне от 1.1327 до 1.1488. Наибольшее значение (1.1488) наблюдается при силе токе 450 А и напряжении 37 В, что свидетельствует о формировании более сложной структуры в шве. Наименьшее значение (1.1327) фиксируется при максимальном токе 600 А и напряжении 37 В.

Таблица 4.32 – Суммарная статистика по результатам расчета регрессии ширины шва в Excel

Множественный R	0,987
R-квадрат	0,974
Нормированный R-квадрат	0,948
Стандартная ошибка	0,001
Наблюдения	5

Суммарные показатели регрессии показывают очень высокую степень адекватности модели (R = 0.987, R-квадрат = 0.974). Это означает, что 97.4% изменчивости фрактальной размерности объясняется изменением входных параметров. Нормированный R-квадрат (0.948) и низкая стандартная ошибка (0.0014) указывают на высокую точность модели.

Дисперсионный анализ подтверждает высокую значимость модели. Значение F = 37.656 и уровень значимости F = 0.026 свидетельствуют о высокой адекватности модели и о том, что изменение силы тока и напряжения существенно влияет на фрактальную размерность, что, в свою очередь, определяет структуру шва.

	df	SS	MS	F	Значимость F
Регрессия	2	0,000142	7,08E-05	37,656	0,026
Остаток	2	3,76E-06	1,88E-06		
Итого	4	0,000145			

Таблица 4.33 – Дисперсионный анализ

Таблица 4.34 – Значения коэффициентов уравнения регрессии

			t-			
	Коэффи-	Стандарт-	стати-		Нижние	Верхние
	циенты	ная ошибка	стика	Р-Значение	95%	95%
Y-						
пересече-						
ние	1,16881	0,006047	193,2961	2,68E-05	1,142793	1,194827
Перемен-						
ная Х 1	-0,0001	1,21E-05	-8,45467	0,013703	-0,00015	-5E-05
Перемен-						
ная Х 2	0,00067	0,000135	4,967251	0,038221	8,96E-05	0,00125

Итак, нами получено уравнение y = b0 + b1 * x1 + b2 * x2 множественной регрессии, коэффициенты которого bi формально показывают, как и в каком направлении действуют исследуемые факторы xi и насколько изменение функции объясняется влиянием именно этих факторов.

Уравнение имеет вид:

Y7 = 1.1688 - 0.000102X1 + 0.00067X2

Оба параметра режима электродугового воздействия оказывают статистически значимое влияние на фрактальную размерность. Увеличение силы тока снижает сложность структуры шва (коэффициент -0.0001, P = 0.014), а напряжение, напротив, способствует её увеличению (коэффициент 0.00067, P = 0.038). Это указывает на необходимость комплексного подхода к выбору режимов для контроля микроструктуры неразъемного соединения. По полученному уравнению регрессии построен график (рисунок 4.33), отображающий зависимость фрактальной размерности от режимов электродугового воздействия.



Рисунок 4.33 - График зависимости фрактальной размерности из уравнения регрессии для электродугового воздействия на пластины толщиной 5 мм от

режимов

График демонстрирует, что увеличение силы тока приводит к снижению фрактальной размерности, а увеличение напряжения — к её росту. Это свидетельствует о том, что при высоких значениях тока структура шва становится менее сложной, а высокое напряжение, напротив, приводит к увеличению фрактальной размерности, что указывает на рост неоднородности и дефектности шва.

В ходе проведенных опытов по плану (матрице) эксперимента получены значения выходных величин $Y_1...Y_7$, приведенные в табл. 4.35, где также указаны минимальные, максимальные и средние значения этих параметров.

Ho-	X_1	X_2	Y_1	Y_2	Y_3	Y_4	Y_5	Y_6	Y_7
мер	Сила	Напря-	Ширина	Высота	Предел	Предел	Относи-	KCU,	Фрак-
опы-	тока,	жение на	шва, мм	усиле-	текуче-	прочно-	тельное	Дж/м ²	тальная
та	Α	дуге, В		ния,	сти, МПа	сти, МПа	удлинение,		размер-
				MM			%		ность
1	600	37	15,9	1	241,1	390,8	33,8	133,7	-
2	600	37	18	0	256,1	388,7	25,5	116,9	1,1327
3	500	37	17,4	2	256,4	397,3	31,2	83,4	1,1412
4	400	37	14	0,5	267,5	403,9	33,4	85,5	-
5	450	37	15	0,5	254,2	407,7	32,2	83,5	1,1488
6	450	27	12,5	1	233	419,8	32,5	89,4	1,1405
7	500	27	12,5	2	253,7	414,4	33,5	101,1	1,1364
Мин	нимальн	ые, максима	льные и сре	едние знач	ения выход	ных парамет	гров, получени	ных в ход	е опытов
Минимальное значение		12,5	0	233	388,7	25,5	83,4	1,1327	
Среднее значение		15,04285	1	251,7142	403,2285	21 7295714	99,071	1 12002	
		714	714		714	51,7285714	43	1,13992	
Макси	мально	е значение	18	2	267,5	419,8	33,8	133,7	1,1488

Таблица 4.35 Результат планирования эксперимента

Оптимизация выходных параметров Y_1 и Y_2 (ширина шва и высота усиления) должна быть обеспечена диапазоном значений, исходя из ГОСТ 8713–79 «Сварка под флюсом. Соединения сварные. Основные типы, конструктивные элементы и размеры» применительно к соединению С4 с толщиной соединяемых деталей 5 мм, а параметров $Y_3...Y_6$ (механические свойства) – ГОСТ 535–2005 «Прокат сортовой и фасонный из стали углеродистой обыкновенного качества», для обеспечения равенства свойств основного металла и металла шва. Значение параметра Y_7 назначено из наилучшего результата, полученного в ходе эксперимента и соответствует параметру фрактальной размерности основного металла (табл. 4.36).

Таблица 4.36 Пределы варьирования входных параметров и диапазон необходимых значений выходных параметров

Предели	Ы								
варьирова	ния								
входных пара	метров								
X_1	X_2	Y_1	Y_1 Y_2 Y_3 Y_4 Y_5 Y_6						
По экспериментальным				Πο Γ(сновного	Наилучшее			
панным	r and a second s	По ГОСТ 8713-79		11010	из экспери-				
данным	1				Met	aJIJIa		мента	
450600	3040	Не более 23	0,52, 5	Не менее 245	37048 0	Не менее 26	Не менее 78	1,1555	

Итак, в ходе проведения экспериментальных исследований получена система из семи уравнений регрессии (табл. 4.37). Математическое решение системы уравнений сложный процесс, поэтому применили способ графического поиска диапазона рациональных параметров режима электродугового воздействия.

Принятый вид	Коэффи	циенты ура	Диапа	Диапазон выходных				
уравнения		регрессии		Π	параметров			
	b_0	b_1	b_2	<i>Y</i> _{min}	У	<i>y</i> _{max}		
$Y_1 = -2,1129 + 0,01314X_1 + 0,31X_2$	2,1129	-0,01324	0,31	12	13	23		
$Y_2 = 3,2756 + 0,000301X_1 - 0,07105X_2$	-3,2756	-0,000301	-0,07105	0,5	1,5	2,5		
$Y_3 = 234,33980,05941X_1 + 1,3789X_2$	-234,3398	0,05941	1,3789	245	250	268		
$Y_4 = 502,07960,08553X_1 - 1,6426X_2$	-502,0796	0,08553	-1,6426	370	410	480		
$Y_5 = 44,16860,01672X_1 - 0,1195X_2$	-44,1686	0,01672	-0,1195	26	30	34		
$Y_6 = -6,1378 + 0,2285X_10,2647X_2$	6,1378	-0,2285	-0,2647	78	130	150		
$Y_7 = 1,1688 - 0,000102X_1 + + 0,00067X_2$	-1,1688	0,000102	0,00067	1,13	1,1555	1,17		

Таблица 4.37 Исходные данные для графического решения системы уравнений

С этой целью, решая каждое уравнение при фиксированных значениях X_1 (300 и 1000 A) и приняв значение Y_i , за требуемое максимальное и минимальное значение, найдены значения $X_2(Y_i)$, приведенные в табл. 4.38.

Таблица 4.38 Значение $X_2(Y_i)$ при минимальных и максимальных значениях Y_i и при фиксированном параметре X_1

X_{I}	$X_2($	(Y_1)	$X_2($	(Y_2)	$X_{2}($	(Y_3)	$X_2($	(Y_4)	$X_2($	(Y_5)	$X_{2}($	(Y_6)	$X_2($	(Y_7)
	min	max	min	max	min	max	min	max	min	max	min	max	min	max
300	32,71258	68,19645	40,33638283	12,18719	20,65647	37,33643	64,7879	-2,17911	110,0636	43,11799	-58,8886	-330,895	-12,2388	47,46269
1000	2,815806	38,29968	43,30190007	15,15271	50,81601	67,49598	28,33897	-38,628	12,12218	-54,8234	545,3804	273,3744	94,32836	154,0299

Графическим решением каждого уравнения оказались две параллельные прямые, ограничивающие диапазон режимов электродугового воздействия по каждому из параметров оптимизации (ширина шва, высота усиления, предел текучести, предел прочности, относительное удлинение, ударная вязкость *КСU*, фрактальная размерность) (рис. 4.34).



Рис. 4.34 - Результат графического решения системы уравнений

Совокупным решением системы уравнений является область рациональных значений режима электродугового воздействия, обеспечивающих заданные геометрические параметры шва, механические свойства неразъемного соединения, совпадающие со свойствами основного металла (рис. 4.35). Для ее нахождения сужен диапазон значений силы тока от 350 до 700 А и напряжения от 20 до 50 В. При этом получена область, ограниченная прямыми, характеризуемым минимумами ширины и высоты усиления шва, предела текучести, ударной вязкости, фрактальной размерности и максимумом относительного удлинения, пересекающимися в точках *A*, *B*, *C*, *D*, *E*, *F* (серая область на рис. 4.35).



Рис. 4.35 - Область рациональных значений режима электродугового воздействия, обеспечивающих заданные геометрические параметры шва и механические свойства неразъемного соединения, совпадающие со свойствами основного металла

Решением системы из семи уравнений регрессии найден диапазон режимов электродугового воздействия (см. рис. 4.36), позволяющий получить оптимальные значения геометрических параметров, физико-механических свойств и структурной организации.

4.9 Выводы

1. При визуальном и измерительном контроле образцов, выполненных с использованием экспериментального флюса, было установлено, что швы, полученные при погонной энергии в диапазоне 1,35–1,50 кДж/мм, имеют наилучшую форму и минимальные дефекты. Поверхность шва была полноценно сформирована, без внешних дефектов, а корневой валик отличался четкостью контуров и отсутствием несплошностей. Влияние введенной погонной энергии оказало значи-
тельное воздействие на формирование кратера шва. При высоких значениях энергии (2,46 кДж/мм) наблюдаются несплошности на обратной стороне шва и неравномерное формирование корневого валика. Это подтверждает необходимость использования средних значений погонной энергии для получения качественных швов. Повышенная теплоемкость экспериментального флюса привела к увеличению длины и глубины кратера в швах по сравнению с использованием стандартного флюса АН-42. Это указывает на то, что экспериментальный флюс способствует улучшению теплоотдачи в процессе электродугового воздействия, что может положительно влиять на завершенность химических реакций в ванне.

2. Результаты визуального и измерительного контроля показали, что неразъемные соединения, выполненные при погонной энергии 1,35–1,50 кДж/мм, полностью удовлетворяют требованиям ГОСТ 8713-79-С4 по геометрическим параметрам швов. Образцы, выполненные с погонной энергией выше 2,05 кДж/мм, имели поверхностные и внутренние дефекты, такие как несплошности и непровар. Рентгенографический контроль подтвердил наличие дефектов в швах при высоких значениях энергии дуги. В частности, в образцах с погонной энергией 2,46 и 1,85 кДж/мм были выявлены несплошности. Образцы, выполненные при погонной энергии 1,35 и 1,50 кДж/мм, не содержали внутренних дефектов, что подтверждает оптимальность этих режимов электродугового воздействия для обеспечения плотного металла шва.

3. Компьютерная обработка 3D-моделей образцов показала, что при высоких значениях энергии дуги (2,46 кДж/мм) наблюдаются значительные продольные и поперечные деформации, которые могут достигать прогибов до 5 мм. Это может привести к ухудшению эксплуатационных характеристик конструкций и необходимости дополнительных правок при сборке. При погонной энергии 1,35– 1,50 кДж/мм наблюдается минимальный уровень остаточных деформаций. Эти режимы электродугового воздействия обеспечивают равномерное распределение напряжений в металле и минимизацию внутренних напряжений, что положительно сказывается на долговечности конструкций. Диагностика методом магнитной памяти показала, что наиболее равномерное распределение градиента напряжений

181

наблюдается в образцах, выполненных при энергиях 1,35 и 1,50 кДж/мм. Это подтверждает, что данные режимы минимизируют остаточные напряжения в неразъемных соединениях, что снижает риск возникновения усталостных трещин в процессе эксплуатации.

4. Анализ химического состава швов показал, что содержание легирующих элементов, таких как никель, марганец и кремний, зависит от вводимой погонной энергии. Наиболее равномерное распределение элементов и их оптимальное содержание были зафиксированы при энергиях 1,85 кДж/мм, что способствует повышению прочности и коррозионной стойкости неразъемных соединений. При высоких значениях энергии дуги (2,46 кДж/мм) наблюдается снижение содержания легирующих элементов в металле шва и их перераспределение в зоне термического влияния. Это может негативно сказываться на механических и антикоррозионных свойствах неразъемного соединения.

5. Механические испытания образцов на статический изгиб, растяжение и ударную вязкость подтвердили, что образцы, выполненные при погонной энергии 1,35–1,50 кДж/мм, обеспечивают наилучшие механические свойства. Эти образцы соответствуют требованиям ГОСТ 14637-89 по пределу прочности и относительному удлинению. Наилучшие показатели ударной вязкости были достигнуты в образцах при 1,35 и 1,50 кДж/мм. Это подтверждает, что данные режимы способствуют формированию более пластичных неразъемных соединений, что важно для конструкций, подвергающихся динамическим нагрузкам. Наименьшие значения микротвердости в зоне термического влияния и металле шва наблюдались при энергиях 1,35–1,50 кДж/мм. Это свидетельствует о равномерной структуре металла и минимизации закалочных структур, что снижает риск хрупкого разрушения неразъемных соединений.

6. Микроструктурный анализ показал, что при погонной энергии 1,35–1,50 кДж/мм формируется наиболее однородная структура шва с минимальными закалочными структурами и мелкозернистой феррито-перлитной смесью. Это обеспечивает высокие механические свойства и пластичность неразъемного соединения. Фрактографический анализ показал, что в образцах при 1,35 и 1,50 кДж/мм, пре-

обладает вязкий тип разрушения, что указывает на их высокую пластичность и способность выдерживать динамические нагрузки.

7. Экспериментально-статистический анализ показал, что наиболее рациональным режимом электродугового воздействия для тонколистовых заготовок из низкоуглеродистой стали является использование тока 450 A и напряжения 27 B при погонной энергии 1,35–1,50 кДж/мм. Этот режим обеспечивает наилучшие результаты по геометрическим параметрам шва, механическим свойствам и минимизации остаточных деформаций. Построенные математические модели подтвердили, что ширина и высота шва, а также механические свойства неразъемных соединений значительно зависят от режимов электродугового воздействия. Наибольший вклад в формирование качественного неразъемного соединения вносит напряжение на дуге, которое необходимо контролировать для обеспечения стабильных характеристик шва.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Решена научно-практическая задача по разработке нового флюса и установлению закономерностей формирования структуры и свойств неразъемного соединения листовой низкоуглеродистой стали при его применении в условиях электродугового воздействия.

Основные выводы по результатам работы:

1. Теоретически обоснована и технологически возможна переработка отходов электросталеплавильного шлака, путем его переплава в индукционной плавильной печи в температурном интервале реакции 950...1050°С с извлечением железа и применения оставшейся флюсовой композиции в качестве сырья для флюса при электродуговом воздействии.

2. Термодинамическим расчетом изменения энергии Гиббса и энтальпии реакции определена возможность жидкофазного восстановления железа и других элементов из оксидов, содержащихся в шлаке. Реакция восстановления в интервале температур 1473...1773 К протекает с выделением тепла, причем чем выше температура, тем выше способность вступать в восстановительные реакции элементов участвующих в процессе восстановления.

3. Показано, что теплопроводность шлаковой корки экспериментального флюса, образующаяся при его плавлении в ходе электродугового воздействия, зависит от погонной энергии дуги, а именно пропорционально возрастает с увеличением силы тока. Наиболее стабильные показатели теплопроводности (2,6...2,7 Вт/(К*м)) во всем диапазоне температур измерения показали образцы корок флюса, полученные при работе на токах 450...500 А.

4. В результате исследований неразъмных соединений полученных при электродуговом воздействии под слоем экспериментального флюса и их испытаний, установлено:

184

– в металле шва всех содиненных образцов преобладает видманштеттова структура с баллом 2 и 3 по ГОСТ 5640-2020. Зона термического влияния имеет балл 0 и 1 (ряды A и Б) феррито-перлитной полосчатости. При величине вводимой энергии 2,46 кДж/мм и 1,85 кДж/мм в зоне термического влияния обнаруживается феррито-перлитная структура, размерностью зерна в 1,5 - 2 раза меньшая, чем в других образцах, вызывающая увеличение фрактальной размерности в зоне термического влияния относительно металла шва. Равновесная, разноориентированная структура металла шва и зоны термического влияния в образцах 2,46 кДж/мм и 1,85 кДж/мм, по-видимому, отражается на значительном снижении внутренних напряжений и градиента напряженности магнитного поля. Увеличение погонной энергии приводит к увеличению размера зерна в металле шва, образованию пластинчатого перлита и росту феррито-перлитных зерен в зоне термического влияния, отражается на изменении фрактальной размерности в зоне термического влияния, отражается на изменении фрактальной размерности в зоне термимического влияния и металле шва;

- основным типом структуры изломов полученных соединенных образцов является общий смешанный характер разрушения. В зонах зарождения трещины присутствует ямочная структура (равноосные ямки) - вязкое разрушение, в зонах распространения трещины присутствуют фасетки скола - хрупкое разрушение. Средняя доля хрупкой составляющей в изломах по всем образцам составляет 35 %. Наибольшее значение доли хрупкой составляющей присутствует в образцах, полученных с максимальной погонной энергией дуги и составляет 56 %. Наименьшее значение доли хрупкой составляющей присутствует в образце с W = 1,85 кДж/мм и составляет 19 %;

- при повышении вводимой погонной энергии, а именно больше чем 1,64 кДж/мм идет увеличение содержания в шлаковых корках SiO₂ и снижение CaO и Fe₂O₃, а в металле шва уменьшение содержания кремния и увеличения кальция и железа. Исследованиями распределения легирующих элементов в полученных образцах в зависимости от вводимой погонной энергии выявлено, что, самым оптимальным является образец с W = 1,85 кДж/мм, так как содержание основных

легирующих элементов, таких как марганец и кремний, соответствуют содержанию этих элементов в основном металле.

– сравнительными испытаниями пластических и прочностных свойства полученных соединений и основного металла, установлено, что свойства экспериментальных соединений не уступают требованиям к основному металлу BCт3сп (ГОСТ 14637-89). Наилучшие показатели обеспечиваются в образцах с погонной энергией: 1,35 кДж/мм ($\sigma_{\rm B}$ = 420,0 МПа, δ = 32%), 1,50 кДж/мм ($\sigma_{\rm B}$ = 414,0 МПа, δ = 33,5%);

5. Комплексный анализ изменения структурной фрактальной размерности, внутренних напряжений и градиента напряженности магнитного поля в металле шва и зоне термического влияния неразъемного соединения, полученных электродуговым воздействием под слоем экспериментального флюса показал кластерность полученных результатов. Первый кластер – металл шва, характеризуемый невысокими значениями градиента напряженности магнитного поля и фрактальной размерности. Второй кластер – зона термического влияния, имеющая повышенные значения вышеприведенных параметров. При этом эквивалентное остаточное напряжение для большинства образцов находится в диапазоне значений 200,0...300,0 МПа.

6. Показано, что в случаях максимального и минимального расхождения в величине фрактальных размерностей в металле шва и зоне термического влияния (образцы 2,46 кДж/мм и 1,85 кДж/мм), приводящих к компенсации внутренних напряжений, возможны варианты сочетания низких значений параметров эквивалентного остаточного напряжения и градиента напряженности магнитного поля на уровне основного металла.

7. Установлено влияние величины вводимой погонной энергии при электродуговом воздействии под слоем экспериментального флюса на изменение фрактальной размерности: при повышении энергии с 1,35 до 1,50 кДж/мм в шве фрактальная размерность прямо пропорционально увеличивается, а в зоне термического влияния уменьшается. В диапазоне вводимой энергии 1,50...1,80 кДж/мм значения фрактальной размерности стабильны, при дальнейшем

увеличении энергии до 2,50 кДж/мм фрактальная размерность в металле шва снижается до минимума, а в зоне термического влияния возрастает до максимума.

8. Отмечается образование мелкого феррито-перлитного зерна в зоне термического влияния и равновесной феррито-перлитной структуры в металле шва при электродуговом воздействии под слоем экспериментального флюса при 1,85 кДж/мм, характеризующиеся высоким значением фрактальной размерности.

9. Статистическим моделированием установлено, что требуемые значения геометрических параметров, физико-механических свойств и структурной организации при использовании разработанного флюса в тонколистовых односторонних соединениях низкоуглеродистой стали ВСт3сп достигается в диапазоне параметров электродугового воздействия 380...550 А и 32...40 В.

10. Результаты промышленной апробации показали, что полученные при применении разработанного флюса и диапазона параметров электродугового воздействия стыковые соединения образцов рулонируемых стенок вертикальных резервуаров из стали ВСтЗсп (ГОСТ 380-71) толщиной 5 мм соответствуют требованиям ГОСТ 8713-79, СТО СА 03-002-2009, ГОСТ 31385-2016, ПБ 03-584-03.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Румянцева, Г. А. Анализ технологий комплексной переработки сталеплавильных шлаков / Г. А. Румянцева, Б. М. Немененок, Т. Х. Джураев // Металлургия : республиканский межведомственный сборник научных трудов. – Минск : БНТУ, 2015. – Вып. 36 - С. 30-39.

2. Демин, Б.Л. Техногенные образования из металлургических шлаков как объект комплексной переработки / Б. Л. Демин, Ю. В. Сорокин, А. И. Зимин // Сталь. – 2000. – № 11. – С. 99-102.

 Гудим, Ю. А. Современные способы безотходной утилизации сталеплавильных шлаков / Ю. А. Гудим, А. А. Голубев, С. Г. Овчинников // Сталь. – 2009.
 – №7. – С. 93-95.

4. ГОСТ 5578-2019 Щебень и песок из шлаков черной и цветной металлургии для бетонов. Технические условия.

5. Снижение экологической нагрузки при обращении со шлаками черной металлургии: монография / К.Г. Пугин, Я.И. Вайсман, Б.С. Юшков, Н.Г. Максимович. – Перм. гос. техн. ун-т. – Пермь, 2008. – 316 с.

6. Панфилов, М. И. Переработка шлаков и безотходная технология в металлургии / М. И. Панфилов, Я. Ш. Школьник, Н. В. Орининский, В. А. Коломиец, Ю. В. Сорокин, А. А. Грабеклис. – М.: Металлургия, 1987. – 238 с.

7. Андоньев С.М., Филипьев О.В. Пылегазовые выбросы предприятий черной металлургии. – Харьков: Металлургия, 1998. – 246 с.

8. Романенко, А. Г. Металлургические шлаки / А. Г. Романенко. — М. : Металлургия, 1997. — 256 с.

9. Панфилов, М. И. Металлургический завод без шлаковых отвалов / М. И. Панфилов. – М.: Металлургия, 1978. – 248 с.

10. Игнатова, А. М. Анализ проблемы и перспективы использования сырьевого и материального потенциала техногенных образований горнометаллургической отрасли при инновационном подходе к их управлению и петрургическому рециклингу / А. М. Игнатова, О. Ю. Шешуков, В. Ф. Балакирев // Научно-технический вестник Поволжья. – 2013. – № 3. – С. 141-152.

11. Смирнов, Л. А. Современные технологии и оборудование по переработке и использованию техногенных отходов металлургического производства / Л.А. Смирнов, Ю. В. Сорокин, Б. Л. Демин, Л. А. Зайнуллин // Труды международного конгресса «Фундаментальные основы технологий переработки и утилизации техногенных отходов» Техноген. - 2017. – Екатеринбург. – 2017.

12. Симкин, А. Г. Металлические отходы (вторичные металлы) / А. Г. Симкин, С. В. Иванов, А. Э. Зайдман. – Стандартгиз, 1936.

13. Водяный, В. А. Извлечение металла из шлаковых отвалов / В. А. Водяный. – М.: Металлургиздат, 1954. – 123 с.

14. Бардин, И. П. Шлаки - ценнейший материал/ И. П. Бардин // «Строительная газета». – № 7. – 1955 – С. 10.

15. Бардин, И. П. Избранные труды. Т. І. / И. П. Бардин – М., изд. АН СССР, 1963. – 358 с.

16. Климушкин, А. Н. Сталеплавильный шлаковый отвал Карагадинского комбината / А. Н. Климушкин, А. И. Кузнецов, Б. Л. Демин, И. И. Щербаков, Г. В. Юст // Металлург. – 1988. – №5. – С. 37-38.

17. Сорокин, Ю. В. Экологически чистые технологические процессы и оборудование для переработки металлургических шлаков / Ю. В. Сорокин, Я. Ш. Школьник, Е. В. Коломиец, Б. Л. Демин // Международная конференция «Черная металлургия в XXI веке». – М.: Металлургия, 1994. – С. 273-276.

18. Сорокин, Ю. В. Особенности переработки электросталеплавильных шлаков / Ю. В. Сорокин, Б. Л. Демин. // Сталь. – 1993. – № 11. – С. 84-86.

19. Гамей, А. И. Схемы переработки металлургических шлаков / А. И. Гамей, В. В. Наукин, Н. В. Сухинова // Сталь. – 2007. – № 2. – С. 144-145.

20. Чижевский, В. Б. Глубокая переработка сталеплавильных шлаков / В. Б. Чижевский, О. П. Шавакулева, Е. Ю. Дегодя, Н. А. Мудрых. // Сталь. – 2014. - №4. – С. 124-126.

21. Данилов, Е. В. Современная технология утилизации сталеплавильных шлаков / Е. В. Данилов // Металлург. – 2003. – № 6. – С. 38.

22. Школьник, Я.Ш. Новая технология и оборудование для переработки шлаковых расплавов / Я. Ш. Школьник, А. Г. Шакуров, М. З. Мандель // Металлург. – 2011. – № 10. – С. 58-60

23. Паршин, В. М. Технология и оборудование для переработки и стабилизации жидких сталеплавильных шлаков в кондиционный наполнитель для дорожного строительства / В. М. Паршин, А. Д. Чертов, А. Г. Шакуров, В.Н. Ковалев, О. В. Федотов, Д. В. Морозов. // Экология и промышленность. – 2013. – № 3. – С. 94-99.

24. Шакуров, А. Г. Комплексная переработка жидких сталеплавильных шлаков с восстановлением железа и получением качественной товарной продукции / А. Г. Шакуров, В. В. Журавлев, В. М. Паршин, Я. Ш. Школьник, А. Д. Чертов // Сталь. – 2014. – № 2. – С. 75-80.

25. Motz, H. Products of steel slags: An opportunity to save natural resources / H. Motz, J. Geiseler // Waste Management. – 2001. – V. 21. – I. 3. – P. 285–293.

26. Rohde, L. Electric Arc Furnace Steel Slag: Base Material for Low-Volume Roads / L. Rohde, W. P. Nú^{nez}, J. A. Ceratti // Transportation Research Record Journal of the Transportation Research Board. – 2003. – V. 2. – P. 201–207.

27. Behiry, A. E. Evaluation of steel slag and crushed limestone mixtures assubbase material in flexible pavement / A. E. Behiry // Ain Shams Engineering Journal. – 2013. - V. 4. - P. 43-53.

28. Stroup-Gardiner, M. Recycled Materials and Byproducts in Highway Applications - Slag Byproducts / M. Stroup-Gardiner, T. Wattenberg-Komas. NCHRP Synthesis Report: 2013. – V. 5.

29. Emery, J.J. Steel Slag utilization in asphalt mixes / J. J. Emery. – Canadian Technical Asphalt Association Proceedings, National Slag Association: 1984.

30. Ali, N.A. The use of steel slag in asphaltic concrete / N. A. Ali, J. S. Chan, T. Papagiannakis, E. G. Theriault, A. T. Bergan // Effects of Aggregates and Mineral Fill-

ers on Asphalt Mixture Performance, ed. R. Meininger (West Conshohocken, PA: ASTM International): 1992. – P. 3-18.

31. Pellegrino, C. Mechanical and durability characteristics of concrete containing EAF slag as aggregate / C. Pellegrino, V. Gaddo // Cement and Concrete Composites. – 2009. - V. 31. – P. 663-671.

32. Maslehuddin, M. Comparison of properties of steel slag and crushed lime-stone aggregate concretes / M. Maslehuddin, A. M. Sharif, M. Shameem, M. Ibrahim, M. S. Barry // Construction and building materials. – 2003. – V. 17. – P. 105–112.

33. Etxeberria, M. Properties of concrete using metallurgical industrial byproducts as aggregates / M. Etxeberria, C. Pacheco, J. M. Meneses, I. Berridi // Construction and building materials. -2010. - V. 24. - P. 1594-1600.

34. Monosi, S. Electric arc furnace slag as natural aggregate replacement in concrete production / S. Monosi, M. L. Ruello, D. Sani // Cement and Concrete Composites. – 2016. – V. 66. – P. 66-72.

35. Papayianni, I. Production of high-strength concrete using high volume of industrial by-products / I. Papayianni, E. Anastasiou // Construction and building materials. – 2010. – V. 24. – P. 1412-1417.

36. Kuo, W.T. Electric arc furnace oxidizing slag mortar with volume stability for rapid detection / W. T. Kuo, C. Y. Shu, Y. W. Han // Construction and building materials. – 2014. – V. 53. – P. 635-641.

37. Formoso, A. Use of blast furnace and steelwork slags as fertilizer Brussels / A. Formoso // 5th. EC Conference RTD on Industrial Technologies. – 1994. – P. 71-72.

38. Bird, S.C. Investigations on phosphorus recovery and reuse as soil amendment from electric arc furnace slag filters / S. C. Bird, A. Drizo // Journal of Environmental Science and Health Part A. – 2009. – V. 44. – I. 13. – P. 1476-1483.

39. Gahan, C. S. Comparative study on different steel slags as neutralizing agent in bioleaching / C. S. Gahan, M. L. Cunha, A. Sandström // Hydrometallurgy. – 2009. – V. 95. – P. 190-197.

40. Haynes, R. J. Use of industrial wastes as media in constructed wetlands and filter beds – Prospects for removal of phosphate and metals from wastewater streams /

J. R. Haynes // Critical Reviews in Environmental Science and Technology. – 2015. – V. 45. – P. 1041-1103.

41. Kourounis, S. Properties and hydration of blended cements with steelmaking slag / S. Kourounis, S. Tsivilis, P. E. Tsakiridis, G. D. Papadimitriou, Z. Tsibouki // Cement and Concrete Composites. – 2007. – V. 37. – P. 815-822.

42. Noureldin, A.S. Evaluation of Surface Mixtures of Steel Slag and Asphalt / A.
S. Noureldin, R. S. McDaniel // Transportation Research Record. – 1990. – V. 1269. –
P. 133-149.

43. Collins, R.J. Recycling and use of waste materials and by-products in highway construction: A synthesis of highway practice. Final report / Collins R. J., Ciesielski S. K., Mason L. S. // Nat'L Academy Press. – 1994. – V. 19. – P. 9.

44. Pasetto, M. Electric Arc Furnace Steel Slags in High Performance Asphalt Mixes: A Laboratory Characterization / M. Pasetto, N. Baldo // TMS fall extraction and processing division: Sohn's international symposium. – 2006. – V. 5. – P. 443–450

45. Pasetto, M. Mix design and performance analysis of asphalt concretes with electric arc furnace slag / M. Pasetto, N. Baldo // Construction and building materials. – 2011. – V. 25. – P. 3458-3468.

46. Behnood, A. Experimental investigation of stone matrix asphalt mixtures containing steel slag / A. Benhood, M. Ameri // Scientia Iranica. – 2012. – V. 19. – P. 1214-1219.

47. Liapis, I. Use of electric arc furnace slag in thin skid resistant surfacing / I. Liapis, S. Likoydis // Procedia – Social and Behavioral Science. – 2012. – V. 48. – P. 907-918.

48. Hainin, M. R. Laboratory evaluation on steel slag as aggregate replacement in stone mastic asphalt mixtures / M. R. Hainin, G. Rusbintardjo, M. A. Abdul Aziz, N. I. Yusoff // Jurnal Teknologi. – 2013. – V. 65. – P. 13-19.

49. Hesami, S. Laboratory investigation of moisture susceptibility of warm-mix asphalt mixtures containing steel slag aggregates / S. Hesami, M. Ameri, H. Goli, A. Akbari // International Journal of Pavement Engineering. – 2014. – V. 16. – P. 745-759.

50. Li, C. Investigation of performance of porous open graded steel slag asphalt mixture / C. Li, X. Xiang, X. Zhou / Journal of Building Materials. – 2015. – V. 18. – P. 168-171.

51. Sarkar, R. Utilization of steel melting electric arc furnace slag for development of vitreous ceramic tile / R. Sarkar, N. Singh, S. K. Das // Bulletin of Materials Science. – 2010. – V. 33. – P. 293-298.

52. Chukwudi, B.C. Characterization of sintered ceramic tiles produced from steel slag / B. C. Chukwudi, P. O. Ademusuru, B. A. Okorie // Journal of Minerals and Materials Characterization and Engineering. – 2012. – V. 11. – P. 863-868.

53. Teo, P.-T. Recycling of Malaysia's electric arc furnace (EAF) slag waste into heavy-duty green ceramic tile / P.-T.Teo, A. A. Seman, P. Basu, Nurulakmal, M. Sharif // Waste Management. – 2014. – V. 34. – I. 12. – P. 2697-2708.

54. Симонян, Л.М. Металлургические технологии переработки техногенного и вторичного сырья: курс лекций / Л.М. Симонян, А.Г. Фролов, Е.Ф. Шкурко – Москва : МИСис, 2011. – 136 с. – ISBN 978-5-87623-425-4. – Текст : электронный // URL : https://www.rosmedlib.ru/book/ISBN9785876234254.html (дата обращения: 21.11.2023). – Режим доступа : по подписке.

55. Официальный сайт предприятия ООО «Амурсталь»: тематический сайт информационной службы [Электронный ресурс] – Режим доступа: https: // www.amurstal.com.

56. ГОСТ 2787—2019. Металлы черные вторичные. Общие технические условия.

57. Проблема дефицита лома на металлургическом заводе "Амурсталь" и поиск альтернатив его замещения / П. В. Бахматов, Е. А. Старцев, В. В. Григорьев, А. А. Брянский // Металлург. – 2022. – № 4. – С. 25-30. – DOI 10.52351/00260827_2022_04_25. – EDN BNFEJG.

58. Scrap Deficit Problem at the Amurstal Metallurgical Plant and Search for Alternatives to Substitute It / P. V. Bakhmatov, E. A. Startsev, V. V. Grigoriev, A. A. Bryanskii // Metallurgist. – 2022. – Vol. 66, No. 3-4. – P. 376-382. – DOI 10.1007/s11015-022-01339-6. – EDN CZCUHJ.

59. Приказ Росприроднадзора от 22.05.2017 № 242 (ред. от 02.11.2018) "Об утверждении Федерального классификационного каталога отходов" (с изм. и доп., вступ. в силу с 04.10.2021) URL: https://rpn.gov.ru/fkko/

60. Потапов Д.С. Минералогия и петрография шлаков металлургического производства // Минералогия техногенеза –2007. – Миасс: ИМин УрО РАН, 2007. – С. 109–120.

61. Максимович Н.Г., Сергеев В.И., Шимко Т.Г. Комплексный экран для защиты подземных вод в районе размещения шламов газоочистки // Экология и промышленность России. – 2006. – Декабрь. – С. 4–7.

62. Государственный доклад о состоянии и об охране окружающей среды Хабаровского края в 2021 году// Хабаровск, Министерство природных ресурсов Хабаровского края, 2022. URL: https://mpr.khabkrai.ru/Deyatelnost/Ekologiya/Gosudarstvennyj-doklad-o-sostoyanii-iob-ohrane-okruzhayuschej-sredy-Habarovskogo-kraya

63. Накопившийся за 80 лет шлак переработают на "Амурстали" (12:56, 12 декабря 2021г.) https://www.dvnovosti.ru/komsomolsk/2021/12/12/137077/ (дата обращения: 26.03.2023)

64. Комсомольская «Амурсталь» переработает отходы, накопившиеся за 80 лет WWW.HAB.KP.RU: https://www.hab.kp.ru/online/news/4549685/ (дата обращения: 26.03.2023)

65. "Амурсталь" получил Заключение о верификации Отчёта об углеродном следе продукции 30 декабря 2022 14:20:00 #Амурсталь https://metallplace.ru/news301222_12/(дата обращения: 27.03.2023)

66. СанПиН 1.2.3685-21 «Гигиенические нормативы и требования к обеспечению безопасности и (или) безвредности для человека факторов среды обитания.

67. Предельно допустимые концентрации (ПДК) загрязняющих веществ в атмосферном воздухе городских и сельских поселений: Гигиенические нормативы, с изменениями, утв. Постановлением Главного государственного санитарного врача Российской Федерации 31.05.2018 №37.—М.: Федеральный центр гигиены и эпидемиологии Роспотребнадзора, 2019.—55 с.

68. Косткина А.Д. Экологические проблемы безопасности использования подземных вод для обеспечения питьевых нужд населения г. Комсомольск-наамуре // Успехи современного естествознания. – 2013. – № 8. – С. 51-52; URL: https://natural-sciences.ru/ru/article/view?id=32671 (дата обращения: 26.03.2023).

69. Кулаков В.В. Геохимия подземных вод Приамурья. – Хабаровск: ИВЭПДВО РАН, 2011. – 254 с.

70. Левшина С.И. Органическое вещество поверхностных вод бассейна Среднего и Нижнего Амура. – Владивосток: Дальнаука, 2010. – 145 с.

71. Лиманкин, В. В. Направления переработки техногенных отходов дальневосточных металлургических предприятий / В. В. Лиманкин, Е. А. Старцев, В. В. Бельский // Ученые записки Комсомольского-на-Амуре государственного технического университета. – 2024. – № 3(75). – С. 119-122. – EDN IZQVYO.

72. Кришер Б. Российский рынок стали в кризисе // Черные металлы. – 2015.
 – №11. – С. 63-64.

73. Кудрин В. А. Металлолом: проблема дефицита и рационального использования // Металлург. – 2007. – № 12. – С. 42-43.

74. Тузикова И.В. Анализ использования основных производственных фондов ООО «ТОРЭКС-Хабаровск». В сборнике: Экономическое и социальное развитие Хабаровского края. Материалы конкурса выпускных квалификационных работ студентов направлений. Под редакцией Т.Б. Ершовой. Комсомольск-на-Амуре, 2021. С. 349-363.

75. Бигеев В.А., Колесников Ю.А., Сергеев Д.С., Потапова М.В., Писчаскина А.В. Технологическая оценка результатов реструктуризации металлошихты сталеплавильных агрегатов. // Сборник трудов 14 конгресса сталеплавильщиков. 2016. С. 143-147.

76. Крахт Л.Н., Меркер Э.Э., Кем А.Ю., Степанов В.А. Металлизованные железорудные окатыши и повышение эффективности их применения при электроплавке стали в дуговой печи // Вестник Донского государственного технического университета. 2015. Т. 15. №3 (82). С. 35-40 DOI: 10.12737/12594.

77. Думова Л.В., Уманский А.А. Исследование влияния параметров металло-завалки на технико-экономические показатели производства электростали. – В сб.: Роль технических наук в развитии общества. Кемерово, 2017. С. 131 – 134.

78. Шешуков Ю.А., Егиазарьян Д.К., Лобанов Д.А. Безотходная переработка ковшевого и электропечного шлака // Известия вузов. Черная металлургия. 2021. Т. 64. № 3. С. 192–199.

79. Song Q., Shen B., Zhou Z. Effect of blast furnace slag and steel slag on cement strength, pore structure and autoclave expansion // Advanced Materials Research. 2011. Vol. 168-170. P. 17–20. http://doi.org/10.4028/www.scientific.net/AMR.168-170.17

80. Skaf M., Manso M.J., Aragon A., Fuente-Alonso J.A., OrtegaLópez V. EAF slag in asphalt mixes: A brief review of its possible re-use // Resources, Conservation and Recycling. 2017. Vol. 120. P. 176–185. http://doi.org/10.1016/j.resconrec.2016.12.009

81. Abu-Eishah S., El-dieb A., Bedir M. Performance of concrete mixtures made with electric arc furnace (EAF) steel slag aggregate produced in the Arabian Gulf region // Construction and Building Materials. 2012. Vol. 34. P. 249–256. http://doi.org/10.1016/j.conbuildmat.2012.02.012

82. Tsakiridis P.E., Papadimitriou G.D., Tsivilis S., Koroneos C. Utilization of steel slag for Portland cement clinker production // Journal of Hazardous Materials. 2008. Vol. 152. No. 2. P. 805–811. http://doi.org/10.1016/j.jhazmat.2007.07.093

83. Santamaría A., Rojí E., Skaf M., Marcos I., Gonzalez J.J. The use of steelmaking slags and fly ash in structural mortars // Construction and Building Materials. 2016. Vol. 106. P. 364–373. http://doi.org/10.1016/j.conbuildmat.2015.12.121

84. Manso J.M., Gonzalez J., Polanco J. A. Electric arc furnace slag in concrete // Journal of Materials in Civil Engineering. 2004. Vol. 16. No. 6. P. 639–645. http://doi.org/10.1061/(ASCE)0899-1561(2004)16:6(639)

85. Pontikes Y., Jones P. T., Geysen D., Blanpain B. Options to prevent dicalcium silicate-driven disintegration of stainless steel slags // Archives of Metallurgy and Materials. 2010. Vol. 55. No. 4. P. 1169–172. http://doi.org/10.2478/v10172-010-0020-6

86. Shi C. Characteristics and cementitious properties of ladle slag fines from steel production // Cement and Concrete Research. 2002. Vol. 32. No. 3. P. 459–462. http://doi.org/10.1016/S0008-8846(01)00707-4

87. Menad N., Kanari N., Save M. Recovery of high grade iron compounds from LD slag by enhanced magnetic separation techniques // International Journal of Mineral Processing. 2014. Vol. 126. P. 1–9. http://doi.org/10.1016/j.minpro.2013.11.001

88. Skaf M., Ortega-López V., Fuente-Alonso J.A., Santamaria A., Manso J.M.
Ladle furnace slag in asphalt mixes // Construction and Building Materials. 2016. Vol.
22. P. 488–495. <u>http://doi.org/10.1016/j.conbuildmat.2016.06.085</u>

89. Старцев, Е. А. Применение переработанного металлургического шлака в качестве сварочного флюса / Е. А. Старцев, Б. М. Соболев, П. В. Бахматов // Молодежь и наука: актуальные проблемы фундаментальных и прикладных исследований : материалы II Всероссийской национальной научной конференции студентов, аспирантов и молодых ученых, Комсомольск-на-Амуре, 08–12 апреля 2019 года. Том Часть 1. – Комсомольск-на-Амуре: Комсомольский-на-Амуре государственный университет, 2019. – С. 213-216. – EDN KHRVMO.

90. Старцев, Е. А. Исследование возможности переработки металлургических шлаков / Е. А. Старцев, Б. М. Соболев, К. Б. Леонтьевский // Молодежь и наука: актуальные проблемы фундаментальных и прикладных исследований : материалы II Всероссийской национальной научной конференции студентов, аспирантов и молодых ученых, Комсомольск-на-Амуре, 08–12 апреля 2019 года. Том Часть 1. – Комсомольск-на-Амуре: Комсомольский-на-Амуре государственный университет, 2019. – С. 210-212. – EDN PFNTQM.

91. Старцев, Е. А. Исследование по применению металлургического шлака в качестве сварочного флюса / Е. А. Старцев, Б. М. Соболев, П. В. Бахматов // Металлургия: технологии, инновации, качество : Труды XXI Международной научно-практической конференции. В 2-х частях, Новокузнецк, 23–24 октября 2019 года / Под редакцией Е.В. Протопопова. Том Часть 2. – Новокузнецк: Сибирский

государственный индустриальный университет, 2019. – С. 347-351. – EDN KTEKVZ.

92. Лапашинов, А. А. Влияние экспериментального сварочного флюса на поверхность сварного соединения / А. А. Лапашинов, П. В. Бахматов, Е. А. Старцев // Молодежь и наука: актуальные проблемы фундаментальных и прикладных исследований : Материалы IV Всероссийской национальной научной конференции студентов, аспирантов и молодых ученых. В 4-х частях, Комсомольск-на-Амуре, 12–16 апреля 2021 года. Том Часть 1. – Комсомольск-на-Амуре: Комсомольский-на-Амуре государственный университет, 2021. – С. 95-97. – EDN JEICZH.

93. Добривский, Д. А. Создание экспериментального сварочного флюса на основе техногенных и минералогических отходов путем индукционного переплава / Д. А. Добривский, Б. М. Соболев, Е. А. Старцев // Молодежь и наука: актуальные проблемы фундаментальных и прикладных исследований : Материалы IV Всероссийской национальной научной конференции студентов, аспирантов и молодых ученых. В 4-х частях, Комсомольск-на-Амуре, 12–16 апреля 2021 года. Том Часть 1. – Комсомольск-на-Амуре: Комсомольский-на-Амуре государственный университет, 2021. – С. 27-29. – EDN GCHMIM.

94. Влияние экспериментального наполнителя для порошковой сварочной проволоки на процесс дуговой наплавки / Е. А. Старцев, П. В. Бахматов, К. А. Михайлов, Б. М. Соболев // Ученые записки Комсомольского-на-Амуре государственного технического университета. – 2021. – № 3(51). – С. 107-109. – DOI 10.17084/20764359-2021-51-107. – EDN MFUSLM.

95. Старцев, Е. А. Разработка и исследование сварочного флюса, полученного на основе техногенных отходов металлургического предприятия / Е. А. Старцев // Молодые ученые - Хабаровскому краю : Материалы XXIII краевого конкурса молодых ученых, Хабаровск, 12–19 января 2021 года. – Хабаровск: Ти-хоокеанский государственный университет, 2021. – С. 187-191. – EDN HLIARQ.

96. Старцев, Е. А. Разработка и исследование сварочной порошковой проволоки, полученной с использованием переработанных отходов металлургического

предприятия / Е. А. Старцев, П. В. Бахматов, К. А. Михайлов // Ученые записки Комсомольского-на-Амуре государственного технического университета. – 2022. – № 5(61). – С. 117-122. – DOI 10.17084/20764359-2022-61-117. – EDN MCZFBA.

97. Влияние быстропротекающих процессов при фазовом предпревращении на структурные изменения и свойства сталей и сплавов / В. И. Муравьев, А. В. Фролов, П. В. Бахматов [и др.] // Металлург. – 2022. – № 9. – С. 91-99. – DOI 10.52351/00260827_2022_09_91. – EDN SMUNGU.

98. Особенности применения сварочной порошковой проволоки с экспериментальными наполнителями при послойной наплавке / К. А. Михайлов, О. Н. Клешнина, П. В. Бахматов, Е. А. Старцев // Молодежь и наука: актуальные проблемы фундаментальных и прикладных исследований : Материалы V Всероссийской национальной научной конференции молодых учёных, Комсомольск-на-Амуре, 11–15 апреля 2022 года. Том Часть 2. – Комсомольск-на-Амуре: Комсомольский-на-Амуре государственный университет, 2022. – С. 67-69. – EDN TTRGKA.

99. Старцев, Е. А. О возможности создания и применения сварочных материалов из техногенных и минералогических отходов / Е. А. Старцев // Наука, инновации и технологии: от идей к внедрению : Материалы II Международной научно-практической конференции молодых ученых, Комсомольск-на-Амуре, 14–18 ноября 2022 года / Редколлегия: А.В. Космынин (отв. ред.) [и др.]. Том Часть 2. – Комсомольск-на-Амуре: Комсомольский-на-Амуре государственный университет, 2022. – С. 163-166. – EDN BVEBTS.

100. Старцев, Е. А. разработка и исследование сварочной порошковой проволоки полученной с использованием переработанных отходов металлургического предприятия / Е. А. Старцев, П. В. Бахматов // Исследования и перспективные разработки в машиностроении : Материалы VII научно-практической конференции молодых ученых и специалистов, Комсомольск-на-Амуре, 22–23 сентября 2022 года / Отв. редактор Р.А. Физулаков. – Комсомольск-на-Амуре: Комсомольский-на-Амуре государственный университет, 2022. – С. 78-88. – EDN EWHRRQ. 101. Зоря, В. Н. Исследование минералогического состава и кристаллической структуры железосодержащих компонентов техногенных отходов металлургического комплекса // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. – 2015. –№5. – С. 359-366.

102. Старцев, Е. А. Переработка отходов металлургического предприятия в сварочные материалы / Е. А. Старцев, Б. М. Соболев, П. В. Бахматов // Дальневосточная весна - 2019 : материалы 17-й Международной научно-практической конференции по проблемам экологии и безопасности, Комсомольск-на-Амуре, 05 июня 2019 года. – Комсомольск-на-Амуре: Комсомольский-на-Амуре государственный университет, 2019. – С. 117-119. – EDN JCBQSJ.

103. Bakhmatov P.V., Startsev E.A., Sobolev B.M. Impact and effect study of sub-merged-arc welding conditions on structural changes in weld metal // Lecture Notes in Networks and Systems. 2021. vol. 200. pp. 65-76. DOI: $10.1007/978-3-030-69421-0_8$

104. Чеканова, Ю. В. Новые компоненты сварочных материалов с использованием сырья Кольского полуострова: кондиционирование, синтез и взаимодействие: дис. ...канд. тех. наук : 05.16.02 / Чеканова Юлия Викторовна. – Апатиты, 2015. – 157 с.

105. Плешаков, Ю.В. Разработка технологии получения компонентов сварочных материалов из сырья Кольского полуострова: автореф. дис.... канд. техн. наук. - Апатиты, 2006. – 20 с.

106. Лихачев, Е. А. Повышение свойств сплавов и покрытий, формируемых при электротермических процессах с использованием минерального сырья, содержащего оксиды легирующих элементов : дис. ... канд. тех. наук : 05.02.01 / Лихачев Эдуард Гаврилович. – Комсомольск-на-Амуре, 2009. – 133 с.

107. Бабенко, Э. Г. Теоритические и технологические основы повышения качества и свойств сплавов (покрытий) при электротермических процессах на базе создания легирующих сварочно-наплавочних материалов с использованием минерального сырья : автореф. дис. ...канд. тех. наук : 05.02.01 / Бабенко Эдуард Гаврилович. – Комсомольск-на-Амуре, 2002. – 43 с.

108. Макиенко, В. М. Совершенствование процессов создания шлаковых систем и получение сварочных материалов с использованием минерального сырья Дальневосточного региона. : дис. ...докт. тех. наук : 05.02.10 / Макиенко Виктор Михайлович. – Барнаул, 2011 – 132 с.

109. Атеняев, А. В. Разработка шлаковой основы легирующих флюсов с использованием минерального сырья Дальневосточного региона: дис. ...канд. тех. наук : 05.16.09 / Атеняев Александр Валерьевич. – Комсомольск-на-Амуре, 2021. – 112 с.

110. Охотников, В. А. Материаловедческие аспекты использования рудоминерального сырья Амурской области для разработки электродных покрытий : дис. ...канд. тех. наук : 05.02.01 / Охотников Владимир Александрович. – Благовещенск, 1998. – 220 с.

111. Романов, И. О. Исследование и разработка порошковой проволоки циркониевого типа для наплавки деталей из марганцовистой стали : дис. ...канд. тех. наук : 05.03.06 / Романов Игорь Олегович. – Барнаул, 2008. – 153 с.

112. Строителев, Д. В. Исследование и разработка технологии получения сварочно-наплавочных порошковых проволок для повышения эксплуатационных свойств рабочих поверхностей восстанавливаемых деталей: дис. ...канд. тех. наук : 05.02.01 / Строителев Дмитрий Викторович. – Комсомольск-на-Амуре, 2008. – 152 с.

113. Лукьянчук, А. В. Разработка и создание покрытий сварочнонаплавочных электродов на основе вольфрамосодержащего минерального сырья: дис. ...канд. тех. наук : 05.02.01 / Лукьянчук Александр Владимирович. – Комсомольск-на-Амуре, 2006. – 150 с.

114. Верхотуров, А.Д. Использование природного минерального сырья в качестве наплавочных флюсов / А.Д. Верхотуров, Ю.Г. Гладких, Н.С. Ткачук // Сварочное производство. – 1989. - №8. – С. 21-24.

115. Бабенко, Э.Г. Сварочно-наплавочные материалы из минерального сырья Дальневосточного экономического района / Э.Г. Бабенко, А.Д. Верхотуров //

Наукоемкие технологии и проблемы реализации их в производстве: Сб. науч. тр. – Хабаровск: Изд-во ХГТУ, 1996. – С. 25-29.

116. Бабенко Э.Г., Верхотуров А.Д., Григоренко В.Г. Основные аспекты транспортного минералогического материаловедения. – Владивосток: Дальнаука, 2004. – 224 с.

117. Калинников В.Т. Создание базового пакета технологий для формирования национального резерва стратегических материалов на основе рудносырьевого потенциала Кольского полуострова / В.Т. Калинников, А.И. Николаев // «Формирование основ современной стратегии природопользования в Евро-Арктическом регионе». – Апатиты: Изд-во Кольского научного центра РАН, 2005. – С.191-206.

118. Минеральные сплавы – новые компоненты электродных покрытий из минерального сырья Кольского полуострова (отработка технологии применения) / Ю.Д.Брусницын, Д.А.Кащенко, В.А.Малышевский, В.В.Рыбин, С.П. Шекин, В.Т.Калинников, А.И.Николаев, Р.В.Бураков, А.Н.Быков, С.В.Захватаев, И.Д.Москалев, И.В.Харченко // «Роль науки и образования в развитии производительных сил предприятий города Северодвинска»: Сборник докладов научно-практической конференции «Ломоносов и стратегия развития приморского Края» (К 297-Летию Ученого). XXXVII Ломоносовские Чтения. - Северодвинск, 2009. – С.117-129.

119. Отработка композиций минеральных сплавов в промышленной технологии их изготовления с использованием минерального сырья Кольского полуострова / Ю.Д. Брусницын, Д.А. Кащенко, В.А. Малышевский и др. // Доклады международной научно-технической конференции Петраньевские чтения: «Сварочные материалы» (к 70-летю создания электродов УОНИ-13), Санкт-Петербург, 18-22 мая 2009г. – СПб., 2009. – С. 90-102.

120. Заверткин А.С. Исследования по применению Карельского минерального сырья в сварочном производстве // «Проблемы рационального использования природного и техногенного сырья Баренц-региона в технологии строительных и технических материалов»: Материалы V всероссийской научной конференции с

международным участием. – Апатиты: Изд. Кольского научного центра РАН, 2013. – С. 132-134.

121. Козырев Н.А., Михно А.Р., Крюков Р.Е., Калиногорский А.Н., Бащенко Л.П. Влияние введения добавок во флюсы, изготовленные из ковшевого электросталеплавильного шлака. Известия высших учебных заведений. Черная Металлургия. 2019; 62(8):606-612. https://doi.org/10.17073/0368-0797-2019-8-606-612.

122. Крюков Н.Е., Ковальский И.Н., Козырев Н.А., Игушев В.Ф., Крюков Р.Е. Изготовление нефтеналивных вертикальных резервуаров в северном исполнении с применением специальных сварочных материалов. Известия высших учебных заведений. Черная Металлургия. 2012; 55(2):49-52. https://doi.org/10.17073/0368-0797-2012-2-49-52.

123. Козырев Н.А., Крюков Р.Е., Роор А.В., Старовацкая С.Н., Игушев В.Ф. Исследование влияния введения углеродфторсодержащей добавки во флюс ОК FLUX 10.71 на свойства металла сварных швов стали 10ХСНД. Известия высших учебных заведений. Черная Металлургия. 2014; 57(2):44-47. https://doi.org/10.17073/0368-0797-2014-2-44-47.

124. Козырев Н.А., Титов Д.А., Старовацкая С.Н., Козырева О.Е., Шурупов В.М. Влияние введения в шихту для производства порошковой проволоки системы С – Si – Mn – Cr – V – Мо углеродфторсодержащей добавки и никеля. Известия высших учебных заведений. Черная Металлургия. 2014; 57(4):34-37. https://doi.org/10.17073/0368-0797-2014-4-34-37.

125. Козырев, Н. А. Разработка новых сварочных флюсов и флюс-добавок для сварки и наплавки стали с использованием отходов металлургического производства. сообщение 1. углеродсодержащие добавки для сварочных флюсов / Н. А. Козырев, Р. Е. Крюков, Н. Е. Крюков, И. Н. Ковальский, О. Е. Козырева // Черная металлургия. Бюллетень научно-технической и экономической информации. – 2017. № 4 (1408). – С. 86-90.

126. Гусев, А. И. Изучение свойств металла, наплавленного порошковой проволокой системы C-Mn-Si-Cr-V-Mo-Co / А. И. Гусев, И. В. Осетковский; науч. рук. Н. А. Козырев // Наука и молодежь: проблемы, поиски, решения: труды Все-

российской научной конференции студентов, аспирантов и молодых ученых, 1–3 июня 2016 г. – Новокузнецк: СибГИУ, 2016. – Вып. 20. Ч. 3: Технические науки. – С. 274–276.

127. Гусев А.И., Усольцев А.А., Козырев Н.А., Кибко Н.В., Бащенко Л.П. Разработка порошковой проволоки для наплавки деталей, работающих в условиях износа. Известия высших учебных заведений. Черная Металлургия. 2018;61(11):898-906. https://doi.org/10.17073/0368-0797-2018-11-898-906.

128. Гусев А.И., Кибко Н.В., Попова М.В., Козырев Н.А., Осетковский И.В. Наплавка порошковыми проволоками систем С – Si – Mn – Mo – V – В И С – Si – Mn – Cr – Mo – V деталей горнорудного оборудования. Известия высших учебных заведений. Черная Металлургия. 2017;60(4):318-323. https://doi.org/10.17073/0368-0797-2017-4-318-323.

129. Козырев Н.А., Усольцев А.А., Гусев А.И., Михно А.Р., Громов В.Е. Исследование элементного и фазового составов электродугового покрытия, сформированного с использованием порошковой проволоки системы Fe – C – Si – Mn – Cr – Ni – Mo. Известия высших учебных заведений. Черная Металлургия. 2022;65(2):120-126. https://doi.org/10.17073/0368-0797-2022-2-120-126.

130. Старцев, Е. А. Анализ металлургического шлака / Е. А. Старцев, Б. М. Соболев // Молодежь и наука: актуальные проблемы фундаментальных и прикладных исследований : материалы II Всероссийской национальной научной конференции студентов, аспирантов и молодых ученых, Комсомольск-на-Амуре, 08– 12 апреля 2019 года. Том Часть 1. – Комсомольск-на-Амуре: Комсомольский-на-Амуре государственный университет, 2019. – С. 208-210. – EDN TAJNHN.

131. Шатунов Е.С. Теплофизические измерения в монотонном режиме. Л.: Энергия, 1973. 143 с.

132. Сергеев О.А. Метрологические основы теплофизических измерений.М.: Изд. Стандартов. 1972. 156 с.

133. Измеритель теплоёмкости ИТ-с-400. Паспорт прибора [Текст]. – Актюбинск: Завод «Эталон», 1987. 134. Нащокин, В. В. Техническая термодинамика и теплопередача [Текст] / В. В. Нащокин. – М. : Высшая школа, 1980.

135. Патент № 2793303 С1 Российская Федерация, МПК В23К 35/362, В23К 35/40, С21С 5/54. Способ изготовления сварочного флюса из техногенных отходов сталеплавильного производства : № 2022128798 : заявл. 07.11.2022 : опубл. 31.03.2023 / П.В. Бахматов, Е.А. Старцев, Р.Е. Гладовский, Б.М. Соболев ; заявитель Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования "Комсомольский-на-Амуре государственный университет" (ФГБОУ ВО "КнАГУ").

136. Патент № 2834666 С1 Российская Федерация, МПК В23К 9/18, В23К 35/362. Способ сварки тонкостенных листовых деталей под флюсом : заявл. 25.04.2024 : опубл. 12.02.2025 / Е. А. Старцев, Р. Е. Гладовский, П. В. Бахматов ; заявитель Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования "Комсомольский-на-Амуре государственный университет". – EDN CTNGIE.

137. Иванов, А. Н. Дифракционные методы исследования материалов / А. Н. Иванов. – Москва: МИСИС, 2008. – 99 стр.

138. Физическая энциклопедия / Гл. ред. А.М. Прохоров. Ред. кол. Д.М. Алексеев, А.М. Балдин, А.М. Бонч-Бруевич, А.С. Боровик-Романов и др. – М.: Сов. энциклопедия. Т. 1: Аронова – Бома эффект – Длинные линии. – М.: БСЭ, 1988. – 704 с.

139. Абашкин, Е. Е. Комбинированное тепловое воздействие в качестве средства получения сварного соединения с повышенными прочностными свойствами : специальность 01.02.04 "Механика деформируемого твердого тела" : диссертация на соискание ученой степени кандидата технических наук / Абашкин Евгений Евгеньевич, 2019. – 164 с. – EDN LKNXCS.

140. Бахматов, П. В. Влияние режимов дуговой сварки под слоем экспериментального флюса на распределение внутренних напряжений в сварных образцах, выявленных методом магнитной памяти металлов / П. В. Бахматов, Е. А. Старцев // Ученые записки Комсомольского-на-Амуре государственного технического университета. – 2023. – № 5(69). – С. 83-96. – DOI 10.17084/20764359-2023-69-83. – EDN EMSNZT.

141. Власов, В. Т. Физические основы метода магнитной памяти металла / В. Т. Власов, А. А. Дубов. – М.: ЗАО «Тиссо», 2004. – 424 с.

142. Дубов, А. А. Метод магнитной памяти металла и приборы контроля: учеб. пособие / А. А. Дубов, Ал. А. Дубов, С. М. Колокольников. – М.: Издательский дом «Спектр», 2012. – 395 с.

143. Дубов, А. А. Проблемы контроля качества сварки и их решение на основе метода магнитной памяти металла / А. А. Дубов, С. М. Колокольников // Технология машиностроения. – 2005. – № 4. – С. 43-47.

144. Афанасьева, А. А. Разработка и исследование фрикционного материала для муфт сцепления с повышенными эксплуатационными характеристиками : диссертация на соискание ученой степени кандидата технических наук / Афанасьева Анна Алексеевна, 2023. – 162 с. – EDN KCEXZR.

145. Ким, В.А. Статистическая оценка количественной металлографии / В.А. Ким, Р.В. Евдокимова, С.В. Золоторёва и др. // Учёные записки Комсомольского-на-Амуре государственного технического университета. – 2013. – Т.1. - №2 (14). – С.76-82.

146. Материаловедение. Методы анализа структуры и свойств металлов и сплавов: учебное пособие / Т.А. Орелкина, Е.С. Лопатина, Г.А. Меркулова и др. – 2018. – 213 с.

147. Ким, В.А. Влияние пластической деформации на зёренную структуру конструкционной стали / В.А. Ким, О.В. Башков, С.В. Золоторёва // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. – 2014. – Т.80. - №3. – С. 33-37

148. Основы количественной и компьютерной металлографии: учебное пособие / В.А. Ким. – 2013. – 133 с

149. Глазов, В.М. Микротвердость металлов и полупроводников / В. М. Глазов, В. Н. Вигдорович. – изд. 2-е, перераб. и доп. – М.: Металлургия, 1969. – 248 с.

150. Григорович, В. К. Твердость и микротвердость металлов / В. К. Григорович. – М.: Наука, 1976. – 230 с.

151. ГОСТ 9450-76. Измерение микротвердости вдавливанием алмазных наконечников – Введ. 1977-01-01. – М. : Госстандарт России: Издательство стандартов, 1993. – 35 с.

152. Соболев, Б. М. Основы технологии получения металлов и сплавов (получение железа, чугуна и стали) : учеб. пособие / Б. М. Соболев, В. В. Куриный, С. Б. Марьин. – Комсомольский-на-Амуре : ФГБОУ ВПО «КнАГТУ», 2014. – 168 с.

153. Старцев, Е. А. Анализ микроструктуры сплава, полученного жидкофазным восстановлением из техногенных отходов металлургического производства / Е. А. Старцев, П. В. Бахматов // Молодежь и наука: актуальные проблемы фундаментальных и прикладных исследований : Материалы III Всероссийской национальной научной конференции студентов, аспирантов и молодых ученых, в 3 ч., Комсомольск-на-Амуре, 06–10 апреля 2020 года. Том Часть 1. – Комсомольск-на-Амуре: Комсомольский-на-Амуре государственный университет, 2020. – С. 141-142. – EDN HJDPFX.

154. Потапов, Н. Н. Сварочные материалы для дуговой сварки : справочник. В 2 т. Т. 1. Защитные газы и сварочные флюсы : справочное пособие / Н. Н. Потапов, Б. П. Конищев, С. А. Курланов [и др.] ; ред. Н. Н. Потапов. – Москва : Машиностроение, 1989. – 544 с.

155. Classification and symbolization of bare steel wire electrodes and fluxes for submerged arc welding of structural steel // Welding World. – 1978. – № 3–4. – P. 70–71.

156. Старцев, Е. А. Структура и свойства сварного соединения при дуговой сварке низкоуглеродистой стали под слоем флюса, полученного из металлургического шлака электросталеплавильного производства / Е. А. Старцев, В. В. Григорьев, П. В. Бахматов // Вопросы материаловедения. – 2024. – № 2(118). – С. 104-121. – DOI 10.22349/1994-6716-2024-118-2-104-121. – EDN JPMRTT.

157. Haunstetter, Jürgen & Krüger, & Zunft, (2020). Experimental Studies on Thermal Performance and Thermo-Structural Stability of Steelmaking Slag as Inventory Material for Thermal Energy Storage. Applied Sciences. 10. 931. 10.3390/app10030931.

158. Старцев, Е. А. Анализ фазовых переходов и изменения массы сварочных флюсов и шлаков при высоких температурах / Е. А. Старцев, П. В. Бахматов // Ученые записки Комсомольского-на-Амуре государственного технического университета. – 2025. – № 1(81). – С. 85-92. – EDN PNEUDK.

159. Старцев, Е. А. Влияние режимов дуговой автоматической сварки на геометрические параметры шва стыковых соединений из низкоуглеродистой стали, выполненных с применением экспериментального флюса / Е. А. Старцев, П. В. Бахматов // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2023. – Т. 25, № 4. – С. 61-73. – DOI 10.17212/1994-6309-2023-25.4-61-73. – EDN ITPFQF.

160. Металлургические шлаки / Н. А. Васютинский. - Киев : Тэхника, 1990. - 150 с. : ISBN 5-335-00799-0.

161. Старцев, Е. А. Повышение технологических возможностей автоматической дуговой сварки путем использования экспериментального флюса / Е. А. Старцев, П. В. Бахматов // Молодежь и наука: актуальные проблемы фундаментальных и прикладных исследований : Материалы VII Всероссийской национальной научной конференции молодых учёных, Комсомольск-на-Амуре, 08–12 апреля 2024 года. – Комсомольск-на-Амуре: Комсомольский-на-Амуре государственный университет, 2024. – С. 106-108. – EDN HLFUZP.

162. Старцев, Е. А. Свойства сварных образцов после автоматической дуговой сварки с применением экспериментального флюса / Е. А. Старцев, П. В. Бахматов // Наука, инновации и технологии: от идей к внедрению : Материалы Всероссийской научно-практической конференции молодых ученых, Комсомольскна-Амуре, 16–17 ноября 2023 года. – Комсомольск-на-Амуре: Комсомольский-на-Амуре государственный университет, 2023. – С. 77-80. – EDN KDAETP.

163. Старцев, Е. А. О корреляции значений концентрации напряжений, выявленных методом магнитной памяти с величиной напряжений при дифрактографии / Е. А. Старцев, П. В. Бахматов // Жизненный цикл конструкционных материалов (от получения до утилизации) : Материалы XIV Всероссийской научнотехнической конференции, Иркутск, 13–14 мая 2024 года. – Иркутск: Иркутский национальный исследовательский технический университет, 2024. – С. 196-202. – EDN BNCLRN.

ПРИЛОЖЕНИЕ А

(справочное)

Расчет экономической эффективности от производства сварочного флюса

Расчет экономической эффективности проводился по себестоимости производства 10 кг (мощность экспериментальной установки ФГБОУ ВО КнАГУ) флюса из металлургического шлака в сравнении с рыночной ценой промышленного флюса АН-42.

При расчете себестоимости разработанного флюса приняли следующие вводные: металлургический шлак на участок производства флюса поставляется дробленым (на шлакоотвале ООО Амурсталь существует дробильная система). На участке производится индукционный переплав, дробление флюса, добавка связующего, просушка (прокалка) флюса, просеивание, упаковка. При переплавке шлака восстанавливается до 30% по массе от исходной шихты чугуна, при расчете себестоимости учитывается его стоимость как металлолом (отнимается от общей себестоимости). Себестоимость рассчитывается как сумма материальных затраты и заработной платы работника. Количество сотрудников на участке -1, тарифная ставка – 375 р/час.

В расчет не приняты амортизационные и другие налоговые отчисления по причине их незначительного влияния на себестоимость малого количества флюса. Цена флюса АН-42 рыночная, на момент 11.10.2023 г. – 3790 рублей за 10 кг.

Таблица 1

histaka						
Технологическая опе-	Затрачиваемый ре-	Время,	Цена,	Расход	Тариф	Стоимость,
рация	сурс	Ч	р/ед			руб
Подготовка печи, за-		0,05				
грузка шихты						
Индукционный пере-	Эл. энергия,	1		100	5,54	554
плав шлака	руб/кВт*ч			кВт		
Дробление флюса	Эл. энергия,	0,5		3 кВт	5,54	8,31
	руб/кВт*ч					
Добавление связую-	жидкое стекло	0,1	200	0,5 л		100
щего	натриевое					
Лробление флюса	Эп. энергия.	0.5		3 кВт	5.54	8.31
Ar and the the the	руб/кВт*ч	0,0			2,21	

Расчет себестоимости производства сварочного флюса из металлургического шпака

Просеивание (ручное)		0,5				
Прокаливание	Эл. энергия,	1		10 кВт	5,54	55,4
	руб/кВт*ч					
Упаковка	3-слойные, склеен-	0,1	20	1 шт		20
	ные бумажные					
	мешки закрытого					
	типа с клапаном					
	ГОСТ 2226-2013,					
	размер 44*38*9(11).					
Сумма:		3,75				746,02
ИТОГО:						
Материальные затраты						746,02
Заработная плата						1406,25
Полученный слиток		0,003	13500			40,5
чугуна, т						
ОБЩАЯ СЕБЕСТОИМОСТЬ						2152,27

По результатам расчета экономическая эффективность составила 167,8 рублей на 1 кг флюса.

ПРИЛОЖЕНИЕ Б

(справочное)

Акт об использовании научных результатов диссертационной работы

Директор ООО «КЭМ»

УТВЕРЖДАЮ

АКТ об использовании научных результатов диссертационной работы Старцева Егора Андреевича

Подписавшийся ниже, главный сварщик Сушко А.В. подтверждает, что результаты, полученные в диссертационной работе Старцева Егора Андреевича, апробированы в производственных условиях ООО «КЭМ». Полученные при применении запатентованного состава флюса и диапазона параметров режима автоматической дуговой сварки стыковые соединения образцов рулонируемых стенок вертикальных резервуаров из стали ВСт3пс ГОСТ 380-71 толщиной 5 мм после проведенных лабораторных испытаний соответствуют требованиям ГОСТ 8713-79, СТО СА 03-002-2009, ГОСТ 31385-2016, ПБ 03-584-03.

Разработанный флюс, после проведения сертификации, может быть применен ООО «КЭМ» в качестве сварочного материала при производстве РВС с учётом эксплуатационных параметров среды.

Главный сварщик ООО «КЭМ»:

урал Сушко А.В.

ПРИЛОЖЕНИЕ В

(справочное)

Акт внедрения результатов научного исследования

АКТ ВНЕДРЕНИЯ

результатов научного исследования в практику

г. Электрогорск

«19» // 2024г

Мы, нижеподписавшиеся, Старцев Егор Андреевич и его научный руководитель, Бахматов Павел Вячеславович, кандидат технических наук, доцент, заведующий кафедрой «Технологии сварочного и металлургического производства имени В.И. Муравьева» ФГБОУ ВО «КнАГУ», с одной стороны и Вишняков Александр Владимирович, генеральный директор Электрогорского металлического завода АО «ЭЛЕМЕТ» с другой стороны составили настоящий акт о том, что на основании научно-исследовательской работы Старцева Егора Андреевича в сварочном производстве в 2024 г были опробованы и готовы к внедрению следующие предложения и рекомендации:

N⁰	Ф.И.О.	Наименование	Эффект от внедрения
п/п	автора	предложения и его краткая	(указать отличия от предыдущих разработок, дать количественную характеристику от эффекта внедре-
	внедрения	характеристика	ния)
1	Старцев Е.А.	Сварочный флюс, получен-	Применяемый для электродуговой
		ный при переработке метал-	автоматической сварки низкоугле-
		лургического шлака	родистых сталей флюс на рекомен-
2		Технологические параметры	дованных режимах обеспечивает
		применения сварочного	свойства сварных соединений на
		флюса	уровне требований НТД. Указанная
			расчетная стоимость предложенно-
			го флюса на 30% ниже применяе-
_			мого.

Автор разработки

Старцев Е.А.

Научный руководитель

Бахматов П.В.

Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования «Комсомольский-на-Амуре государственный университет» (ФГБОУ ВО «КнАГУ»), 681013, Хабаровский край, г. Комсомольск-на-Амуре, проспект Ленина, 27, тел.: +7(4217)53-23-04, факс +7 (4217) 53-61-50, e-mail: office@knastu.ru

Руководитель организации Вишняков А. В. Электрогорский металлический завод АОкольМЕТ», 142530, РФ, Московская область, г. Электрогорск, ул. Свердлова, д.И., тел.: +7(495)707-10-57; еmail: info@elemet

ПРИЛОЖЕНИЕ Г

(справочное)

Охранный документ на результаты интеллектуальной деятельности



приложение д

(справочное)

Охранный документ на результаты интеллектуальной деятельности



ПРИЛОЖЕНИЕ Е

(справочное)

Акт о внедрении результатов диссертационной работы в учебный процесс

УТВЕРЖДАЮ И.о. ректора ФГБОУ ВО «Комсомольский-на-Амуре государственный университет» Э.А. Дмитриев «20 жилли 2025 г.

АКТ

о внедрении результатов диссертационной работы Старцева Егора Андреевича «Структура и свойства неразъемных соединений из низкоуглеродистой стали, полученных электродуговым воздействием под слоем флюса, приготовленного из шлака электросталеплавильного производства» в учебный процесс

Комиссия в составе:

председатель: Григорьев Ян Юрьевич, к.ф.-м.н., и.о. проректора по учебной работе,

члены комиссии: Бахматов Павел Вячеславович, к.т.н., доцент, заведующий кафедрой «Технология сварочного и металлургического производства имени В.И. Муравьева», Григорьев Владимир Владимирович, к.т.н., доцент кафедры «Технология сварочного и металлургического производства имени В.И. Муравьева».

составили настоящий акт о том, что результаты диссертационной работы на соискание ученой степени кандидата технических наук «Структура и свойства неразъемных соединений из низкоуглеродистой стали, полученных электродуговым воздействием под слоем флюса, приготовленного из шлака электросталеплавильного производства» внедрены и используются в учебном процессе на кафедре «Технология сварочного и металлургического производства имени В.И. Муравьева» факультета машиностроительных и химических технологий при изучении дисциплин:

- «Современные сварочные материалы» при подготовке бакалавров по направлению 15.03.01 «Машиностроение»

- «Сварка, родственные технологии и/процессы» при подготовке магистров по направлению 15.04.01 «Машиностроение».

Председатель комиссии:

Григорьев Я.Ю.

Члены комиссии:

Бахматов П.В.

Григорьев В.В.