На правах рукописи

Седухин Вадим Валерьевич

СОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА И ТЕХНОЛОГИИ ВЫПЛАВКИ ДУПЛЕКСНОЙ МАРКИ СТАЛИ, ЛЕГИРОВАННОЙ АЗОТОМ, В ОТКРЫТОЙ ИНДУКЦИОННОЙ ПЕЧИ

Специальность 2.6.2 «Металлургия черных, цветных и редких металлов»

Автореферат
диссертации на соискание учёной степени
кандидата технических наук

Челябинск – 2023

Диссертация выполнена на кафедре «Техника и технологии производства материалов» филиала федерального государственного автономного образовательного учреждения высшего образования «Южно-Уральский государственный университет (национальный исследовательский университет)» в г. Златоусте.

Научный руководитель: **Чуманов Илья Валерьевич**, доктор технических наук, профессор

Официальные оппоненты: **Капуткин Дмитрий Ефимович**, доктор технических наук, доцент, профессор кафедры физики, ФГБОУ ВО «Московский государственный технический университет гражданской авиации», г. Москва

Мазничевский Александр Николаевич, кандидат технических наук, технический директор ООО «Ласмет», г. Челябинск

Ведущая организация: Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования «Магнитогорский государственный технический университет имени Г.И. Носова», г. Магнитогорск

Защита диссертации состоится «22» марта 2023 г. в 16:00 часов на заседании диссертационного совета 24.2.437.01 при Южно-Уральском государственном университете по адресу: 454080, г. Челябинск, пр. Ленина, 76, ЮУрГУ (НИУ), главный корпус, ауд. 1007.

Отзывы на автореферат в двух экземплярах, заверенные печатью, просьба направлять по адресу: 454080, г. Челябинск, пр. Ленина, 76, ЮУрГУ (НИУ), Ученый совет. Тел. (351) 366-58-29, e-mail: sedukhinvv@susu.ru

С диссертацией можно ознакомиться в библиотеке ФГАОУ ВО «Южно-Уральский государственный университет (НИУ)» и на сайте:
https://www.susu.ru/ru/dissertation/24243701-d-21229801/seduhin-vadim-valerevich

Автореферат разослан «____» _____ 2023 г.

Ученый секретарь
диссертационного совета,
кандидат технических наук, доцент Шабурова Н.А.

ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

Актуальность работы

Для экономики РФ нефтегазовая отрасль является стратегически важной и одной из самых высокотехнологичных, и коррозионностойкая сталь играет в ней критически важную роль. Широкое распространение для изготовления конструкций добывающего комплекса промышленности получили нержавеющие стали аустенитного класса. Однако с началом и интенсификацией работ по поиску и освоению морских запасов нефти и газа к коррозионностойким сталям стали предъявляться новые требования. В связи с этим широкое применение в качестве металла для изделий данного вида добычи получили стали аустенитно-ферритного класса. Эти стали отличаются от однофазных аустенитных повышенными пределами прочности и текучести, коррозионной стойкости и лучшей свариваемостью. Для получения комплекса необходимых коррозионных свойств данного класса сталей при снижении в них содержания никеля, применяют легирование азотом, что позволяет им превосходить по прочности, вязкости и коррозионной стойкости традиционные нержавеющие стали.

В настоящее время острой проблемой для отечественной металлургии является освоение производства импортозамещающих дуплексных марок сталей, легированных азотом, для нефтегазовой и других отраслей промышленности. Так, широкое применение в качестве конструкционного материала при подводной добыче нефти и газа получила аустенитно-ферритная (дуплексная) сталь марки UNS S32750 (Super Duplex 25Cr), что объясняется 2-мя причинами. Во-первых, Россия не является значимым игроком в мировой отрасли по производству коррозионностойкой стали (0,4 % от общемирового показателя), а выпускаемый объем продукции (120 тыс. тонн в 2021 году) удовлетворяет не более 25 % потребления общего количества стали различными отраслями промышленности. Во-вторых, значительных объемов производства дуплексных марок сталей, легированных азотом, в России не наблюдается, а ближайшие отечественные аналоги не удовлетворяют конечного потребителя показателями физико-механических и коррозионных свойств.

При разработке и внедрении новых для производителей стали составов коррозионностойких сталей необходимо учитывать, что металлургические производства РФ имеют в своем распоряжении как морально, так и технологически устаревшее оборудование, работоспособность которого, во многом, обеспечена запасом прочности, заложенным в него при введении в эксплуатацию в конце прошлого века.

В связи с этим в настоящее время **актуальной** является задача по совершенствованию химического состава и технологии выплавки дуплексной марки стали, легированной азотом, в открытой индукционной печи с целью замены аналогов зарубежного производства. Также необходимо отметить, что рассматриваемый состав стали будет являться новым для производителей металла, поэтому также **актуальной** является задача установления параметров

дальнейшего передела, что в итоге должно обеспечить конечную металлопродукцию необходимыми показателями физико-механических и коррозионных свойств.

Работа поддержана соглашением №020-11-2021-1030 (идентификатор 000 0000002021PQG0002) от 1 июля 2021 г. о предоставлении из федерального бюджета субсидии российским организациям на финансовое обеспечение затрат на проведение научно-исследовательских и опытно-конструкторских работ по современным технологиям в рамках реализации такими организациями инновационных проектов, что также подтверждает ее актуальность.

Степень разработанности темы исследования

Получение различных составов дуплексных марок сталей исследовалось различными группами ученых из разных стран мира: Франции, Италии, России, Швеции, США, Японии, Индии и др. Однако активное исследование вопросов получения сталей класса «дуплекс» и закономерностей влияния легирования, режимов термической обработки и обработки давлением на их структуру и свойства началось в конце 1980-ых годов. Это связано с тем, что в данный период времени появились и активно развивались технологии вакуумно- и аргоно-кислородной дегазации, которые позволяли производить стали с низким содержанием углерода, а также с контролируемым содержанием азота.

Исследованию вопросов растворимости азота, закономерностей его взаимодействия с элементами расплава на основе железа посвящены работы таких исследователей, как Н.П. Чижевский, И.И. Жуков, Д. Чипман, Д.А. Корриган, А.Н. Морозов, Г.М. Григоренко, Е. Шюрман, К. Форч, Г. Штайн, А.Х. Сатир-Колорц, А.Г. Свяжин, Л.М. Капуткина, Г.Г. Михайлов, М.О. Шпайдель, Ц.В. Рашев, Л.Г. Ригина. Вопросам получения составов супердуплекных сталей и изучением влияния концентрации азота на их макроструктуру посвящены работы Левкова Л.Я, Дуба В.С., Косырева К.Л., Ю.-Х. Пака, З.-Х. Ли, П. Чандрамохана, С.С. Мохамеда Назирудина, С.С. Рамакришнана. Наибольшее количество работ в области изучения нержавеющих сталей различных классов, представлено исследованиями влияния химического состава и легирования азота на закономерности структурообразования и показатели физико-механических свойств. В данном направлении большой вклад сделали такие исследователи, как А.А. Казаков, Ю.Н. Гойхенберг, О.А. Банных, М.В. Костина и др., при этом необходимо отметить, что большинство работ проведено коллективами, в состав которых входят вышеперечисленные исследователи.

Целью работы является совершенствование химического состава дуплексной стали UNS S32750, легированной азотом в количестве 0,24-0,32 масс. %, и ее получения технологией индукционной выплавки, вкупе обеспечивающих необходимые показатели физико-механических свойств конечной металлопродукции.

Для достижения указанной цели необходимо решить следующие задачи:

1. Определить влияние основных легирующих элементов химического состава дуплексной стали (Cr, Ni, Mo) на ее фазовый состав;

2. Определить методику расчета предельной концентрации азота в составе дуплексной стали и практически подтвердить ее применимость;

3. Определить комплекс мероприятий выплавки исследуемой стали в индукционной печи, обеспечивающих получение слитка без дефектов в виде газовой пористости, с низкой загрязненностью неметаллическими включениями и низким содержанием кислорода (0,002-0,003 масс. %);

4. Провести физическое моделирование горячей деформации стали разработанного состава и исследовать влияние деформационных процессов на формирование микроструктуры;

5. Провести промышленную апробацию научно-обоснованных положений в условиях ООО «Златоустовский металлургический завод».

Научная новизна

1. Установлено влияние концентрации основных легирующих элементов (Cr, Ni, Mo) на фазовый состав стали UNS S32750, а также влияние легирования ванадием стали исследуемого химического состава. Методом термодинамического моделирования определена температура ликвидус исследуемого состава стали – 1430 °С.

2. Установлена зависимость, описывающая предельную концентрацию азота в стали UNS S32750 и определено значение температуры (1480 °С), которое необходимо применять для выполнения расчетов.

3. Экспериментально установлено, что при выплавке в индукционной печи стали UNS S32750, применение схемы окончательного раскисления «SiCa/кальций металлический из расчета на 0,1 масс. % Ca и никель-магниевая лигатура из расчета 2,5 кг/т» позволяет снизить содержание кислорода в стали до значений 0,0019-0,0023 масс. % по сравнению со схемой «алюминий из расчета 1 кг/т, SiCa/кальций металлический из расчета на 0,1 масс. % Ca и никель-магниевая лигатура из расчета 1,5 кг/т» – 0,0040-0,0071 масс. %.

4. Определено значение энергии активации процесса динамической рекристаллизации для стали UNS S32750 усовершенствованного состава – 501,3 кДж/моль, позволяющее рассчитать параметр Зинера–Холломона для различных температурно-скоростных режимов деформации.

Практическая значимость

1. Уточненное уравнение для определения предельной концентрации азота в стали, что позволяет в оперативном режиме производить расчеты для получения слитков стали без дефектов в виде газовой пористости.

2. Скорректировано значение усвоения азота из азотированных ферросплавов при выплавке стали UNS S32750 в индукционной печи – 80-85 %, вместо принятого по действующей технологии 60-65 %.

3. Скорректированы температуры выпуска и разливки стали – 1550…1590 °С и 1510…1540 °С, соответственно, по сравнению с действующей технологией – 1570…1600 °С и 1530…1570 °С, соответственно.

4. Установлен оптимальный температурный интервал ковки исследуемого состава стали UNS S32750 – 1150…1250 °С.

5. Полученные научно-технические результаты использованы при разработке Временной технологической инструкции «Производство трубной

заготовки из стали марки 03Х25Н7АМ4 (UNS S32750, Super Duplex 25Cr)» и освоении производства продукции с требуемыми показателями физико-механических свойств из стали данной марки на ООО «Златоустовский металлургический завод».

6. Основные научно-технические результаты, представленные в работе, внедрены и используются в учебном процессе при подготовке студентов по направлениям подготовки 22.03.02 и 22.04.02 «Металлургия» в филиале ФГАОУ ВО «ЮУрГУ (НИУ)» в г. Златоусте.

Методология и методы исследования

Методологической основой исследования послужили труды ведущих отечественных и зарубежных ученых в области изучения получения составов дуплексных марок сталей, легированных азотом.

Для достижения поставленных целей и задач в диссертационной работе были использованы следующие методы:

- термодинамическое моделирование (пакет программ FactSage 6.4);
- математические расчеты систем уравнений (программные средства обработки данных MS Excel);
- выплавка экспериментальных составов стали (индукционная плавильная печь СЭЛТ-ИПУ-30СМ/40);
- металлографические исследования (оптический световой инвертированный металлографический микроскоп Axio Observer.D1, растровый электронный микроскоп Jeol JSM-6460LV, микротвердомер Future Tech FM-800);
- физическое моделирование процессов горячей деформации (физический симулятор термомеханических процессов Gleeble 3800);
- испытания физико-механических свойств (испытания согласно ГОСТ 1497-84, ГОСТ 9454-78, ГОСТ 9012-59, ASTM G48-11).

Положения, выносимые на защиту

1. Результаты термодинамического моделирования фазового состава стали UNS S32750 в зависимости от концентрации основных легирующих элементов (Cr, Ni, Mo) и ее усовершенствованный химический состав.
2. Значение температуры, описывающее условие предельной концентрации азота в дуплексных сталях, позволяющее получать бездефектные слитки.
3. Скорректированные операции и параметры технологии открытой индукционной выплавки для получения дуплексной стали усовершенствованного состава.
4. Результаты промышленной апробации получения оптимизированного состава стали и технологии ее выплавки в условиях реального производства с установленными показателями физико-механических свойств конечной металлопродукции.

Степень достоверности

Достоверность результатов исследований обеспечивается их получением на основе экспериментов, проведенных с использованием современного научного оборудования и апробированных аналитических методов,

применением комплекса взаимодополняющих экспериментальных и аналитических методик и подтверждена их воспроизводимостью.

Апробация результатов работы

Основные положения диссертации и ее отдельные результаты доложены и обсуждены на следующих конференциях: Международный форум «Диалог металлургов: прогноз развития отрасли до 2030 года. Ценовые и технологические решения», г. Москва, 21-22 апреля 2022 г.; IX Международная молодежная научная конференция «Физика. Технологии. Инновации ФТИ-2022», г. Екатеринбург, 16-20 мая 2022 г.; VI International Youth Scientific and Technical Conference «Magnitogorsk Rolling Practice 2022», г. Магнитогорск, 31 мая - 4 июня 2022 г.; Международная научная конференция «Физико-химические основы металлургических процессов» имени академика А.М. Самарина, г. Выкса, 10-14 октября 2022 г.

Личный вклад автора

Автором непосредственно лично получены основные результаты диссертационной работы. При непосредственном участии автора проведены термодинамические расчеты фазового состава дуплексной стали, легированной азотом, в различных концентрациях легирующих элементов. Проведен анализ полученных результатов и сформулированы рекомендации для выбора оптимального химического состава. Проведен анализ и уточнение расчетного выражения для определения предельной концентрации азота в дуплексных сталях. В лабораториях кафедры «Техника и технологии материалов» ФГАОУ ВО «ЮУрГУ (НИУ)» спланированы и проведены работы по выплавке экспериментальных составов дуплексной стали с использованием различных операций технологии индукционной выплавки. Систематическая консультация с техническими специалистами ООО «ЗМЗ» и непосредственное присутствие на всех этапах опытно-промышленной апробации.

Публикации по теме диссертации

Основное содержание диссертации опубликовано в 8-ми печатных работах, из них 6 – в изданиях, рекомендованных ВАК РФ. Подана заявка на получение патента на изобретение РФ.

Структура и объем работы

Диссертационная работа состоит из введения, 5 глав, заключения, изложена на 125 страницах машинописного текста, включающего 44 рисунка, 18 таблиц, списка использованных источников из 123 наименований отечественных и зарубежных авторов, 2 приложений.

Автор выражает благодарность научному руководителю доктору технических наук, профессору Чуманову Илье Валерьевичу, коллективу кафедр «Техника и технология производства материалов» и «Материаловедение и физико-химия материалов» ФГАОУ ВО «ЮУрГУ (НИУ)», специалистам и руководству ООО «Златоустовский металлургический завод» за помощь в работе над диссертацией.

ОСНОВНОЕ СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ

Во введении обоснована актуальность и описана степень разработанности тематики исследования, сформулированы цель работы и задачи исследования, сформулированы цель и задачи работы, обозначена научная новизна, теоретическая и практическая значимость работы.

В первой главе приведен литературный обзор по исследуемому вопросу. Установлено влияние азота, как легирующего элемента в дуплексных сталях, описана структура вторичных фаз, выделяющихся при кристаллизации дуплексных сталей. Рассмотрены технологические особенности пластической деформации и термической обработки сталей данного класса. Установлено, что величина предельной концентрации азота является лимитирующим фактором получения бездефектных слитков.

Установлено, что ближайшие отечественные аналоги класса аустенитно-ферритных марок сталей не удовлетворяют конечного потребителя по показателям физико-механических и коррозионных свойств. Однако существующий запрос на изделия из данного класса сталей диктует необходимость разработки их оптимальных составов, технологий выплавки и режимов дальнейших переделов, в том числе для возможности реализации проектов по созданию малотоннажных производств. Выбрана марка стали, представляющая интерес для конечного потребителя, и которая будет являться основой для проведения теоретических и экспериментальных работ – сталь марки UNS S32750.

Во второй главе представлены методики исследования, применяющиеся в ходе работы. Описана методика термодинамического моделирования с использованием пакета программ FactSage 6.4. Приведена методология уточнения расчетного выражения для прогнозирования предельной концентрации азота в стали исследуемого состава. Изложена методика проведения экспериментов по выплавке составов аустенитно-ферритной стали, легированной азотом, с использованием технологии открытой индукционной выплавки. Представлены методы исследования химического состава получаемых составов, оптической металлографии, электронно-микроскопических исследований и микротвердости отдельных фаз. Описано физическое моделирование горячей деформации стали оптимизированного состава с помощью испытательного комплекса Gleeble 3800 и обработки полученных результатов. Определение показателей физико-механических свойств проводилось в центральной заводской лаборатории по ГОСТ 1497-84, ГОСТ 9454-78, ГОСТ 9012-59, ASTM G48-11.

Третья глава посвящена теоретическим и экспериментальным исследованиям.

С помощью пакета программ FactSage 6.4 были построены диаграммы фазового состава стали UNS S32750 в координатах «температура – концентрация азота». Для моделирования были определены ряд составов, представленных в таблице 1.

Таблица 1 – Составы, выбранные для моделирования

<table>
<tr><th rowspan="2">№ состава</th><th colspan="10">Содержание элементов, масс. %</th></tr>
<tr><th>C</th><th>Si</th><th>Mn</th><th>P</th><th>S</th><th>Cr</th><th>Ni</th><th>Mo</th><th>Cu</th><th>V</th></tr>
<tr><td>1 (среднее)</td><td rowspan="11">0,015</td><td rowspan="11">0,40</td><td>0,60</td><td rowspan="11">0,025</td><td rowspan="11">0,010</td><td>25,0</td><td rowspan="4">7,0</td><td rowspan="7">4,0</td><td>0,25</td><td rowspan="11">-</td></tr>
<tr><td>2 (24 Cr)</td><td rowspan="10">1,20</td><td>24,0</td><td rowspan="7">0,30</td></tr>
<tr><td>3 (25 Cr)</td><td>25,0</td></tr>
<tr><td>4 (26 Cr)</td><td>26,0</td></tr>
<tr><td>5 (6 Ni)</td><td rowspan="4">25,0</td><td>6,0</td></tr>
<tr><td>6 (8 Ni)</td><td>8,0</td></tr>
<tr><td>7 (3 Mo)</td><td rowspan="2">7,0</td><td>3,0</td></tr>
<tr><td>8 (5 Mo)</td><td>5,0</td></tr>
<tr><td>9 (оптим.)</td><td rowspan="3">25,8</td><td rowspan="3">6,25</td><td rowspan="3">4,8</td><td rowspan="3">0,15</td></tr>
<tr><td>10 (0,15V)</td><td>0,15</td></tr>
<tr><td>11 (0,30V)</td><td>0,30</td></tr>
</table>

Первым является состав, представляющий собой среднее содержание элементов в стали марки UNS S32750. Анализ диаграммы (рисунок 1) свидетельствует о том, что, как было сказано ранее, сталь данного состава начинается кристаллизоваться с образованием феррита (α), при дальнейшем охлаждении в смеси из жидкого расплава и феррита начинается образовываться аустенит (γ).

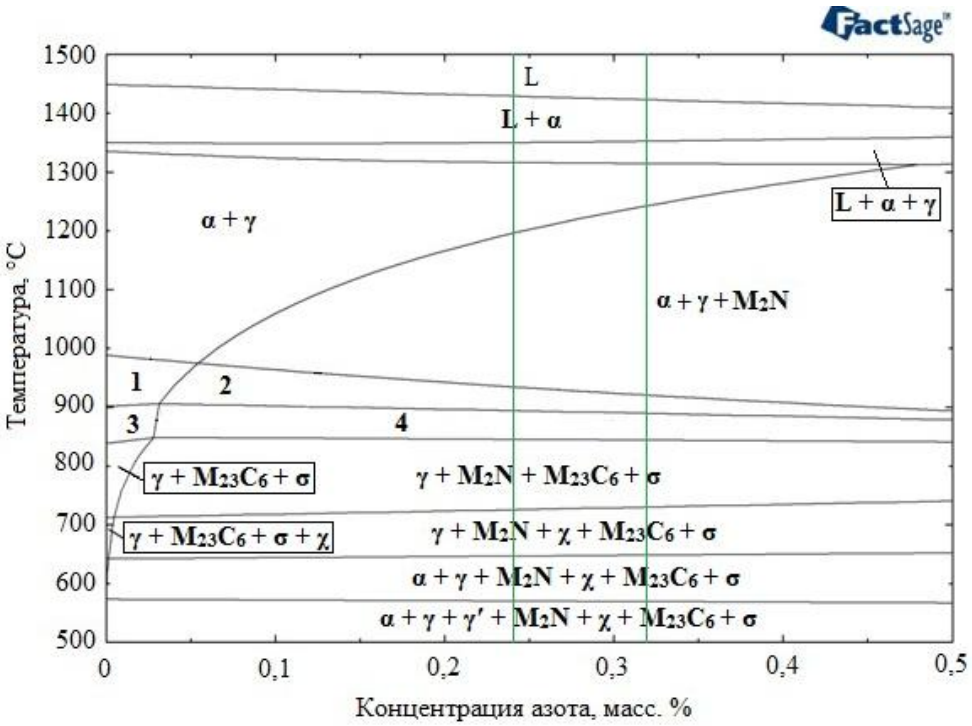


Рисунок 1 –Диаграмма фазового состава супердуплексной стали UNS S32750, состав 1 (сред., 25Cr-7Ni-4Mo); 1 – $\alpha+\gamma+M_{23}C_6$; 2 – $\alpha+\gamma+M_2N+M_{23}C_6$; 3 – $\alpha+\gamma+M_{23}C_6+\sigma$; 4 – $\alpha+\gamma+ M_2N+M_{23}C_6+\sigma$

В интересующем нас интервале концентрации азота 0,24-0,32 масс. %

последующее охлаждение позволяет получить структуру, состоящую из смеси феррита и аустенита, а затем приводит к образованию нитридов металлов (M_2N), являющихся в основном, нитридами хрома Cr_2N и CrN. В интервале температур ниже 900 °C стали образуются соединения карбидов ($M_{23}C_6$), интерметаллидных фаз σ ($(Fe,Ni)_x(Cr,Mo)_y$) и χ ($Fe_{36}Cr_{12}Mo_{10}$), а также вторичного аустенита (γ′). Также можно отметить, что интервал температуры нагрева под термическую обработку (1025-1125 °C) располагается в трехфазной области состава $\alpha+\gamma+M_2N$.

Увеличение концентрации хрома увеличивает температуру начала образования области состава $\alpha+\gamma+M_2N$ с 1205 °C при 24 масс. % до 1250 °C при 26 масс. %, а также температурный интервал образования феррита из жидкого расплава на 15 °C (рисунок 2), что обеспечит большее время его существования и, соответственно, повышение концентрации азота в нем.

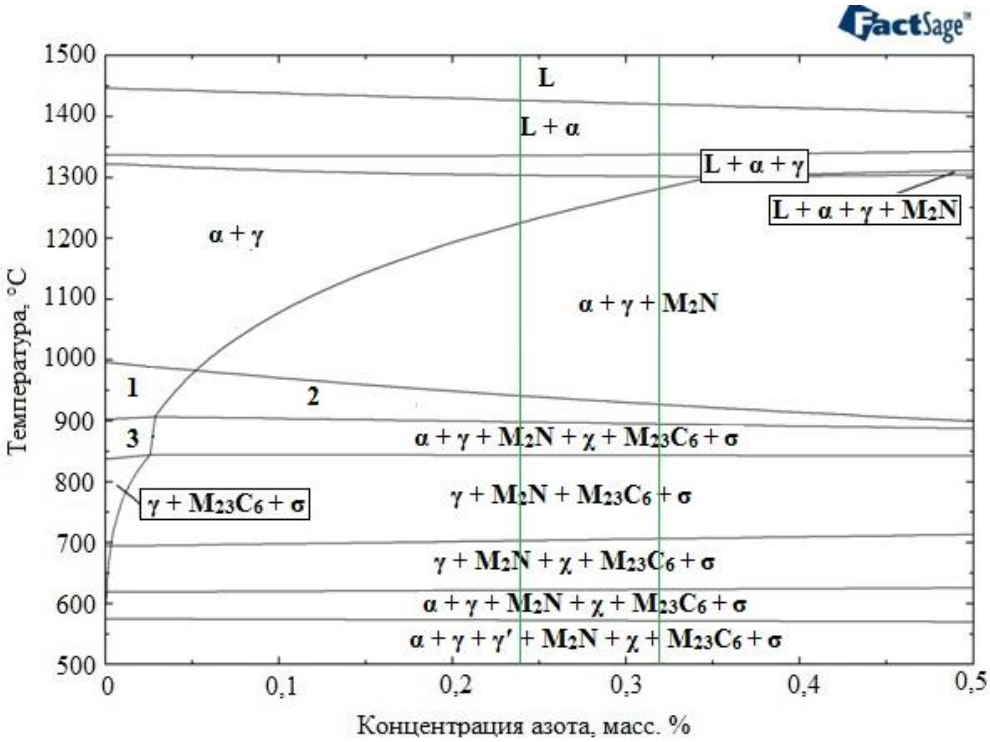


Рисунок 2 – Диаграмма фазового состава супердуплексной стали UNS 32750, состав 4 (26Cr-7Ni-4Mo); 1 – $\alpha+\gamma+M_{23}C_6$; 2 – $\alpha+\gamma+M_2N+M_{23}C_6$; 3 – $\alpha+\gamma+M_{23}C_6+\sigma$

В свою очередь, увеличение содержания никеля увеличивает температуру образования трехфазной области состава $\alpha+\gamma+M_2N$ с 1220 °C при 6 масс. % до 1240 °C при 8 масс. %, но в отличие от хрома, практически не влияет на температурный интервал образования феррита из жидкого расплава, но увеличивает температуру образования из жидкого расплава аустенита (рисунок 3).

При увеличении содержания молибдена в рассматриваемом составе температура образования области состава $\alpha+\gamma+M_2N$ увеличивается с 1190 °C при 3 масс. % до 1280 °C при 5 масс. % и аналогично хрому, расширяет температурный интервал образования феррита из жидкого расплава на 15 °C (рисунок 4).

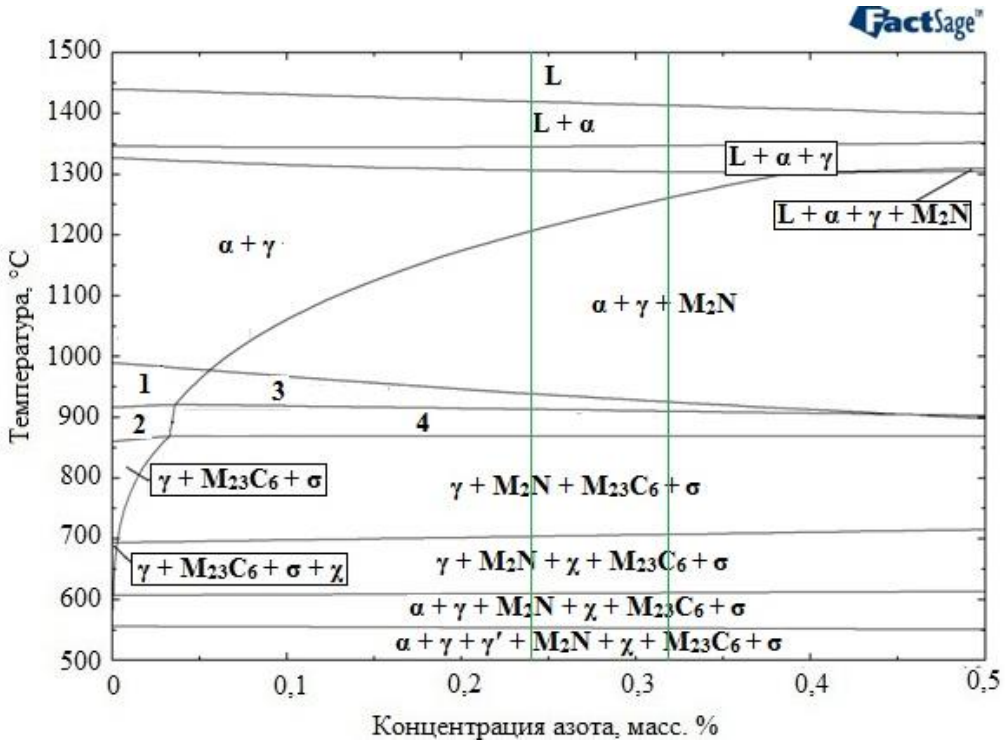


Рисунок 3 – Диаграмма фазового состава супердуплексной стали UNS S32750, состав 6 (25Cr-8Ni-4Mo); 1 – $\alpha+\gamma+M_{23}C_6$; 2 – $\alpha+\gamma+M_{23}C_6+\sigma$; 3 – $\alpha+\gamma+M_2N+M_{23}C_6$; 4 – $\alpha+\gamma+ M_2N+M_{23}C_6+\sigma$

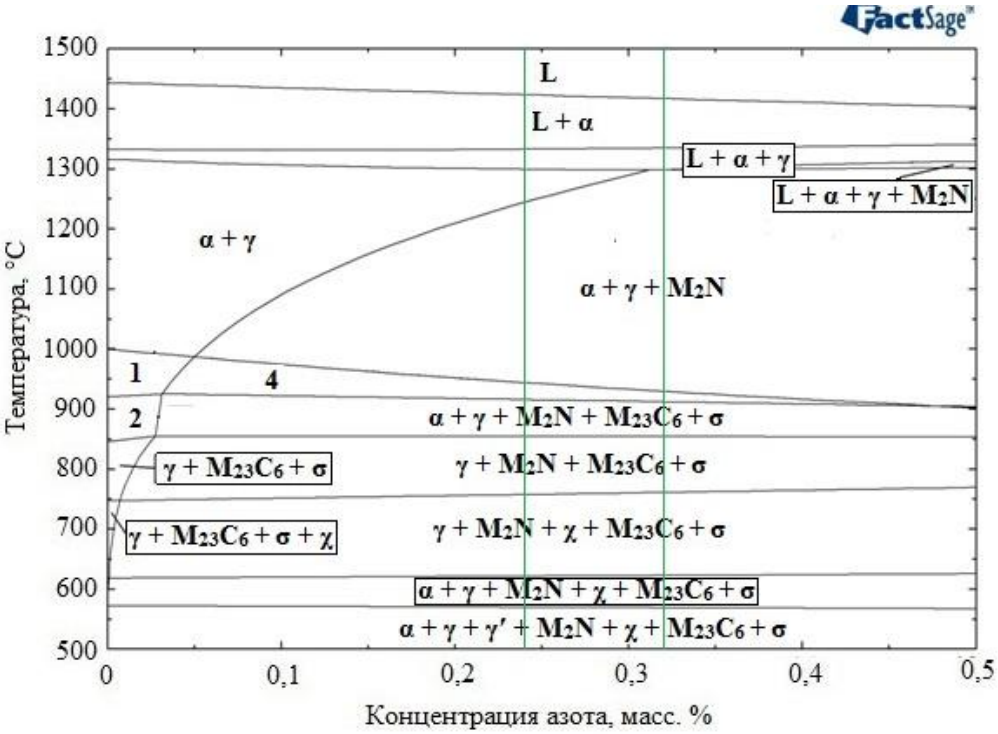


Рисунок 4 – Диаграмма фазового состава супердуплексной стали UNS 32750, состав 8 (25Cr-7Ni-5Mo); 1 – $\alpha+\gamma+M_{23}C_6$; 2 – $\alpha+\gamma+M_{23}C_6+\sigma$; 4 – $\alpha+\gamma+M_2N+M_{23}C_6$

На основании полученных результатов предложен оптимизированный химический состав стали типа UNS S32750, который обеспечивает выполнение следующих условий:

1) содержание Cr и Mo должно быть на уровне верхнего предела марочного состава, что расширяет температурный интервал образования феррита из жидкого расплава и увеличит концентрацию азота в нем; также повышение содержания данных элементов увеличивает растворимость азота в жидком расплаве;

2) содержание Ni должно быть на уровне нижнего предела марочного состава; это объясняется тем, что никель снижает растворимость азота в жидком расплаве.

Результаты термодинамического моделирования оптимизированного химического состава представлены на рисунке 5. При сравнении данной диаграммы с результатом моделирования среднего содержания элементов в стали (рисунок 1), можно отметить, что оптимизированный состав расширяет температурный интервал образования феррита на 20 °C, а образование области состава $\alpha+\gamma+M_2N$ начинается сразу по переходу сплава в твердое состояние из жидкого, что позволит связать введенный азот в нитридные соединения, тем самым увеличив его концентрацию.

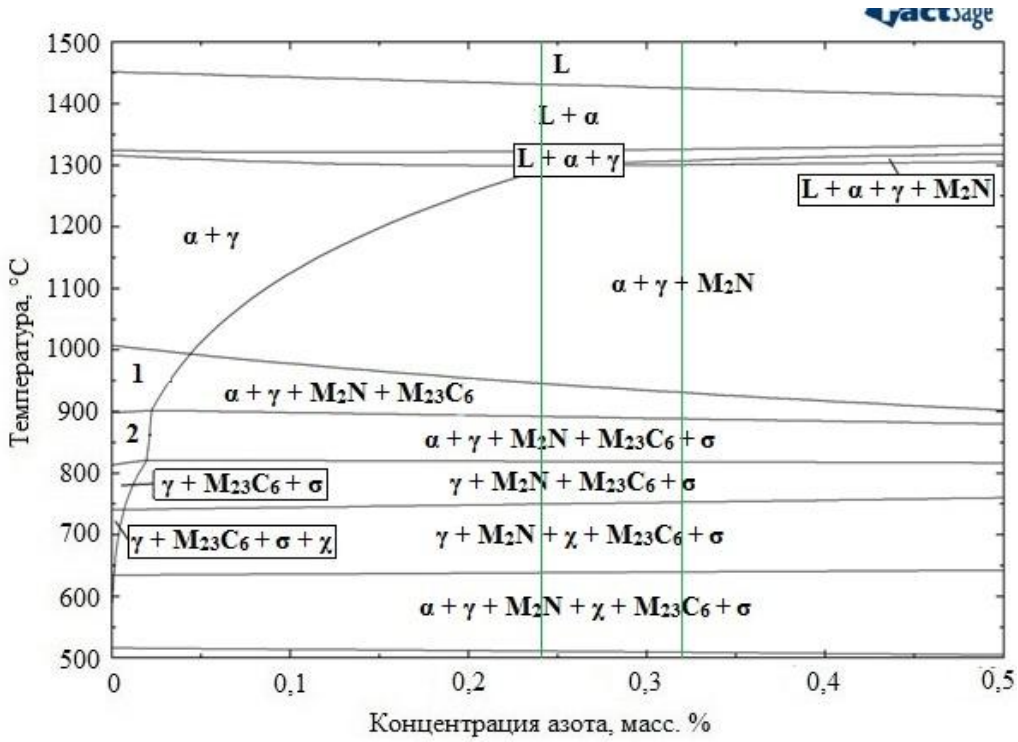


Рисунок 5 –Диаграмма фазового состава супердуплексной стали UNS S32750, состав 9 (оптимизированный, 25.8Cr-6.25Ni-4.8Mo)

Поскольку главная задача оптимизированного химического состава стали UNS S32750 – увеличение предельной концентрации азота, поскольку это является лимитирующим фактором получения бездефектных слитков, было решено изучить влияние легирования ванадием данного состава, так как ванадий является элементом, резко повышающим растворимость азота в расплавах железа. Результаты моделирования (рисунок 6) свидетельствуют о том, что ванадий смещает фазовую область $\alpha+\gamma+M_2N$ в сторону меньшей концентрации азота, а в интервале температур ниже 800 °C образуется

интерметаллидная фаза Z, представляющая собой соединение типа CrVN. Также при концентрации азота 0,24-0,25 масс. % отмечается образование фазы γ_1, представляющую собой соединение VN.

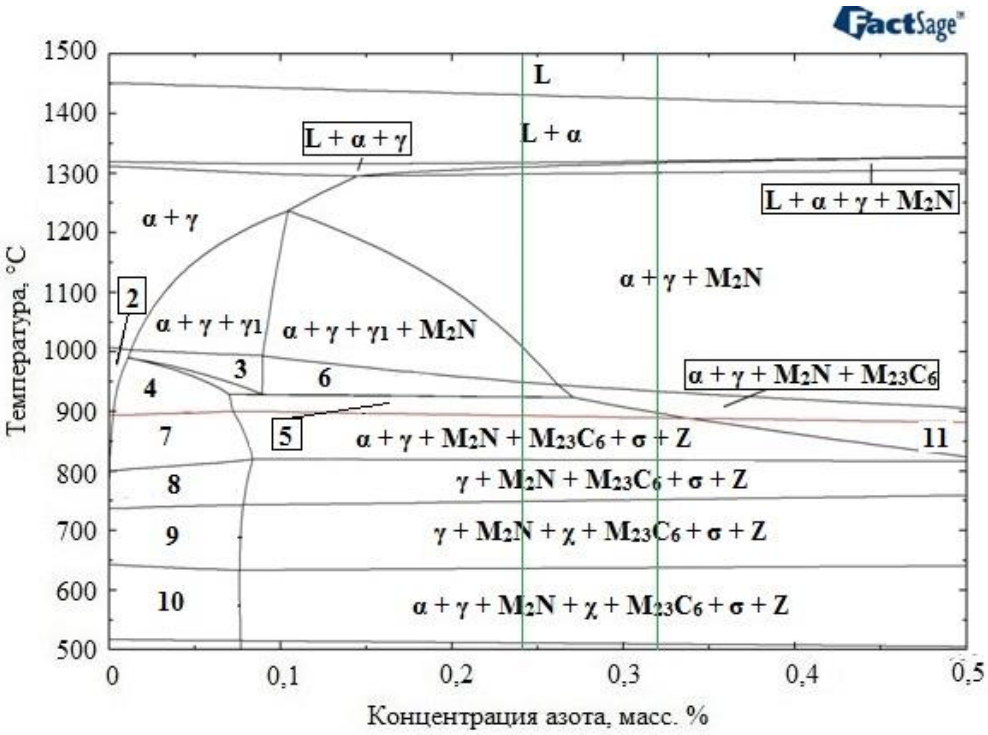


Рисунок 6 –Диаграмма фазового состава супердуплексной стали UNS 32750, состав 11 (25.8Cr-6.25Ni-4.8Mo-0.30V)

Для проверки выдвигаемых выше положений необходимо провести расчеты показателя предельной концентрации азота исследуемых составах сталей.

На основании проведенного литературного обзора было определено математическое выражение (1), позволяющее прогнозировать предельную концентрацию азота в расплавах систем Fe-Cr-Mn-Ni-Mo исследуемого химического состава (Свяжин А.Г., Капуткина Л.М. Азотистые и высокоазотистые стали. Промышленные технологии и свойства // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. 2019. Т. 62. №3. С. 173–187):

$$\lg[N] = \frac{1}{2}\lg P_{N_2} - \frac{850}{T} - 0{,}905 - \left(\begin{array}{c} \left(\frac{90}{T} + 0{,}47\right)[C] + \left(\frac{35}{T} + 0{,}03\right)[Si] + \left(-\frac{45}{T} + 0{,}006\right)[Mn] + \\ + \left(\frac{17{,}3}{T} - 1{,}2 \cdot 10^{-4}\right)[Ni] + \left(\frac{23}{T} - 0{,}0053\right)[S] + \left(\frac{148}{T} - 0{,}034\right)[P] + \\ + \left(-\frac{171}{T} + 0{,}043\right)[Cr] + \left(-\frac{424}{T} + 0{,}106\right)[V] + \left(-\frac{3500}{T} + 1{,}27\right)[Ti] + \\ + \left(-\frac{77}{T} - 0{,}026\right)[Mo] + \left(\frac{115}{T} - 0{,}025\right)[N] \end{array} \right) - \quad (1)$$

$$-\left(\begin{array}{c}\left(\frac{60}{T}-0{,}022\right)[C]^2+8\cdot10^{-4}[Si]^2-4\cdot10^{-4}[Mn]^2+\\+\left(\frac{0{,}206}{T}+3{,}8\cdot10^{-6}\right)[Ni]^2+\left(\frac{0{,}7}{T}-2\cdot10^{-4}\right)[Cr]^2+\\+\left(\frac{6{,}1}{T}-0{,}00195\right)[V]^2+\left(\frac{0{,}32}{T}-1{,}4\cdot10^{-4}\right)[Mo]^2\end{array}\right)-$$

$$-\left(\begin{array}{c}0{,}01[C][Si]-0{,}0009[Si][Mn]+0{,}02[Mn][C]+0{,}0037[N][Cr]+\\+0{,}0034[N][Mn]+0{,}009[N][V]\end{array}\right)-$$

$$-\left(-2{,}5\cdot10^{-5}[N][Cr]^2-4{,}5\cdot10^{-5}[N][V]^2\right).$$

Помимо концентрации легирующих элементов, основными показателями в выражении является парциальное давление азота над расплавом и температура взаимодействия. Парциальное давление азота для расчетов было постоянным и составляло 0,078084 МПа, что соответствует параметрам выплавки металла в условиях открытой атмосферы.

Однако значение температуры, которое необходимо использовать, вызывает вопросы. В различных источниках исследователи предлагают различные варианты – температура отдачи азотированных ферросплавов (1580-1600 °С), температура выпуска металла из печи или разливки (1520-1580 °С), либо температура начала кристаллизации (1430-1450 °С). Однако такие различия используемого для расчета показателя температуры дают совершенно разные результаты предельной растворимости азота. К примеру, для состава 1 (таблица 1, среднее марочное содержание элементов) $[N]_{пред.\ 1600\ °C}$ = 0,216 масс. %, а $[N]_{пред.\ 1450\ °C}$ = 0,303 масс. %. При этом можно отметить, что величина предельной концентрации азота обратно пропорциональна величине температуры: при увеличении температуры $[N]_{пред.}$ снижается и наоборот.

Для установления показателя температуры, которое необходимо использовать в выражении, были проведены математические расчеты предельной концентрации азота в интервале температур 1450…1600 °С согласно выражению (1).

Для расчетов был отобран ряд составов стали UNS S32750 и других дуплексных сталей, легированных азотом. Составы 12-23 взяты из работ различных исследователей, в работах которых сообщалось как об успешных экспериментах по выплавке составов дуплексных сталей, легированных азотом, так и получении дефектных слитков (газовые пузыри), составы представлены в таблице 2.

По результатам анализа полученных данных можно отметить, что для расчета предельной концентрации азота не является актуальным использование температуры начала кристаллизации расплава 1450 °С, поскольку в составе 22 расчетный показатель предельной концентрации при данной температуре выше фактического, но при этом газовые пузыри в получаемом слитке присутствуют (таблица 3).

Таблица 2 – Составы, выбранные для анализа

№ состава	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	V	W	Cu	N
12	0,0245	0,8819	0,4054	0,020	0,009	24,45	6,29	4,197	0,056	-	-	0,32
13	0,021	0,99	1,11	0,019	0,005	23,38	6,19	3,11	-			0,15
14	0,029	0,96	0,73	0,021	0,007	25,85	7,06	4,45				0,22
15	0,0298	0,41	0,88	0,020	0,016	21,98	5,25	2,79				0,15
16	0,013	0,71	1,19	0,006	0,011	25,40	6,74	1,59		3,05		0,10
17	0,0178	0,79	0,73	0,0053	0,0064	25,35	6,75	1,39		2,46		0,14
18	0,0193	0,85	0,64	0,0048	0,007	25,37	6,86	1,39		2,43		0,25
19	0,010	0,70	0,70	0,004	0,011	25,64	6,89	1,59		2,64		0,25
20	0,0386	1,20	0,91	0,0265	0,0115	24,61	6,65	1,25		2,54		0,35
21	0,0227	0,94	0,76	0,0045	0,0061	25,66	7,02	1,45		2,51		0,37
22	0,033	0,47	1,13	0,023	0,008	25,60	6,38	4,46		-	0,16	0,34
23	0,018	0,30	0,80	0,023	0,008	25,50	6,53	3,90			0,16	0,26

Таблица 3 – Результаты расчета предельной концентрации азота, масс. %

№ состава	Температура, °C						Фактическое содержание [N], масс. %	Наличие газовой пористости
	1450	1480	1510	1540	1570	1600		
1	0,303	0,282	0,263	0,246	0,230	0,216	0,24-0,32*	нет
12	0,280	0,261	0,244	0,228	0,214	0,201	0,32	да
13	0,222	0,208	0,195	0,183	0,173	0,163	0,15	нет
14	0,334	0,310	0,288	0,269	0,251	0,235	0,22	нет
15	0,195	0,183	0,172	0,163	0,154	0,146	0,15	нет
16	0,225	0,210	0,196	0,184	0,173	0,162	0,10	нет
17	0,205	0,193	0,179	0,168	0,158	0,149	0,14	нет
18	0,197	0,184	0,172	0,162	0,152	0,144	0,25	да
19	0,216	0,202	0,189	0,177	0,166	0,156	0,25	да
20	0,165	0,154	0,145	0,136	0,129	0,122	0,35	да
21	0,196	0,183	0,171	0,160	0,151	0,142	0,37	да
22	0,344	0,320	0,297	0,277	0,259	0,243	0,34	да
23	0,325	0,302	0,281	0,262	0,245	0,230	0,26	нет

*Примечание. Марочное содержание.

Также показатели предельной концентрации азота в составе дуплексных сталей не являются действительными при расчете в интервале температур 1570-1600 °C, являющиеся температурами отдачи азотированных ферросплавов при легировании расплава и выпуска металла из печи. На примере составов 1, 15 и 23 наблюдается, что при данных температурах расчетные показатели ниже, чем фактическое содержание азота в полученном металле, но при этом в получаемых экспериментальных образцах отсутствуют дефекты в виде газовой пористости. Это противоречит положению об образовании газовой пористости в металле в случае, если концентрация введенного для легирования азота превышает предельную концентрацию азота в расплаве.

При дальнейшем анализе полученных результатов выдвинуто предположение о том, что температурой, которую необходимо использовать в существующем выражении (1) для расчета предельной концентрации азота в дуплексных сталях, является температура 1480 °С. Только при выполнении условия, что рассчитанный показатель растворимости азота при данной температуре выше фактической концентрации в стали, обеспечивается получение бездефектного слитка дуплексной стали.

Составы слитков экспериментальных партий выплавки составов дуплексной стали, легированной азотом, представлены в таблице 4. Получение составов производилось методом переплава чистых шихтовых материалов в индукционной печи СЭЛТ-ИПУ-30СМ/40, азот вводился в расплав путем присадки хрома металлического азотированного ХН15, производилось раскисление стали до подачи азотированного феррохрома (перед рафинировкой) и перед выпуском (окончательное).

Таблица 4 – Химический состав партий экспериментальных плавок

№ партии	Содержание элементов, масс. %												
	C	Mn	Si	P	S	Ni	Cr	Cu	Mo	V	Ti	Al	$N_{фак.}$/ $N_{расч.\ 1480°C}$
1	0,025	0,59	0,45	0,005	0,004	6,50	24,80	0,52	3,27	<0,005	0,004	0,090	0,40/0,239
2	0,018	0,65	0,49	0,005	0,004	6,03	24,90	0,26	3,36	<0,005	0,004	0,051	0,36/0,252
3	0,020	0,64	0,50	0,004	0,004	5,85	25,36	0,25	3,42	<0,005	0,003	0,046	0,35/0,267
4	0,019	0,72	0,64	0,005	0,003	6,10	24,85	0,33	3,82	-	0,004	0,073	0,32/0,268
5	0,024	0,69	0,54	0,005	0,003	6,60	24,50	0,33	4,00	0,16	0,003	0,102	0,39/0,274
6	0,015	0,96	0,69	0,005	0,004	6,40	24,40	0,60	3,82	0,13	0,004	0,084	0,34/0,267
7	0,026	1,02	0,41	0,004	0,002	5,70	24,55	0,27	3,37	<0,005	0,005	0,021	0,34/0,292
8	0,022	0,98	0,66	0,012	0,011	6,45	25,30	0,10	4,12	0,21	0,002	0,011	0,31/0,311
9	0,018	1,09	0,31	0,004	0,003	6,15	25,95	0,03	4,90	0,21	0,008	0,009	0,31/0,404

При первичном анализе макроструктуры полученных слитков было установлено, что слитки из партий 1-7 имеют дефекты в виде газовой пористости размером 3-15 мм, распределенных как по сечению, так и по высоте слитков (рисунок 8, а, б). Это объясняется тем, что рассчитанная предельная концентрация азота в соответствии с выражением (1) при T = 1480 °С в этих составах ниже той, которую фактически получили при выплавке.

При выплавке слитков партий 1-6 стали окончательное раскисление проводилось согласно действующей инструкции по выплавке стали марки ЗИ130 (03Х24Н6АМ3) на ООО «ЗМЗ»: раскисление стали перед выпуском алюминием из расчета 1 кг/т, SiCa/кальцием металлическим из расчета на 0,1 масс. % Са и никель-магниевой лигатурой из расчета 1,5 кг/т. Также было принято, что усвоение азота из азотированных ферросплавов составляло 60-65 %. По результатам исследований химического состава было установлено, что усвоение азота из ферросплавов составило от 82,5 до 91 %, что выше принятого при расчете шихты, с чем связано повышенное содержание азота в некоторых составах относительно марочного состава стали UNS S32750.

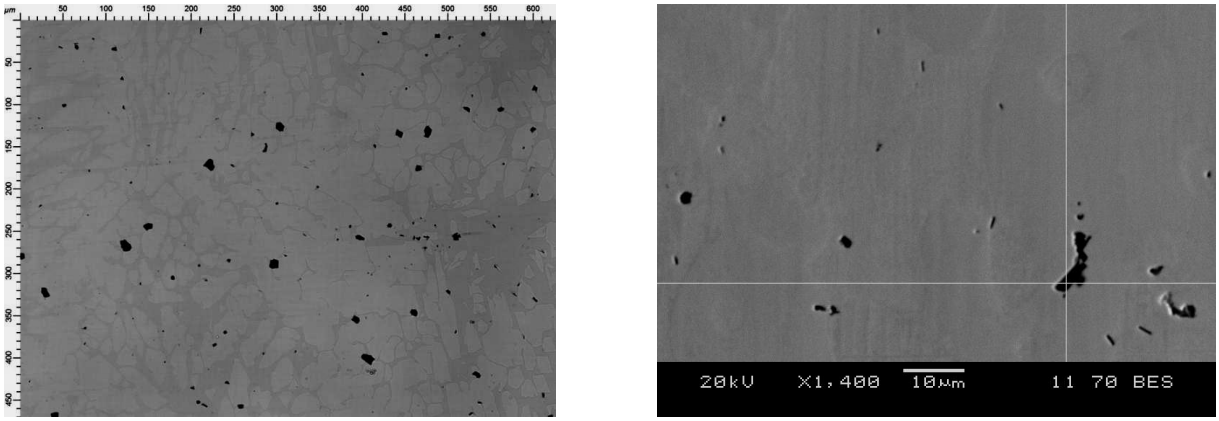
Поскольку разливка осуществлялась непосредственно из печи в изложницы, температура выпуска и разливки являлись равными и составляли согласно действующей инструкции 1530…1570 °С.

а) б) в)

Рисунок 8 – Макроструктура слитков экспериментальных партий: а – партия 4, верх слитка; б – партия 5, низ слитка; в – партия 9

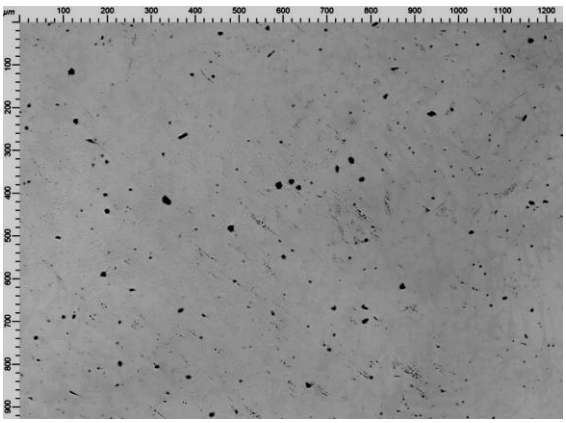
После получения 6-ти партий экспериментальных составов было решено проводить раскисление стали перед выпуском последующих составов без применения алюминия, поскольку основным видом включений в стали являются нитриды алюминия (рисунки 9, 10), а их количество и размер (8-15 мкм) не удовлетворяют требованиям к чистоте металла по неметаллическим включениям. Однако для компенсации операции раскисления было увеличено количество никель-магниевой лигатуры из расчета 2,5 кг/т.

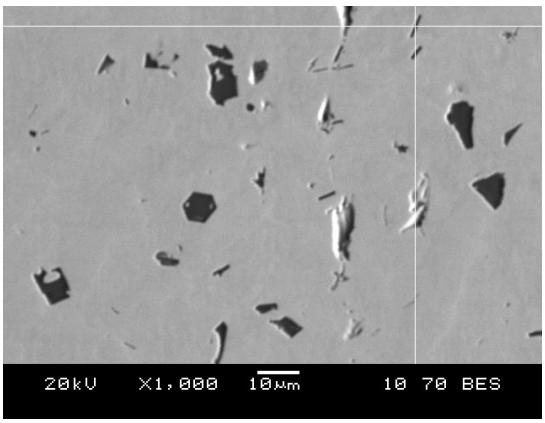
Окончательное раскисление слитков партий 7-9 производилось следующим образом: SiCa/кальций металлический из расчета на 0,1 масс. % Ca и никель-магниевая лигатура из расчета 2,5 кг/т. С учетом определенной в ходе термодинамического моделирования температуры ликвидус 1430 °С и разливкой стали сверху, температура перед разливкой слитков партий 7-9 составляла 1510…1540 °С. По результатам исследований химического состава было установлено, что усвоение азота при выплавке слитков партий 7-9 составило от 84,3 до 89,1 %.



а) б)

Рисунок 9 – Микроструктура слитков партии №1 (а, ×220) и неметаллические включения в них (б, ×1400)



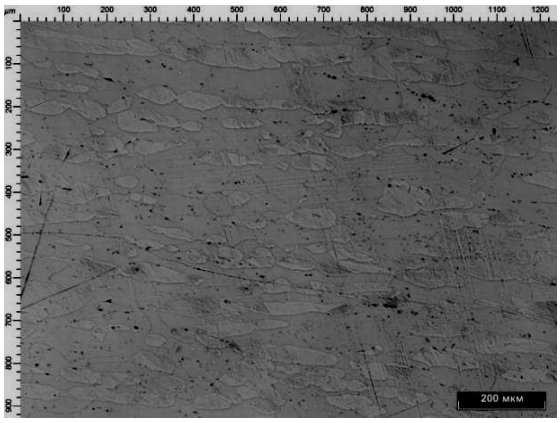


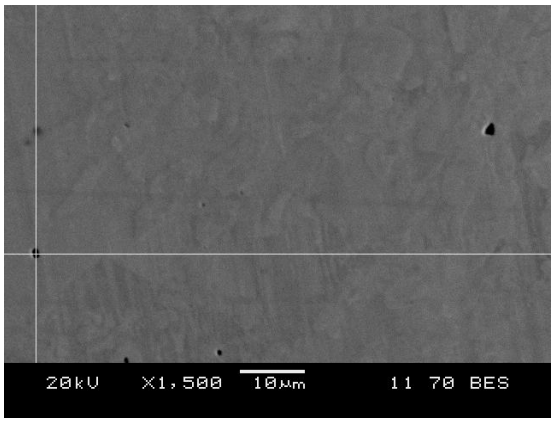
а) б)

Рисунок 10 – Микроструктура слитков партии №4 (а, ×220) и неметаллические включения в них (б, ×1000)

При анализе макроструктуры слитков партий №8 и №9 дефектов в виде газовой пористости не наблюдается (рисунок 8, в). Данный факт подтверждает применимость уточненного уравнения расчета предельной концентрации азота с показателем температуры 1480 °С для получения плотного слитка (таблица 4).

При исследовании слитков партии №9 так же, как и в остальных слитках, обнаруживается двухфазная структура (рисунок 11) из матрицы феррита (темные области) и образующегося в нем аустенита (светлые области). Основными неметаллическими включениями являются оксиды алюминия, но их размер (н.б. 1,5 мкм) и количество меньше, чем в слитках партий 1-6.





а) б)

Рисунок 11 – Микроструктура слитков партии №8 (а, ×220) и неметаллические включения в них (б, ×1500)

Установлено, что применение схемы окончательного раскисления «SiCa/кальций металлический из расчета на 0,1 масс. % Ca и никель-магниевая лигатура из расчета 2,5 кг/т» позволяет снизить содержание кислорода в стали исследуемого состава до значений 0,0019-0,0023 масс. % по сравнению со схемой «алюминий из расчета 1 кг/т, SiCa/кальций металлический из расчета на 0,1 масс. % Ca и никель-магниевая лигатура из расчета 1,5 кг/т» – 0,0040-0,0071 масс. % (рисунок 12).

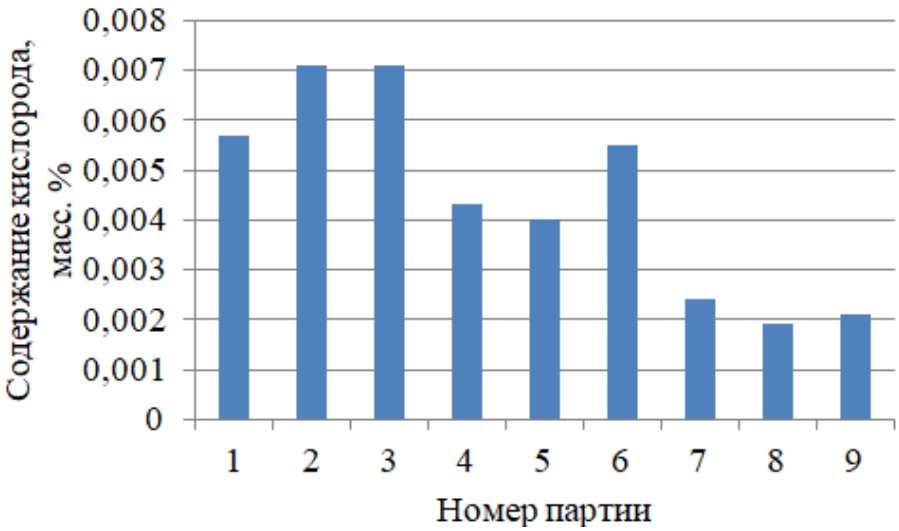


Рисунок 12 – Содержание кислорода в слитках партий экспериментальных выплавок

По результатам проведенных работ по получению составов стали марки UNS S32750 методом открытой индукционной выплавки сделаны следующие заключения:

1) предложен усовершенствованный химический состав (таблица 5), позволяющий получать слитки без наличия газовой пористости. В данном химическом составе (№1) сужены пределы по ряду элементов по сравнению со стандартом DIN EN 10088-3-2014 (№2).

Таблица 5 – Химический состав стали UNS S32750

№ состава	Массовая доля элементов, не более или в пределах, %										
	C	Mn	Si	Cr	Mo	Ni	N	P	S	Cu	V
1	0,03	1,00-1,20	0,45	25,3-26,0	4,0-5,0	6,0-6,5	0,24-0,30	0,025	0,010	0,30	0,05-0,25
2	0,03	1,20	0,80	24,0-26,0	3,0-5,0	6,0-8,0	0,24-0,32	0,035	0,025	0,50	-

2) температура металла по ходу выплавки не должна превышать 1600 °С, температура выпуска – 1550…1590 °С, температура разливки – 1510…1550 °С;

3) после отдачи азотированного феррохрома необходимо осуществлять выдержку расплава;

4) по окончанию выдержки производится отбор проб на определение химического состава и на усадку; в случае отсутствии усадки проводить доводку стали путем увеличения содержания хрома, молибдена, марганца и ванадия в пределах химического состава;

5) окончательное раскисление производить SiCa/кальцием металлическим из расчета на 0,1 масс. % Са и никель-магниевой лигатурой из расчета 2,5 кг/т. Производить раскисление стали алюминием не допускается.

В четвертой главе представлено моделирование горячей деформации стали оптимизированного состава для определения ряда зависимостей, описывающих процесс формирования микроструктуры.

Установлено, что напряжения течения падают с повышением температуры и с понижением скорости деформации. Форма кривых течения указывает на то, что горячая деформация сопровождается интенсивным динамическим разупрочнением, в результате которого напряжения течения после достижения пиковых (максимальных) значений испытывают падение или остаются на постоянном уровне (рисунок 13).

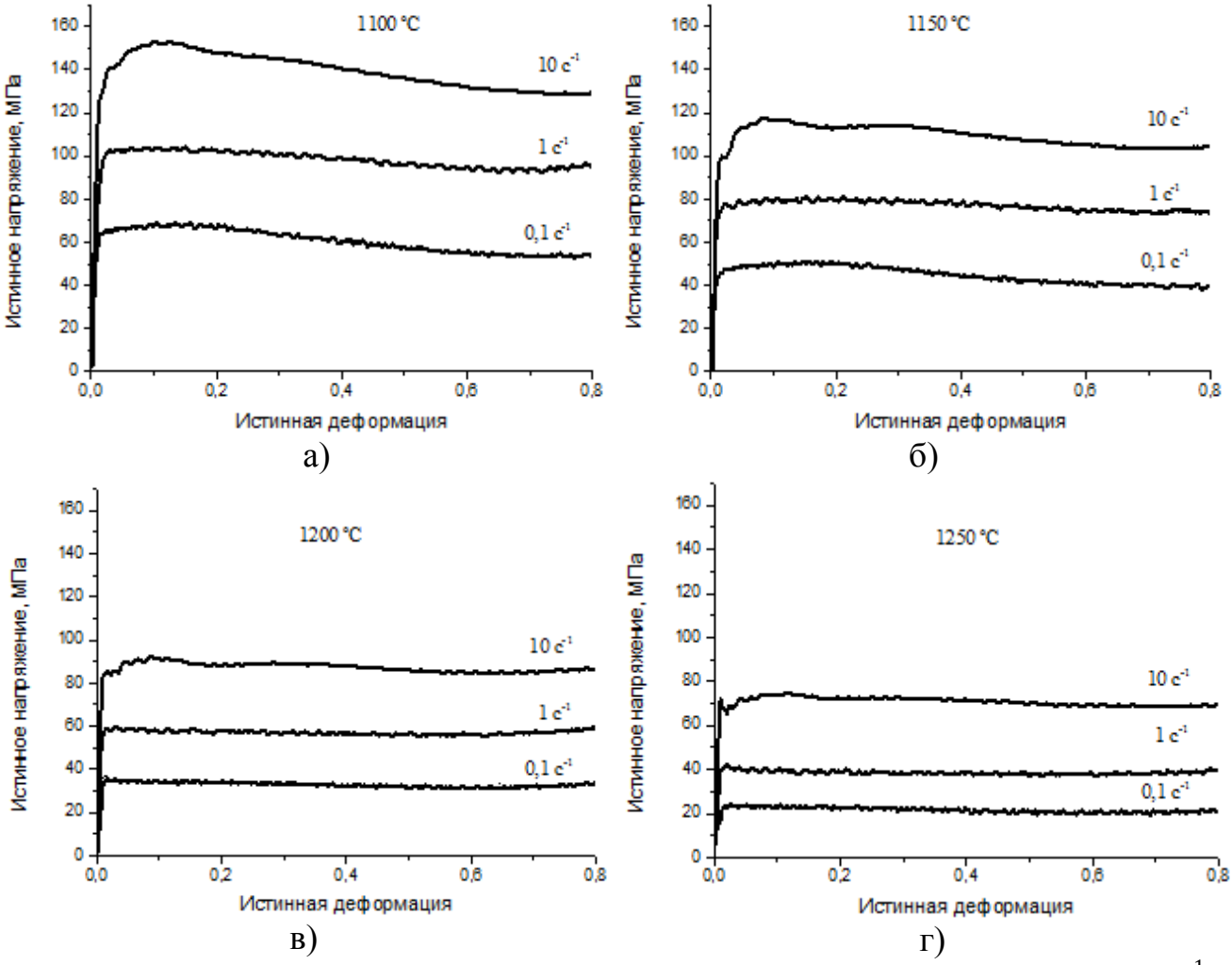
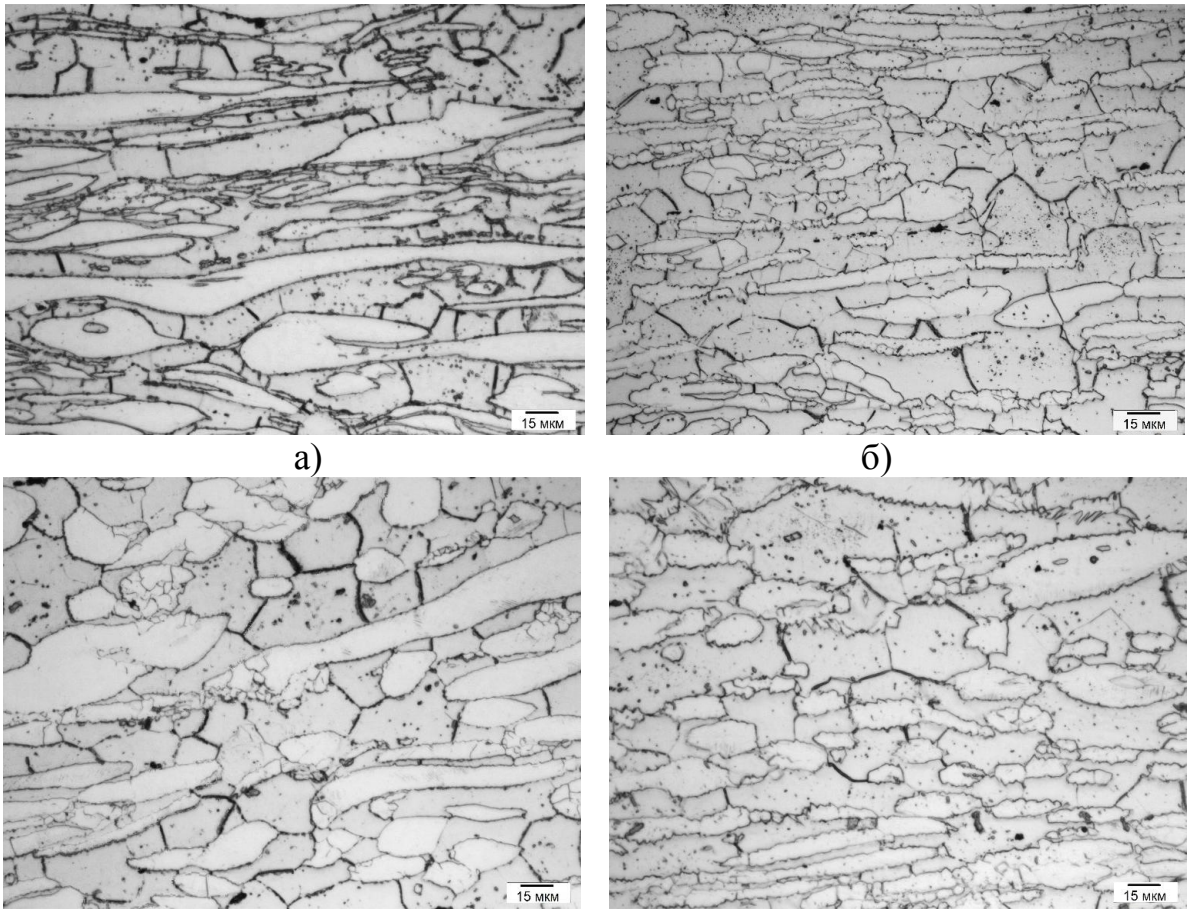


Рисунок 13 – Диаграммы деформации стали UNS S32750 при скоростях 0,1 $с^{-1}$, 1 $с^{-1}$ и 10 $с^{-1}$: а – при 1100 °С; б – при 1150 °С; в – при 1200 °С; г – при 1250 °С

С помощью полученных данных определено значение энергии активации процесса динамической рекристаллизации для стали UNS S32750 усовершенствованного состава Q = 501,31 кДж/моль, позволяющее рассчитать параметр Зинера–Холломона для различных температурно-скоростных режимов деформации.

Во всех исследованных режимах деформации ферритная матрица приобретает динамически рекристаллизованную структуру, о чем свидетельствует равноосная форма зерен феррита. С другой стороны, большинство участков аустенита вытягиваются вдоль нормали к приложенной сжимающей нагрузке. Степень вытянутости аустенитных участков и, соответственно, величина деформации, воспринимаемая аустенитом, возрастает с понижением температуры и ростом скорости деформации. В микроструктуре

образцов, деформированных при температуре 1100 °С со скоростями 1 $с^{-1}$ и 10 $с^{-1}$, каких-либо признаков динамической рекристаллизации аустенита не обнаружено, соответственно, механизмом разупрочнения аустенита является динамический возврат (рисунок 14, а). Повышение температуры деформации со скоростью 10 $с^{-1}$ активизирует начальные этапы динамической рекристаллизации аустенита. Границы аустенитных участков приобретают характерную зубчатость, формируются отдельные равноосные зерна аустенита (рисунок 14, б). При понижении скорости деформации до 0,1 $с^{-1}$ частичная динамическая рекристаллизация аустенита протекает более полно и наблюдается во всем диапазоне исследованных температур деформации (рисунок 14, в, г).

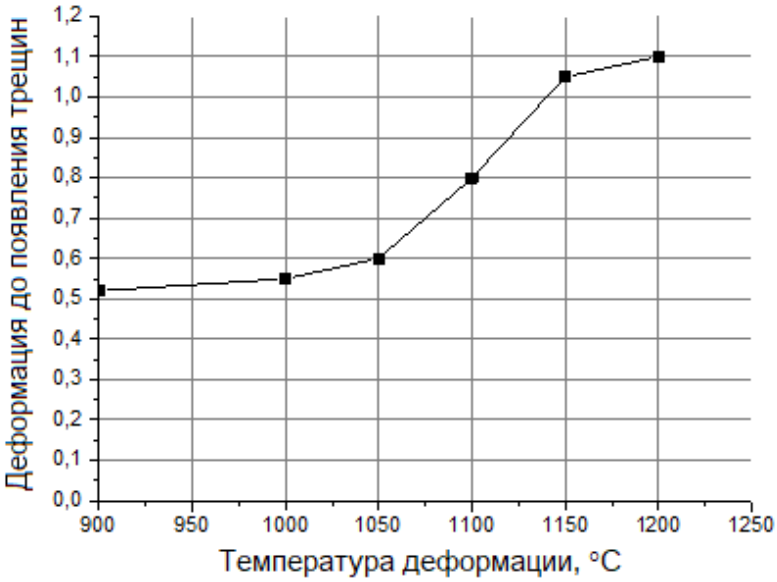


а) б) в) г)

Рисунок 14 – Микроструктура после различных температурно-скоростных режимов деформации, ×500: а) 1100 °С, 10 $с^{-1}$; б) 1200 °С, 10 $с^{-1}$; в) 1100 °С, 0,1 $с^{-1}$; г) 1200 °С, 0,1 $с^{-1}$

В испытаниях на сжатие при температурах деформации ниже 1100 °С многочисленные макротрещины и разрывы на поверхности образцов наблюдаются после истинной деформации в интервале 0,5–0,6 (рисунок 15). При нагреве до более высоких температур вторичные фазы в значительной степени растворяются, а пластичность существенно возрастает. В процессе деформации при температуре 1100 °С появление поверхностных трещин происходит, начиная с деформации 0,8, а при температурах 1150 °С и выше,

при которых аустенит испытывает частичную динамическую рекристаллизацию, поверхностные трещины наблюдаются после истинной деформации в интервале 1,0–1,1 либо вообще отсутствуют (рисунок 14, б). Таким образом, наиболее безопасным температурным интервалом ковки исследуемой литой стали является диапазон температур 1150–1250 °С.



а)

б)

Рисунок 15 – Влияние температуры деформации на пластичность стали UNS S32750: а) деформация, при которой появляются первые поверхностные трещины; б) образцы после деформации 1,1 со скоростью 10 $с^{-1}$

В пятой главе представлены результаты промышленной апробации разработанных научно-обоснованных положений.

В условиях ООО «ЗМЗ» получены 2 слитка (диаметром 450 мм и массой 1 т каждый) оптимизированного химического состава стали UNS S32750. Химический состав полученных слитков представлен в таблице 6.

Таблица 6 – Химический состав опытных слитков, масс. %

Плавка	C	Mn	Si	P	S	Ni	Cr	Mo	V	Cu	N
UNS S32750-1	0,018	1,06	0,38	0,006	0,006	6,35	25,55	4,05	0,22	0,09	0,30
UNS S32750-2	0,021	1,03	0,38	0,017	0,008	6,40	25,35	4,25	0,21	0,09	0,28

Выплавка производилась с использованием чистых шихтовых материалов и легированных отходов. Раскисление стали перед рафинировкой производилось FeAlZr (3 кг/т), окончательное – кальцием металлическим (1 кг/т), никельмагниевой лигатурой (2,5 кг/т) и церием металлическим (0,5 кг/т).

Деформация слитков происходила по различным режимам: слиток UNS S32750-1 подвергался ковке до финального размера диаметром 125 мм в несколько проходов; слиток UNS S32750-21 подвергался ковке до размера квадрат 180 мм, после чего прокатывался до финального размера диаметром 125 мм.

Представлены результаты макрооценки деформированных заготовок, которые свидетельствуют о соответствии полученных составов требованиям внутренних инструкций предприятия (таблица 7).

Таблица 7 – Результаты макрооценки заготовок, балл

№ заготовки	Центральная пористость	Точечная неоднородность	Ликвационный квадрат	Подусадочная ликвация
UNS S32750-1	1,0	1,0	0	0
UNS S32750-2	0,5	0,5	0	0
Требования	н.б. 1,0	н.б. 1,0	н.б. 1,0	н.б. 1,0

Результаты исследования механических свойств и стойкости к питтинговой коррозии свойств после проведения термической обработки (1100 °С, охлаждение в воде) представлены в таблицах 8 и 9.

Таблица 8 – Результаты испытаний механических свойств

№ образца / тип		σ_B, Н/мм^2	σ_T, Н/мм^2	δ_5, %	ψ, %	Твердость, НВ	Работа удара KV_{-46}, Дж
слиток UNS S32750-1							
1	продольный	813	667	27,6	71,0	234	41
2		805	639	31,6	66,7	241	40
3	поперечный	838	646	28,0	42,7	234	16
4		825	636	25,6	30,0	234	18
слиток UNS S32750-2							
1	продольный	885	688	31,6	68,1	248	68
2		890	699	29,2	65,0	255	99
3	поперечный	848	662	21,2	55,7	235	43
4		850	659	25,2	53,2	262	48
Требования		не менее 800	не менее 550	не менее 20	н.д.	не более 310	не менее 35 (ед.)/45 (ср.)

Таблица 9 – Результаты испытаний на стойкость к питтинговой коррозии согласно ASTM G48, методика А

Требования	Маркировка слитка	
	UNS S32750-1	UNS S32750-2
Отсутствие питтингов при увеличении ×20	Питтинги отсутсвуют	Питтинги отсутсвуют
Потеря массы – не более 4,0 г/м^2	Потеря массы – 3,9 г/м^2	Потеря массы – 3,44 г/м^2

Установлено, что выплавка усовершенствованного состава стали UNS S32750 в индукционной печи по скорректированной технологии позволяет получить слитки без наличия газовой пористости. Применение схемы деформации, включающей в себя операции прокатки, обеспечивает достижение показателей физико-механических свойств конечной металлопродукции, отвечающих требованиям, предъявляемым к ним.

Основные результаты и выводы

1. По результатам термодинамического моделирования установлен химический состав дуплексной стали UNS S32750, позволяющий расширить температурный интервал образования феррита, а образование нитридных соединений металлов обеспечивается при переходе сплава в твердое состояние из жидкого.

2. Установлена температура ликвидус усовершенствованного состава стали, составляющая 1430 °С. На основании этого скорректированы температуры выпуска и разливки стали – 1550…1590 °С и 1510…1540 °С соответственно, по сравнению с действующей технологией – 1570…1590 °С и 1530…1570 °С соответственно.

3. Установлено значение температуры, описывающее условие предельной концентрации азота в дуплексных сталях – 1480 °С. Только при выполнении условия, что рассчитанный показатель предельной концентрации азота при данной температуре выше его фактической концентрации в стали, обеспечивается получение бездефектного слитка (отсутствие газовой пористости).

4. Установлено, что применение схемы окончательного раскисления «SiCa/кальций металлический из расчета на 0,1 масс. % Ca и никель-магниевая лигатура из расчета 2,5 кг/т» позволяет снизить содержание кислорода в стали исследуемого состава до значений 0,0019-0,0023 масс. % по сравнению со схемой «алюминий из расчета 1 кг/т, SiCa/кальций металлический из расчета на 0,1 масс. % Ca и никель-магниевая лигатура из расчета 1,5 кг/т» – 0,0040-0,0071 масс. %.

5. Предложен усовершенствованный химический состав стали UNS S32750, позволяющий получать слитки без наличия газовой пористости. В данном химическом составе сужены пределы по ряду элементов по сравнению со стандартом DIN EN 10088-3-2014.

6. По результатам экспериментальных исследований скорректировано значение усвоения азота из азотированных ферросплавов 80-85 %, вместо принятого по действующей технологии 60-65 %.

7. Получено выражение для пикового напряжения течения в виде гиперболической функции параметра Зинера-Холломона с энергией активации 501,3 кДж/моль, которое может использоваться для оценки требуемых энергосиловых параметров ковочного и прокатного оборудования.

8. Установлен наиболее безопасный температурный интервал ковки стали UNS S32750 разработанного состава – 1150–1250 °С.

9. Промышленной апробацией в условиях ООО «Златоустовский металлургический завод» получен усовершенствованный химический состав дуплексной марки стали, легированной азотом, в индукционной печи, и с использованием результатов расчетов параметров передела по схеме «ковка + прокатка», достигнуто получение конечной металлопродукции (трубная заготовка) с требуемыми показателями физико-механических свойств.

Основное содержание работы опубликовано в следующих работах:

-публикации в рецензируемых журналах из списка ВАК:

1. Ефимушкин, А.С. Основные технологические приемы при производстве сталей типа Super Duplex 25Cr и особенности технологии их изготовления в условиях ООО «ЗМЗ» / А.С. Ефимушкин, И.В. Чуманов, А.Н. Аникеев, В.В. Седухин // Металлург. – 2022. – № 4. – С. 31–36.

2. Чуманов, И.В. Анализ вариативности состава дуплексных сталей по содержанию азота и углерода / И.В. Чуманов, Н.А. Шабурова, В.В. Седухин // Электрометаллургия. – 2022. – № 10. – С. 29–37;

3. Чуманов, И.В. Анализ методик прогнозирования предельной концентрации азота в дуплексных сталях / И.В. Чуманов, В.В. Седухин // Черная металлургия. Бюллетень научно-технической и экономической информации. – 2022. – Т. 78. – № 7. – С. 598–604;

4. Седухин, В.В. Уточнение выражения для расчета предельной растворимости азота в дуплексных сталях / В.В. Седухин, И.В. Чуманов // Вестник Южно-Уральского государственного университета. Серия: Металлургия. – 2022. – Т. 22. – №4. – С. 14–20;

5. Чуманов, И.В. Влияние легирования ванадием на фазовый состав супердуплексной стали / И.В. Чуманов, В.В. Седухин // Черная металлургия. Бюллетень научно-технической и экономической информации. – 2022. – Т. 78. – № 11. – С. 952–958;

6. Рущиц, С.В. Моделирование горячей деформации литой супердуплексной коррозионно-стойкой стали / С.В. Рущиц, Н.А. Шабурова, В.В. Седухин, А.М. Ахмедьянов, С.П. Самойлов, А.Н. Аникеев, И.В. Чуманов // Черная металлургия. Бюллетень научно-технической и экономической информации. – 2022. – Т. 78. – № 11. – С. 967–977;

- заявка на получение патента РФ:

7. Способ насыщения азотом жидкого металла в ковше / И.В. Чуманов, А.Н. Аникеев, В.В. Седухин, Д.В. Сергеев // Заявка на патент на изобретение РФ. – Рег. №2022124417 от 15.09.2022.

- публикации в других изданиях:

8. Sergeev, D.V. On the issue of nitrogen solubility in chromium-nickel grades of steels / D.V. Sergeev, V.V. Sedukhin, A.N. Anikeev, I.V. Chumanov // Физика. Технологии. Инновации. ФТИ-2022. [Электронный ресурс]: тезисы докладов IX Международной молодежной научной конференции, посвященной 100-летию со дня рождения профессора С.П. Распопина, Екатеринбург (16-20 мая 2022 г.) / отв. за вып. А. В. Ищенко. – Екатеринбург: УрФУ, 2022. – С. 810–811;

9. Седухин, В.В. Разработка химического состава дуплексной марки стали, легированной азотом, и технологии ее получения методом открытой индукционной выплавки с расчетом параметров дальнейшего передела / В.В. Седухин, И.В. Чуманов // Международная научная конференция «Физико-химические основы металлургических процессов» имени академика А.М. Самарина: сборник трудов конференции (Выкса. 10-14 октября 2022 г.) – Выкса: Копировально-множительный центр АО «Выксунский металлургический завод, 2022. – С. 530–534.