

Демин Константин Юрьевич

**ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ РАСКИСЛЕНИЯ И МОДИФИЦИРОВАНИЯ
СТАЛИ ДЛЯ ЖЕЛЕЗНОДОРОЖНЫХ КОЛЕС С ЦЕЛЬЮ ПОВЫШЕНИЯ ИХ
СЛУЖЕБНЫХ СВОЙСТВ.**


Специальность 05.16.02

Металлургия черных, цветных и редких металлов

АВТОРЕФЕРАТ

диссертации на соискание ученой степени

кандидата технических наук



Москва 2012

Работа выполнена на кафедре «Металлургии стали и ферросплавов» Федерального государственного автономного образовательного учреждения высшего профессионального образования «Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»» и лаборатории 17 «Диагностики материалов» Федерального государственного бюджетного учреждения науки Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова Российской академии наук

НАУЧНЫЙ РУКОВОДИТЕЛЬ:

Заведующий лабораторией ИМЕТ РАН
Член-корр. РАН,
доктор технических наук, профессор

Григорович Константин Всеволодович

ОФИЦИАЛЬНЫЕ ОППОНЕНТЫ:

МГВМИ

доктор технических наук, профессор

Смирнов Николай Александрович

НИТУ «МИСиС» кафедра ФНСиВТМ

доктор технических наук, профессор

Серов Геннадий Владимирович

ВЕДУЩЕЕ ПРЕДПРИЯТИЕ:

Государственный научный центр РФ Федеральное государственное унитарное предприятие «Центральный научно-исследовательский институт черной металлургии им. И.П.Бардина»

Защита диссертации состоится **«22» марта 2012 г.** в **10 часов** на заседании Диссертационного совета Д212.132.02 при НИТУ «МИСиС» по адресу: 119049, Москва, Ленинский проспект, д. 6, ауд. А-305.

С диссертацией можно ознакомиться в библиотеке НИТУ «МИСиС».

Автореферат диссертации размещен на официальном сайте НИТУ «МИСиС» – <http://misis.ru>.

Текст автореферата и объявление о защите направлены для размещения в сети Интернет Министерством образования и науки Российской Федерации по адресу referat_vak@mon.gov.ru

Отзывы на автореферат диссертации (в двух экземплярах, заверенных печатью учреждения) просьба направлять по адресу: 119049, г. Москва, Ленинский проспект, д. 4, Ученый Совет. Копии отзывов можно прислать по факсу: +7 (499) 135–96–69, а также на e-mail: dkx@yandex.ru.

Справки по телефону: **+7 (499) 236-82-17**

Автореферат разослан « 17 » февраля 2012 г.

Ученый секретарь Диссертационного совета:

доктор технических наук, профессор



Семин Александр Евгеньевич

Актуальность темы диссертационной работы

Значительная доля грузовых и пассажирских перевозок в РФ приходится на железнодорожный транспорт. Безопасность и эффективность перевозок в значительной мере зависят от надежности подвижного состава. Одним из важнейших показателей в ходе эксплуатации подвижного состава является качество железнодорожных колес, включающее в себя механические свойства колес и их эксплуатационная стойкость.

В последние годы в связи с растущими потребностями в перевозке грузов происходит интенсификация использования подвижного состава, за счет увеличения скорости движения и снижения времени на ремонт и обслуживание. Кроме того в настоящее время наблюдается тенденция к увеличению грузоподъемности подвижного состава (нагрузка на ось ж.-д. вагонов выросла с 230-250 кН в 1970-1990 гг. до 300 кН в 2000-х гг.). Также необходимо отметить повышение динамических нагрузок на колеса связанные с увеличением жесткости пути, в первую очередь за счет применения железобетонных шпал, вместо деревянных и увеличение доли щебня в подушке полотна и укладки в путь новых объемнозакаленных рельсов, с твердостью головки до 380 НВ (в настоящее время до 80 % магистральных путей). При этом твердость колес на поверхности катания обычно не превышает 300 НВ. Дополнительным фактором, влияющим на эксплуатационную стойкость ж.-д. колес является увеличение теплового воздействия на колеса, связанного с применением новых композиционных колодок (до 95 % тепла выделяющегося при торможении состава передается колесу) и увеличение скорости составов на перегонах.

По данным ОАО «ВМЗ», крупнейшего в России производителя железнодорожных колес (объем производства ж.-д. колес ~ 800 тыс. шт. / год, что составляет около 60 % рынка данной продукции в РФ), объемы досрочного вывода из эксплуатации и внеплановых ремонтов составляет около 200 тыс. шт./год, в том числе до 1/3 данного объема из-за дефектов металлургического производства.

Как показано в работах ИМЕТ РАН и ОАО «ВНИИЖТ» одной из основных причин досрочного вывода из эксплуатации как железнодорожных колес, так и рельсов являются контактно-усталостные дефекты, при возникновении которых концентраторами напряжений, как правило, служат крупные оксидные недеформируемые неметаллические включения, с высоким содержанием Al_2O_3 . В работах, выполненных в ИМЕТ РАН показано, что эксплуатационная стойкость транспортного металла в значительной степени зависит от чистоты стали по оксидным недеформируемым неметаллическим включениям.

Поэтому актуальной задачей является повышение чистоты транспортного металла по недеформируемым оксидным неметаллическим включениям с высоким содержанием Al_2O_3 , снижение общей загрязненности стали неметаллическими включениями и повышение эксплуатационной стойкости колес, получаемых из этой стали, за счет микролегирования и модифицирования.

Настоящая работа, направлена на развитие физико-химических основ процессов микролегирования и раскисления колесной стали, исследование влияния различных модификаторов на загрязненность стали неметаллическими включениями, анализ и оптимизацию технологии внепечной обработки колесной стали с целью повышения, уровня механических свойств, чистоты по неметаллическим включениям и качества железнодорожных колес.

Цель работы

Целью данной работы являлась разработка технологии внепечной обработки колесной стали, включая ее микролегирование карбо- нитридообразующими элементами и модифицирование барийсодержащими лигатурами с целью создания материала, способного обеспечить высокие эксплуатационные показатели, предъявляемые к железнодорожным колесам нового поколения, предназначенным для эксплуатации в условиях повышенных осевых нагрузок на современном высокоскоростном подвижном составе.

Методы исследования и достоверность полученных результатов

В ходе проведения работ применяли современные методы исследований качества металла: методы количественной металлографии на автоматическом анализаторе изображения Leco IA-32, оснащенный программным обеспечением Inclusion Expert с оценкой макро и микроструктуры металла, включая исследование размеров бывшего зерна аустенита на оптическом металлографическом микроскопе "OLYMPUS" PME-3, оснащенный цифровой видеокамерой; сканирующую электронную микроскопию с рентгеновским спектральным микроанализом неметаллических включений на микроскопах Hitachi S800, Carl Zeiss LEO 430i и Carl Zeiss CrossBeam 1540EsB с рентгеновским энергодисперсионными микроанализаторами типа INCA X-act и INCA Gemini. Химический анализ металла проводили на атомно-эмиссионных спектрометрах тлеющего разряда Leco SA-2000 и Leco GDS-850A, определение серы и углерода на газоанализаторах Leco CS-400 и Leco CS-600 методом окислительного плавления, определение кислорода (включая метод фракционного газового анализа), и азота проводили на газоанализаторах Leco TC-436 и Leco TC-600 методом восстановительного плавления в потоке газа-носителя (гелий). Физико-химические расчеты проводили с применением современного оригинального программного обеспечения Nitrogen, OxSeP, Oxid, а также программного обеспечения Origin 8. Применение современных методов исследования, использование современного программного обеспечения и расчетных методов, а также хорошее соответствие расчетных и экспериментальных данных обеспечивало достоверность и обоснованность выводов и положений работы.

Научная новизна

В работе были получены следующие новые научные результаты:

Термодинамическим анализом, лабораторными и промышленными экспериментами обоснована эффективность применения барийсодержащих лигатур для раскисления и модифицирования колесной стали, с целью снижения уровня загрязненности металла неметаллическими включениями и повышения механических свойств ж.-д. колес за счет измельчения структуры металла.

Предложен механизм влияния барийсодержащих модификаторов на качество колесной стали, за счет их модифицирующих свойств, улучшающих удаление крупных неметаллических включений в шлак и образование дисперсных (размер < 100 нм) неметаллических включений на границах зерен металла, препятствующих росту зерна в ходе термо-механической обработки ж.-д. колес.

Термодинамическим анализом и промышленными экспериментами обоснована и показана эффективность применения микролегирования колесной стали карбо-нитридообразующими элементами, с целью повышения комплекса механических свойств цельнокатаных железнодорожных колес.

Впервые определены оптимальные концентрации микролегирующих элементов, таких как алюминий и ванадий, добавки которых способны значительно повысить качество колесной стали

Практическая значимость работы

Предложены оптимальные варианты микролегирования колесной стали карбидо- и нитридообразующими элементами, позволяющие значительно повысить уровень механических свойств цельнокатаных железнодорожных колес, предназначенных для эксплуатации на современном высокоскоростном подвижном составе в условиях повышенных осевых нагрузок. Предложены варианты раскисления и модифицирования стали, позволяющие значительно снизить загрязненность металла неметаллическими включениями, что привело к значительному снижению уровня отбраковки при производстве ж.-д., в том числе по дефектам, выявляемым при ультразвуковом контроле.

В результате проведения опытно-промышленного опробования на ОАО «ВМЗ» предложенных мероприятий по совершенствованию технологии, получен металл по уровню механических свойств, загрязненности неметаллическими включениями и уровню отбраковки значительно превосходящий сравнительный текущего производства.

В промышленных условиях ОАО «Выксунский металлургический завод» разработана и опробована технология внепечной обработки и раскисления колесной стали позволившая обеспечить значительное снижение уровня отбраковки при производстве железнодорожных колес нового поколения с повышенной прочностью и твердостью.

Предложенные в работе положения по совершенствованию технологии учтены и использовались при составлении технологических инструкций по внепечной обработке колесной стали на ОАО «ВМЗ».

Апробация работы

Основные результаты работы доложены и обсуждены на 61-ой студенческой научной конференции «Металлургия-2006» (Москва, 2006 г.), IV, V, VI, IV Российской ежегодной конференций молодых научных сотрудников и аспирантов (Москва, 2007, 2008, 2009, 2011 гг.), IX, X международном Конгрессе сталеплавильщиков (Старый Оскол, 2006 г., Магнитогорск, 2008 г.), 2-ой ежегодной научно-практической конференции «От лома до качественной стали» (Москва, 2008 г.), круглом столе «Разработка, производство и испытания ниобийсодержащий рельсовых, колесных и других транспортных сталей» (Москва, 2011 г.), 127-ом заседании Рельсовой комиссии (Анапа, 2011).

Публикации

Основные материалы диссертации опубликованы в 12 печатных работах, в том числе 9 в журналах рекомендованных ВАК.

Объем и структура диссертации

Диссертация состоит из введения, пяти глав, выводов, списка цитируемой литературы и 1 приложения, содержит 113 страниц печатного текста (кроме того 1 приложение на 6 страницах), 59 рисунков, 61 формула и 17 таблиц. Список литературы включает 142 источников.

ОСНОВНОЕ СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ

Глава 1.

В главе представлен аналитический обзор литературных данных посвященных вопросам современного состояния железнодорожного транспорта, с точки зрения взаимодействия системы «колесо-рельс», проведены данные по анализу причин возникновения дефектов в железнодорожных колесах и рельсах, связанных с технологией выплавки, обсуждены перспективы дальнейшего повышения механических свойств железнодорожных колес, за счет изменения химического состава материала, идущего на их изготовление, связанное с микролегированием и модифицированием выплавленного металла.

Анализ литературных данных показывает что наиболее перспективным путем повышения механических свойств ж.-д. колес является переход к маркам колесной стали, содержащим повышенное содержание углерода, по сравнению со сталями предыдущего поколения.

Однако, повышение прочности ж.-д. колес за счет повышения среднего содержания углерода приводит к значительному снижению пластичности и охрупчиванию ж.-д. колес, что негативно сказывается на эксплуатационных характеристиках ж.-д. колес. Сделан вывод, что для предотвращения данного негативного влияния наиболее оптимальным путем является измельчение

структуры металла, что ведет к улучшению его пластичности и вязкости при сохранении высокого уровня твердости и прочности.

Оптимизация микроструктуры металла и ее измельчение (снижение балла зерна) может быть достигнута при использовании микролегирования колесной стали карбо- и нитридообразующими элементами, за счет образования дисперсных упрочняющих фаз по границам зерен металла, препятствующих его росту в ходе прессопрокатного производства и термообработки колес.

Для снижения загрязненности стали неметаллическими включениями в настоящее время наиболее широкое распространение получили различные модификаторы, как правило на основе кальция, которые позволяют обеспечить нахождения неметаллических включений в расплаве в жидком виде для облегчения их коагуляции, дальнейшему всплытию и ассимиляцию шлаком. Однако существующие технологии обработки колесной стали кальцийсодержащими материалами уже не в состоянии обеспечить более жесткие современные требования к чистоте стали по неметаллическим включениям, что вынуждает искать альтернативные материалы, для обработки расплавов колесной стали.

Целью данной работы являлось проведение исследований и разработка технологии внепечной обработки колесной стали, включая ее микролегирование карбо- нитридообразующими элементами и модифицирование барийсодержащими лигатурами с целью создания материала, способного обеспечить высокие эксплуатационные показатели, предъявляемые к железнодорожным колесам нового поколения, предназначенным для эксплуатации в условиях повышенных осевых нагрузок на современном высокоскоростном подвижном составе.

Глава 2.

Для оптимизации процессов раскисления был выполнен термодинамический анализ процессов раскисления колесной стали. Для вывода уравнения для расчета содержания кислорода в расплаве углеродистой стали при использовании комплексного раскисления была использована следующая методика:

В случае присутствия в расплаве металла нескольких элементов-раскислителей для каждого можно записать реакции взаимодействия с кислородом:



В случае образования раствора продуктов реакций активности отдельных продуктов реакций будут меньше единицы, и за счет этого при одном и том же содержании элемента-раскислителя можно получить меньшую концентрацию кислорода в расплаве, чем при отдельном введении каждого раскислителя в металл.

Константы равновесия для реакции (1) и (2) выражаются через следующие уравнения:

$$K_{R'} = \frac{a_{R'_n O_m}}{a_{R'}^n \cdot a_O^m} = \frac{a_{R'_n O_m}}{f_{R'}^n \cdot [R']^n \cdot f_O^m \cdot [O]^m}, \quad (3)$$

$$K_{R''} = \frac{a_{R''_k O_p}}{a_{R''}^k \cdot a_O^p} = \frac{a_{R''_k O_p}}{f_{R''}^k \cdot [R'']^k \cdot f_O^p \cdot [O]^p}; \quad (4)$$

где: $a_{R'_n O_m}$, $a_{R''_k O_p}$ - активности продуктов реакции;

$[R']$, $[R'']$, $[O]$ - массовые содержания элементов-раскислителей и кислорода, соответственно;

$f_{R'}$, $f_{R''}$, f_O - коэффициенты активности по Генри элементов-раскислителей и кислорода, соответственно;

n , m , k , p – стехиометрические коэффициенты.

При совместном раскислении расплава двумя элементами R' и R'' преимущественное участие в реакции принимает более сильный R' , однако если в процессе получают сложные оксидные соединения $xR'_n O_m \cdot yR''_k O_p$, то это способствует участию в реакции более слабого раскислителя R'' .

Реакцию образования сложного оксидного соединения $xR'_n O_m \cdot yR''_k O_p$ можно записать в следующем виде:



Константа равновесия для реакции (5) имеет следующий вид:

$$K_{R'R''} = \frac{a_{xR'_n O_m \cdot yR''_k O_p}}{a_{R'_n O_m}^x \cdot a_{R''_k O_p}^y}. \quad (6)$$

Если образующийся комплексный оксид $xR'_n O_m \cdot yR''_k O_p$ является твердым при температуре 1600 °С, то его активность $a_{xR'_n O_m \cdot yR''_k O_p}$ принимается равной единице, и уравнение (6к)

принимает вид:

$$K_{R'R''} = \frac{a_{xR'_n O_m \cdot yR''_k O_p}}{a_{R'_n O_m}^x \cdot a_{R''_k O_p}^y} = \frac{1}{a_{R'_n O_m}^x \cdot a_{R''_k O_p}^y}. \quad (7)$$

Из прологарифмированных уравнений для констант равновесия (3) и (4) для реакций (1), (2) можно определить зависимость активности кислорода в расплаве от концентрации каждого раскислителя:

$$\lg(f_O \cdot [O])_{R'} = \frac{1}{m} \cdot \left(\lg a_{R'_n O_m} - \lg K_{R'} - n \cdot \lg(f_{R'} \cdot [R']) \right), \quad (8)$$

$$\lg(f_O \cdot [O])_{R''} = \frac{1}{p} \cdot \left(\lg a_{R''_k O_p} - \lg K_{R''} - k \cdot \lg(f_{R''} \cdot [R'']) \right). \quad (9)$$

В случае совместного комплексного раскисления двумя раскислителями активности кислорода определяемыми уравнениями (8) и (9) равны:

$$\frac{1}{m} \cdot \left(\lg a_{R'_n O_m} - \lg K_{R'} - n \cdot \lg(f_{R'} \cdot [R']) \right) = \frac{1}{p} \cdot \left(\lg a_{R''_k O_p} - \lg K_{R''} - k \cdot \lg(f_{R''} \cdot [R'']) \right). \quad (10)$$

Уравнение (10) показывает взаимосвязь между активностями раскислителей R' , R'' и активностями оксидов-продуктов реакции $R'_n O_m$ и $R''_k O_p$. Совместное решение уравнений (10) и (7) позволяет установить зависимость активностей оксидов $R'_n O_m$ и $R''_k O_p$ от концентрации элементов раскислителей:

$$\lg a_{R'_n O_m} = \frac{m p y}{p y + x m} \cdot \left(\frac{1}{m} \lg K_{R'} + \frac{n}{m} \cdot \lg(f_{R'} \cdot [R']) - \frac{1}{p y} \lg K_{R' R''} - \frac{1}{p} \lg K_{R''} - \frac{k}{p} \cdot \lg(f_{R''} \cdot [R'']) \right), \quad (11)$$

$$\lg a_{R''_k O_p} = \frac{m p x}{p y + x m} \cdot \left(\frac{1}{p} \lg K_{R''} + \frac{k}{p} \cdot \lg(f_{R''} \cdot [R'']) - \frac{1}{x m} \lg K_{R' R''} - \frac{1}{m} \lg K_{R'} - \frac{n}{m} \cdot \lg(f_{R'} \cdot [R']) \right). \quad (12)$$

Замена активностей продуктов реакции в уравнениях (8) и (9) через выражения (11) и (12) позволяет рассчитать концентрацию кислорода в стали равновесную с элементами-раскислителями:

$$\lg[O]_{R' R''} = -\frac{1}{p y + x m} \lg K_{R' R''} - \frac{x}{p y + x m} \lg K_{R'} - \frac{y}{p y + x m} \lg K_{R''} - \frac{x n}{p y + x m} \lg(f_{R'} \cdot [R']) - \frac{k y}{p y + x m} \lg(f_{R''} \cdot [R'']) - \lg f_O. \quad (13)$$

По данной методике были получены конечные уравнения для расчета содержания кислорода при комплексном раскислении стали кремнием и кальцием с образованием $2CaO \cdot SiO_2$; алюминием и кальцием с образованием $3CaO \cdot Al_2O_3$; кремнием и барием с образованием $2BaO \cdot SiO_2$; а так же алюминием и барием с образованием $BaO \cdot Al_2O_3$.

$$\lg[O]_{2CaO \cdot SiO_2} = -\frac{1}{4} \lg K_{2CaO \cdot SiO_2} - \frac{1}{2} \lg K_{CaO} - \frac{1}{4} \lg K_{SiO_2} - \frac{1}{2} \lg(f_{Ca} \cdot [Ca]) - \frac{1}{4} \lg(f_{Si} \cdot [Si]) - \lg f_O, \quad (14)$$

$$\lg[O]_{3CaO \cdot Al_2O_3} = -\frac{1}{6} \lg K_{3CaO \cdot Al_2O_3} - \frac{1}{2} \lg K_{CaO} - \frac{1}{6} \lg K_{Al_2O_3} - \frac{1}{2} \lg(f_{Ca} \cdot [Ca]) - \frac{1}{3} \lg(f_{Al} \cdot [Al]) - \lg f_O, \quad (15)$$

$$\lg[O]_{2BaO \cdot SiO_2} = -\frac{1}{4} \lg K_{2BaO \cdot SiO_2} - \frac{1}{2} \lg K_{BaO} - \frac{1}{4} \lg K_{SiO_2} - \frac{1}{2} \lg(f_{Ba} \cdot [Ba]) - \frac{1}{4} \lg(f_{Si} \cdot [Si]) - \lg f_O, \quad (16)$$

$$\lg[O]_{BaO \cdot Al_2O_3} = -\frac{1}{4} \lg K_{BaO \cdot Al_2O_3} - \frac{1}{4} \lg K_{BaO} - \frac{1}{4} \lg K_{Al_2O_3} - \frac{1}{4} \lg(f_{Ba} \cdot [Ba]) - \frac{1}{2} \lg(f_{Al} \cdot [Al]) - \lg f_O. \quad (17)$$

По уравнениям (14)-(17), используя данные о температурных зависимостях констант равновесия реакций, параметры взаимодействия и данные о химическом составе выплавляемой стали

были произведены расчеты раскисления расплава состава колесной стали марки Т. Результаты расчета представлены на рис. 1.

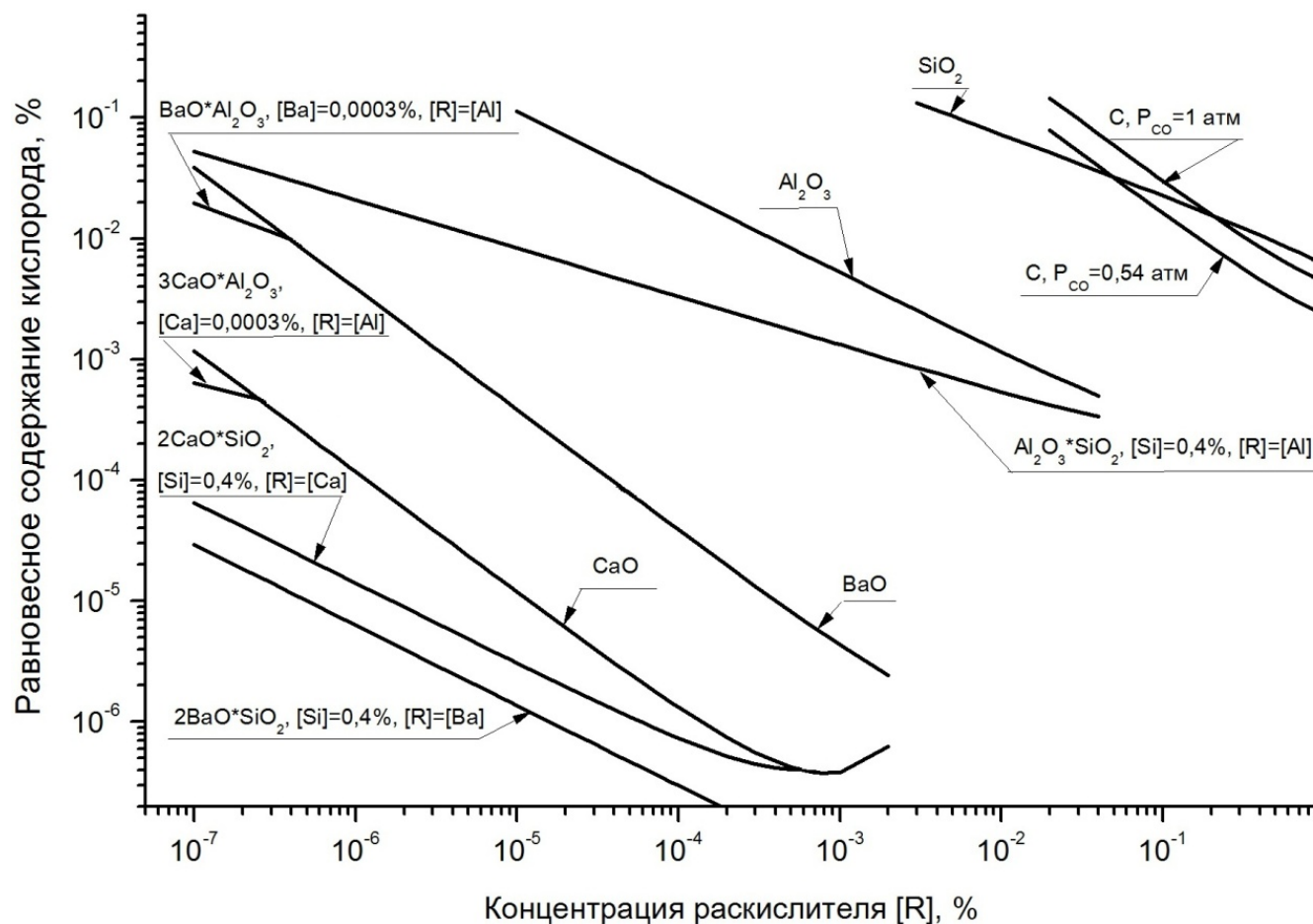


Рисунок 1. – Зависимость растворимости кислорода в расплавах колесной стали при 1873 К от концентрации раскислителя [R] и образующихся продуктов реакции.

Результаты данных расчетов, показывают, что применение бария для раскисления в составе комплексных лигатур позволяет обеспечить весьма низкое содержание кислорода в металле при низких содержаниях алюминия, сравнимое с результатами, получаемыми при использовании лигатур на основе кальция и алюминия, а в некоторых случаях и превосходящие их.

Для подтверждения полученных данных о раскислительной способности барийсодержащих лигатур были в лабораторных условиях были проведены плавки колесной стали, с различными вариантами ее раскисления: 1) с присадкой в расплав силикокальция СК-30 в количестве 0,5 % от массы плавки, 2) с присадкой в расплав лигатуры CaSiBa в количестве 0,5 % от массы плавки, 3) с присадкой в расплав лигатуры CaSiBa в количестве 1,0 % от массы плавки. Химический состав использованных лигатур представлен в таблице 1. Масса выплавленных слитков составила около 3 кг. Пробоотбор по ходу выплавки осуществляли отбором расплава в кварцевую трубочку с внутренним диаметром 10 мм. Параллельно с отбором проб проводились замеры температуры при помощи вольфрам-рениевой термопары ТВР тип А-1.

Нагрев, расплавление шихты и присадка крупных кусков ферросплавов проводились при максимальной мощности печи (~ 30 кВт). В дальнейшем мощность печи регулировали по необходимости для поддержания температуры расплава на уровне 1600-1650 °С. Присадка легирующих и раскислителей проводилась в соответствии с их раскислительной способностью от слабого к сильному: углерод (графитовый бой)-ФМн78-ФС65-СК30(CaSiBa). После присадки последней порции материала производилась выдержка расплава 5-10 минут с отбором проб по ходу выдержки, после чего металл сливался в чугунную изложницу.

Таблица 1. – Химический состав различных барий- и кальцийсодержащих лигатур (массовые доли основных элементов, остальное — железо), % (масс.)

Модификатор	Si	Ca	Ba	Al	Mg
СК-30	42	29	-	1,6	0,8
CaSiBa	53	9,5	15,5	0,6	н.д.
Sibar [®] 22	45 – 60	≤ 3	20 – 30	≤ 3,0	н.д.
Insteel [®] 1.2	40 – 50	12 – 15	12 – 15	≤ 2,0	1,0 – 1,5
Insteel [®] 1.3	40 – 50	5 – 8	15 – 20	≤ 2,0	≤ 1,5

Были проведены комплексные исследования выплавленного металла, включая определение химического состава, определения содержания кислорода (включая метод ФГА), металлографический анализ загрязненности стали неметаллическими включениями, растровую электронную микроскопию с рентгеновским микроанализом состава неметаллических включений.

Сравнение результатов ФГА (рис. 2) образцов металла выплавленных с использованием силикокальция СК-30 и комплексной барийсодержащей лигатурой CaSiBa показывают что металл в равной мере подвержен вторичному окислению при разливке открытой струей. В то же время следует отметить, что металл раскисленный лигатурой CaSiBa меньше загрязнен неметаллическими включениями.

На рисунке 3 представлены результаты металлографического анализа загрязненности стали неметаллическими включениями. Результаты количественной металлографии показывают что металл выплавленный с использованием лигатуры CaSiBa обладают меньшей загрязненностью по крупным оксидным неметаллическим включениям, нежели металл модифицированный СК-30, что подтверждает результаты полученные при ФГА данных образцов. При этом, в металле выплавленном с повышенным расходом лигатуры включения имеют меньшие размеры, по сравнению с металлом, выплавленным по остальным вариантами раскисления, что свидетельствует о лучшем удалении крупных включений из расплава.

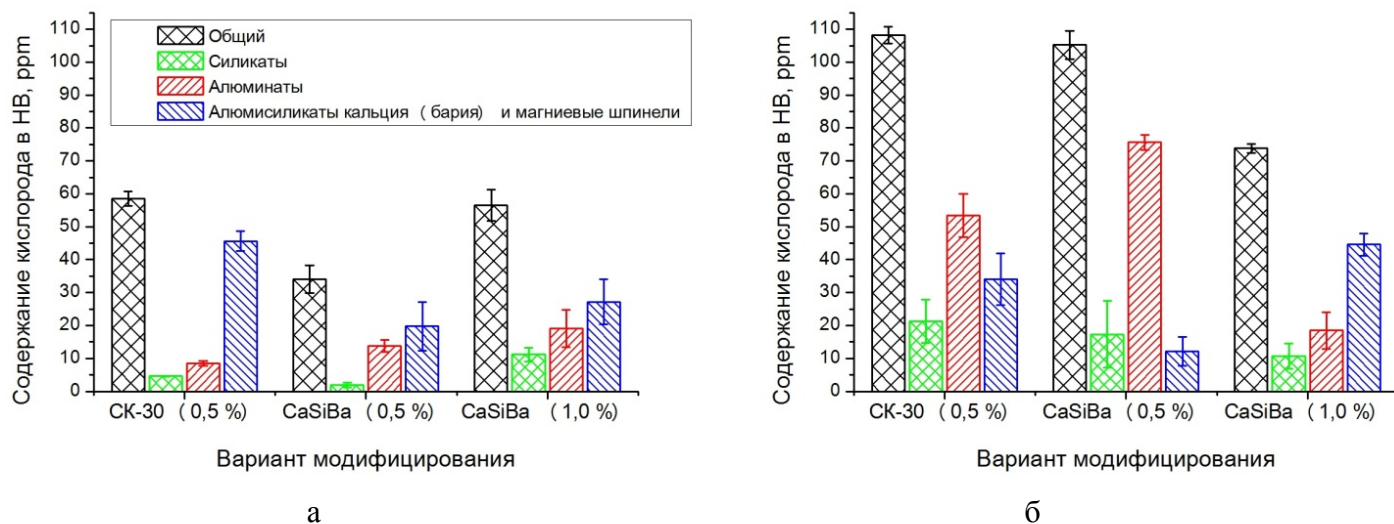


Рисунок 2. – Результаты фракционного газового анализа кислорода образцов отобранных перед разливкой (а) и из слитков (б) металла лабораторных плавов, ppm (средние значения с величинами стандартного отклонения).

Исследование оксидных неметаллических включений на сканирующем электронном микроскопе с микрорентгеноспектральным энергодисперсионным анализатором INCA X-act, показало, что оксидные неметаллические включения в металле плавки раскисленной СК-30 представляют собой комплексные алюмосиликаты кальция (рис. 4а). В металле, модифицированном комплексной барийсодержащей лигатурой неметаллические включения также представляют собой сложные комплексные соединения системы Al-Si-Ca-O в состав которых, дополнительно входит барий (рис. 4б). Стоит отметить что включения представляют собой глобулярные оксиды, что свидетельствует о том, что в металле перед кристаллизацией они находились в жидком состоянии.

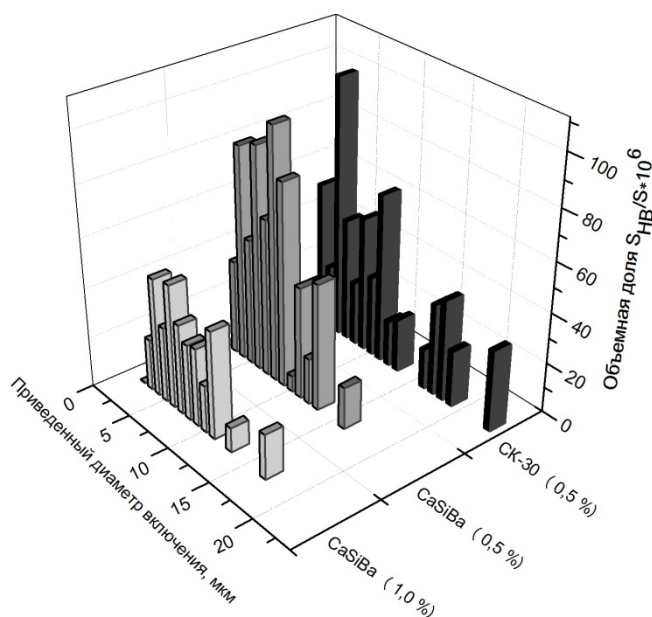


Рисунок 3. – Размерное распределение объемной доли оксидных неметаллических включений в образцах металла лабораторных плавов.

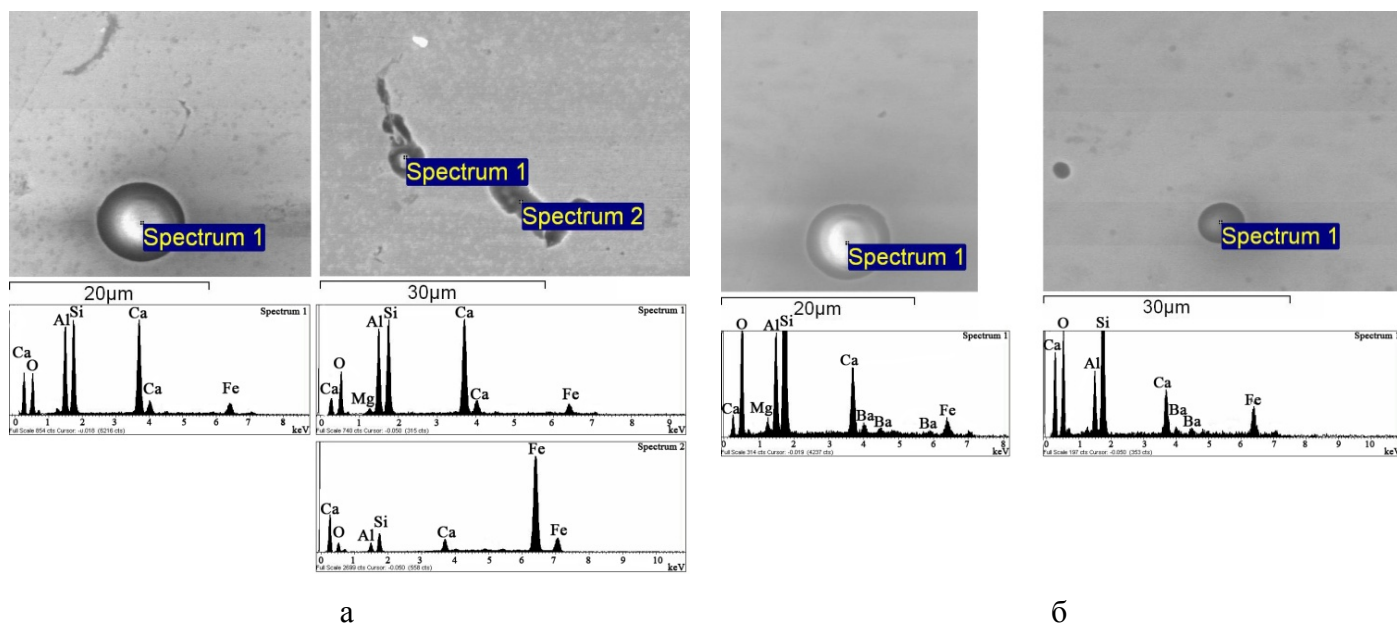


Рисунок 4. – Оксидные неметаллические включения и их типичные рентгеновские спектры полученные на микрорентгеноспектральном энергодисперсионном анализаторе INCA X-act в металле раскисленном СК-30 (а) и CaSiBa (б).

Таким образом, выполненные расчеты, проведенные лабораторные плавки и комплексные исследования выплавленного металла показали, что металл, выплавленный с применением лигатуры CaSiBa меньше загрязнен крупными неметаллическими включениями, по сравнению с металлом раскисленным СК-30, что связано с высокой раскислительной и модифицирующей способностями барийсодержащих лигатур.

Глава 3.

В настоящее время в Российской Федерации крупнейшим производителем (около 60 % рынка данной продукции в РФ) железнодорожных колес является ОАО «Выксунский металлургический завод», входящий в крупный металлургический холдинг ЗАО «Объединенная металлургическая компания».

Основным продуктом производства ОАО «ВМЗ» для железнодорожного транспорта являются цельнокатанные ж.-д. колеса с повышенной прочностью и твердостью, изготовленные по ТУ 0943-157-01124328–2003 из колесной стали марки Т.

После реконструкции сталеплавильного производства, проведенной в 2004 г. технология выплавки колесной стали на ОАО «ВМЗ» представляет собой дулекс процесс. В качестве плавильных агрегатов используются две 250-ти тонные мартеновские печи (МП), полупродукт полученный в МП выпускается в два ковша, вместимостью 130 т каждый и передается для дальнейшей обработки на агрегат «ковш-печь» (АКП), после чего готовая сталь подвергается вакуумированию на вакууматоре ковшевого типа (VD), далее сталь обрабатывают порошковой проволокой с наполнителем - силикокальций СК-30, в количестве 250-300 м.п. / ковш (0,5-0,6 кг

модификатора / т стали), проводят «очистительную продувку» металла аргоном в течении 7-10 мин и разливают сифоном в цилиндрические слитки, массой ~3,9 т (диаметр слитка 483 мм, длина 3000 мм). Данная технология внепечной обработки и раскисления, не позволяет получить металл высокого качества требуемый для производства железнодорожных колес нового поколения с повышенной прочностью и твердостью.

На ОАО «ВМЗ» были проведены несколько серий (табл. 2) опытно-промышленных плавов колёсной стали марки Т, предназначенной для производства железнодорожных колес повышенной прочности и твердости, изготавливаемых в соответствии с ТУ 0943-157-01124328–2003, с использованием комплексных барийсодержащих лигатур SIBAR®22, INSTEEL®1.2 и INSTEEL®1.3 (табл. 1).

Таблица 2. – Варианты опытно-промышленных плавов с использованием барийсодержащих лигатур на ОАО «ВМЗ».

Вариант	Марка модификатора	Расход модификатора	
		м.п. / ковш	кг / т
1	SIBAR® 22	280	0,59
2	SIBAR® 22	400	0,84
3	INSTEEL® 1.2	280	0,44
4	INSTEEL® 1.2	400	0,62
5	INSTEEL® 1.3	250	0,53
6	INSTEEL® 1.3	280	0,59
7	INSTEEL® 1.3	400	0,84

Металл опытных плавов был подвергнут комплексному исследованию, включая количественную металлографию, растровую электронную микроскопию, фракционный газовый анализ, исследование механических свойств ж.-д. колес, а так же был проведен анализ отбраковки металла в ходе производства ж.-д. колес с повышенной твердостью обода, изготовленных по ТУ 0943-157-01124328–2003.

Анализ показал, что среднее содержание алюминия в металле опытных плавов находилось в пределах 0,0015 – 0,0029 % в случае использования лигатуры Sibar®22; 0,0010 – 0,0036 % при использовании Insteel®1.2 и 0,0025 – 0,0041 % при СК30. Таким образом, барийсодержащие модификаторы, в среднем, обеспечивали более низкое содержание алюминия в стали, по сравнению с силикокальцием.

Результаты количественной металлографии металла опытных плавов представлены на рисунке 5а. Из представленных данных видно что наименьшей загрязненностью крупными оксидными неметаллическими включениями обладают образцы металла модифицированного лигатурой Insteel®1.3, в количестве 250 и 400 м.п. / ковш (вар. 5 и 7). Размер включений в металле этих плавов не превышал 12 мкм. Наиболее загрязненным неметаллическими включениями был металл плавов модифицированных лигатурами Insteel®1.2 и SIBAR®22 (вар. 1-4) – в металле этих

плавок были обнаружены крупные оксидные неметаллические включения, размером более 70 мкм. Металле сравнительных плавок, модифицированных СК-30 был достаточно сильно загрязнен оксидными неметаллическими включениями, размер отдельных обнаруженных включений превышал 50 мкм.

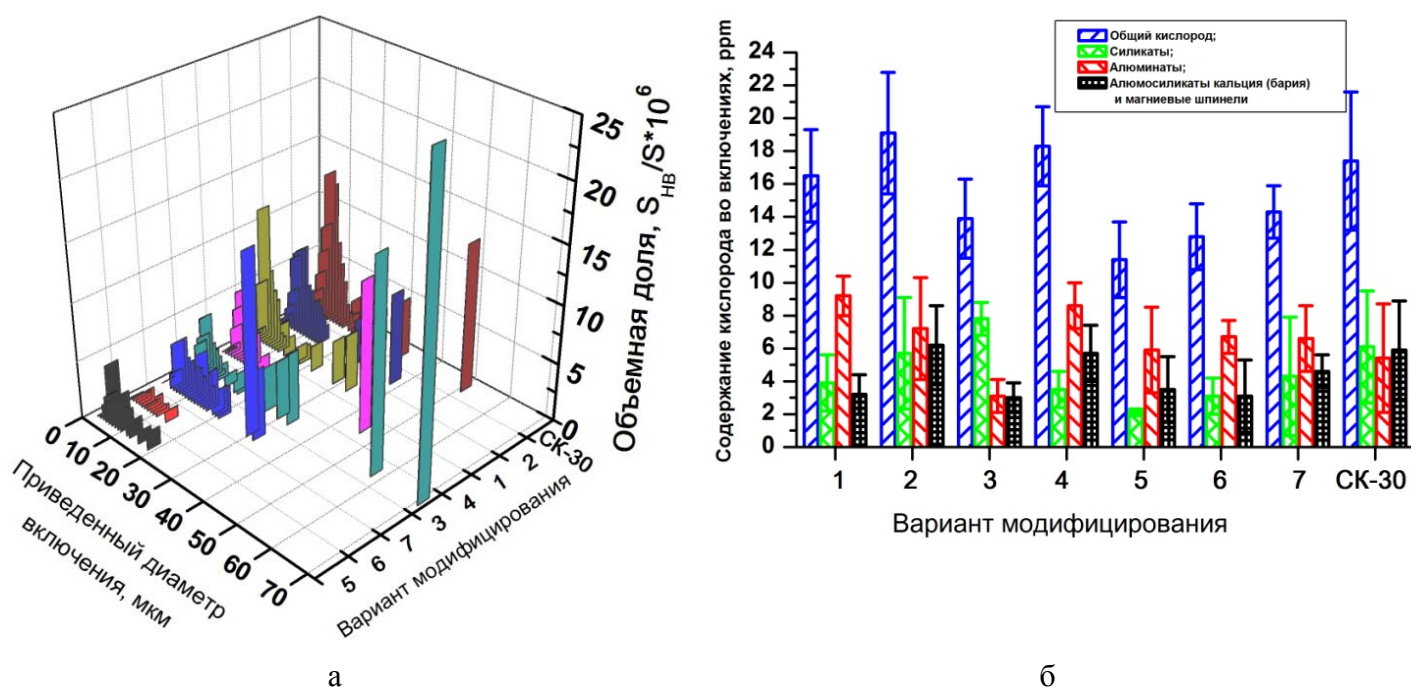


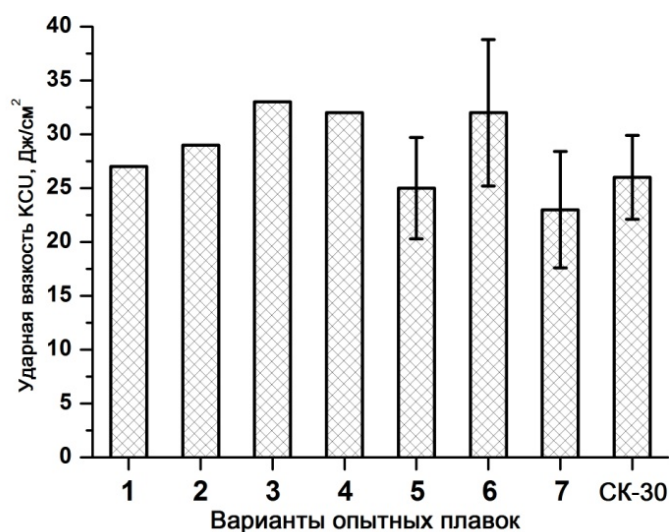
Рисунок 5 – Размерное распределения объемной доли оксидных неметаллических включений (а) и результаты ФГА (б) образцов металла опытных плавок, модифицированных барийсодержащими лигатурами, отобранных из темплетов цельнокатаных ж.-д. колес (средние значения с величинами стандартных отклонений).

Результаты исследования образцов металла на растровом электронном микроскопе с микрорентгеноспектральным анализом показали, что наиболее типичными оксидными неметаллическими включениями являются сложные алюмосиликаты кальция. При этом стоит отметить, что в крупных неметаллических включениях барий обнаружен не был что свидетельствует о высокой степени очистки металла от барийсодержащих включений.

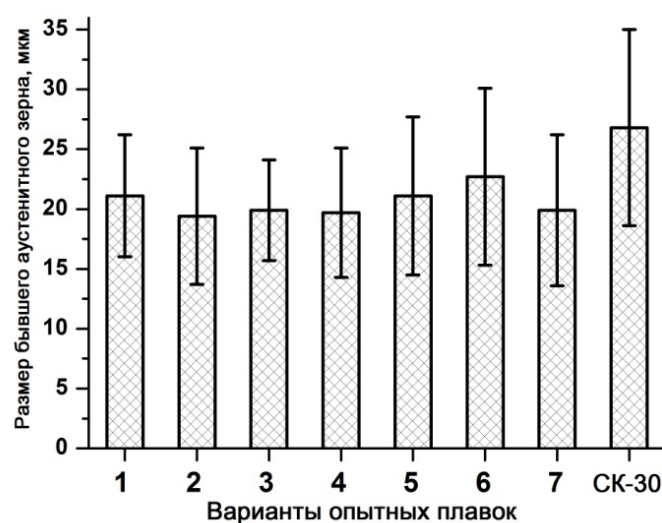
На рисунке 5б представлено сравнение результатов фракционного газового анализа проб отобранных из темплетов опытных плавок. Как видно, наименьшая загрязненность колесной стали оксидными включениями наблюдается при использовании для модифицирования 250-280 м.п. / ковш лигатур типа INSTEEL®1.2 и INSTEEL®1.3 (вар. 3, 5 и 6), стоит отметить, что при использовании лигатуры INSTEEL®1.2 основным типом неметаллических включений являются пластичные силикаты, которые оказывают меньшее отрицательное влияние на свойства колесной стали, а при использовании INSTEEL®1.3 – труднодеформируемые алюминаты, что, по видимому, связано с более высоким содержанием алюминия в лигатуре INSTEEL®1.3.

Для остальных вариантов раскисления характерно как более высокое общее содержание кислорода, находящегося в виде оксидных включений, так и преобладание труднодеформируемых включений с высоким содержанием Al_2O_3 .

С помощью маятникового копра Roell Amsler RKP-450 в ИМЕТ РАН, были проведены испытания на ударный изгиб образцов колесной стали опытных плавов. Результаты испытаний представлены на рисунке 6а. Анализ представленных данных показывает, что при использовании для модифицирования барийсодержащих лигатур происходит значительное увеличение значений ударной вязкости металла, что может быть объяснено получением более мелкого зерна в металле, по сравнению с плавками модифицированными силикокальцием (рис. 6б).



а



б

Рисунок 6. – Результаты испытаний на ударный изгиб (а) и размер зерна бывшего аустенита (б) металла опытных плавов, модифицированных барийсодержащими лигатурами (средние значения, с величинами стандартного отклонения).

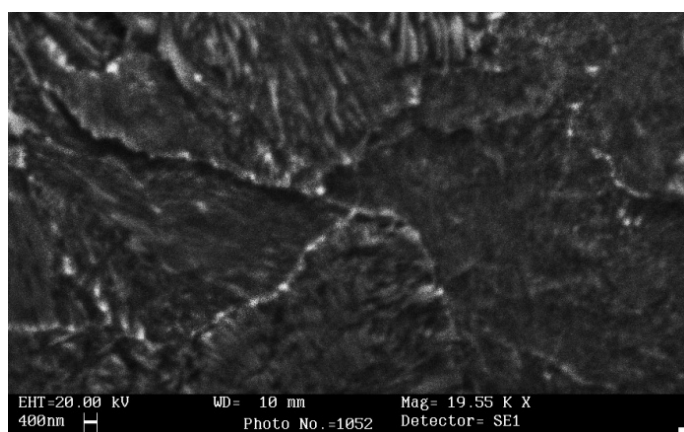
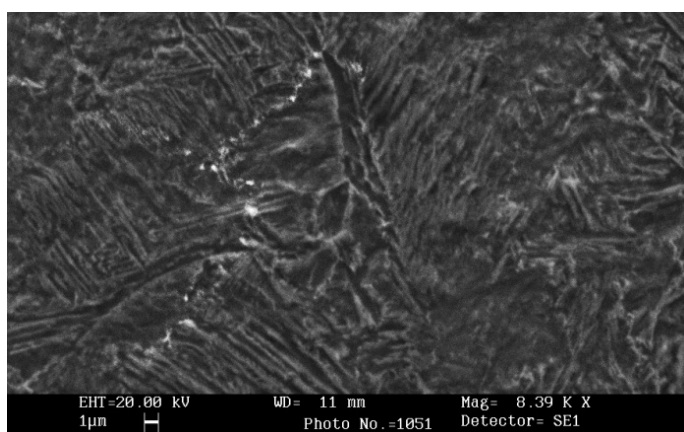


Рисунок 7. – Мелкодисперсные неметаллические включения на границах зерен металла, обработанного барийсодержащей лигатурой.

Проведенные исследования на растровом электронном микроскопе показали, что измельчение зеренной структуры металла может быть связано с влиянием образовавшихся дисперсных (размер

включений до 100 нм) неметаллических включений размерами 20-100 нм на подвижность границ зерен (рис. 7), что хорошо согласуется с данными о необходимой дисперсности частиц упрочняющих фаз.

Проведенный анализ отбраковки металла опытных плавок (рис. 8) показывает, что применение бариевых лигатур для модифицирования колесной стали позволяет значительно снизить также уровень отбраковки колес в ходе производства, в том числе следует отметить низкий уровень брака (в т.ч. полное отсутствие дефектов выявляемых при УЗК контроле) который был достигнут при использовании в качестве модификатора 280 м.п. / ковш порошковой проволоки с наполнителем типа INSTEEL® 1.3 (вар. 6).

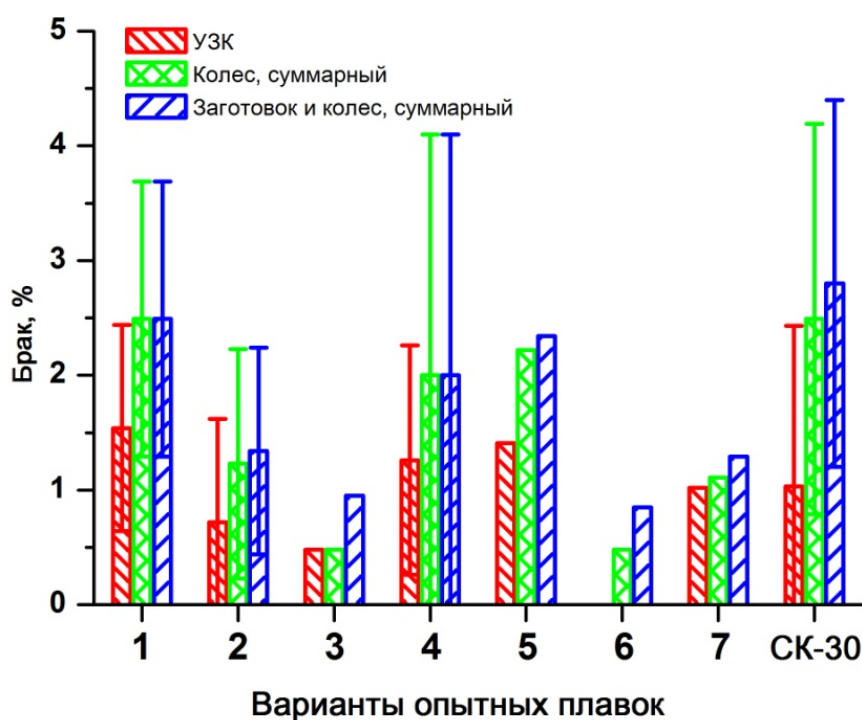


Рисунок 8. – Результаты отбраковки колес опытных и сравнительных плавок (средние значения с величинами стандартных отклонений).

Проведенные исследования металла опытно-промышленных плавок колесной стали, производства ОАО «ВМЗ» показали, что применение барийсодержащих лигатур позволяет значительно повысить качество выплавляемого металла, в том числе за счет снижения загрязненности металла неметаллическими включениями, увеличения уровня механических свойств и снижения уровня брака при производстве ж.-д. колес.

Глава 4.

Одним из путей повышения надежности и сопротивления разрушению ж.-д. колес является оптимизация структуры стали с целью увеличения конструктивной прочности и вязкости материала. Для решения данной задачи весьма эффективным представляется введение в сталь

(микролегирование) карбо-нитридообразующих элементов. Образующиеся карбиды, нитриды и карбонитриды являются эффективными барьерами для перемещения границ зерен при нагреве и движения дислокаций и таким образом способствуют измельчению зерна и дисперсионному упрочнению. В присутствии тормозящей фазы рост зерен прекращается, когда достигается равновесие между движущей силой роста, определяемой кривизной границы зерна, и тормозящей силой, зависящей от количества и размера частиц тормозящей фазы. Это равновесие выражается известной формулой:

$$R = \frac{4}{3} \cdot \frac{r}{f}, \quad (18),$$

где R - предельная кривизна границы зерна; r - средний радиус частицы тормозящей фазы;
 f -- объемная доля частиц.

Из формулы (18) видно, что для получения мелкозернистой структуры металла необходимо увеличить объемную долю тормозящей фазы и уменьшить размер ее частиц. Следовательно, в качестве тормозящей фазы можно использовать только такие неметаллические фазы, которые, выделяясь в углеродистых сталях, образуют дисперсные частицы такого размера, который эффективен для предотвращения миграции границ зерен. Для стабилизации структуры стали со средним размером зерна 20-30 мкм (7-8 балл по ГОСТ 5639) размер частиц тормозящей фазы должен быть менее 100 нм.

Исследование неметаллических фаз в рельсовой, колесной, шарикоподшипниковой и некоторых других марках высокоуглеродистых сталей показали, что основная доля оксидной фазы образуется при раскислении и кристаллизации металла в виде включений размером более 1 мкм, которые не эффективны для торможения роста зерна. Сульфидные включения выделяются при кристаллизации стали также в основном размером более 1 мкм.

Таким образом, предпочтительными для эффективного торможения роста зерен при нагреве высокоуглеродистых сталей являются нитридные фазы, объемную долю и дисперсность которых можно регулировать в процессе производства сталей. Для образования нитридных включений используется азот, который всегда присутствует в сталях при любом способе производства в количестве 0,004-0,006% (мартеновская выплавка) до 0,007-0,012% (электропечная выплавка). Содержание нитридообразующих элементов устанавливается с учетом термической прочности нитрида, исходя из главного условия получения дисперсных частиц - температура растворения нитридной фазы не должна значительно превышать температуру нагрева металла под прокатку. В этом случае при нагреве под прокатку азот переходит в твердый раствор, а во время горячей прокатки, в условиях быстрого охлаждения, происходит выделение мелкодисперсных нитридных частиц. При нагреве металла в процессе термообработки нитридные частицы не должны интенсивно растворяться, они должны тормозить рост зерен.

С помощью оригинального программного обеспечения «CARBNIT-4» были рассчитаны температуры полного растворения нитридов алюминия и карбонитридов титана, ниобия и ванадия. Проведенные расчеты показали, что уже малые добавки титана приводят к появлению при высоких температурах прочных частиц нитридов титана TiN (рис. 9а) в колесной стали. Температуры начала образования TiN лежат выше температур горячей пластической деформации и составляют 1350°C при содержании Ti 0,001% и более 1400°C при 0,002%. Такое количество Ti присутствует всегда в колесной стали производства ОАО «ВМЗ». Таким образом, при нагреве под горячую пластическую деформацию основная доля частиц TiN уже выделится, в том числе по границам зерен. Результаты расчетов показывают, что полное выделение нитридов титана происходит при температурах 1050-1000 °C т.е. в конце процесса горячей пластической деформации. Высокие температуры образования нитридов титана, обуславливают их дальнейший рост и формирование крупных частиц размером, превышающим эффективный (>100 нм) для стабилизации границ зерен аустенита.

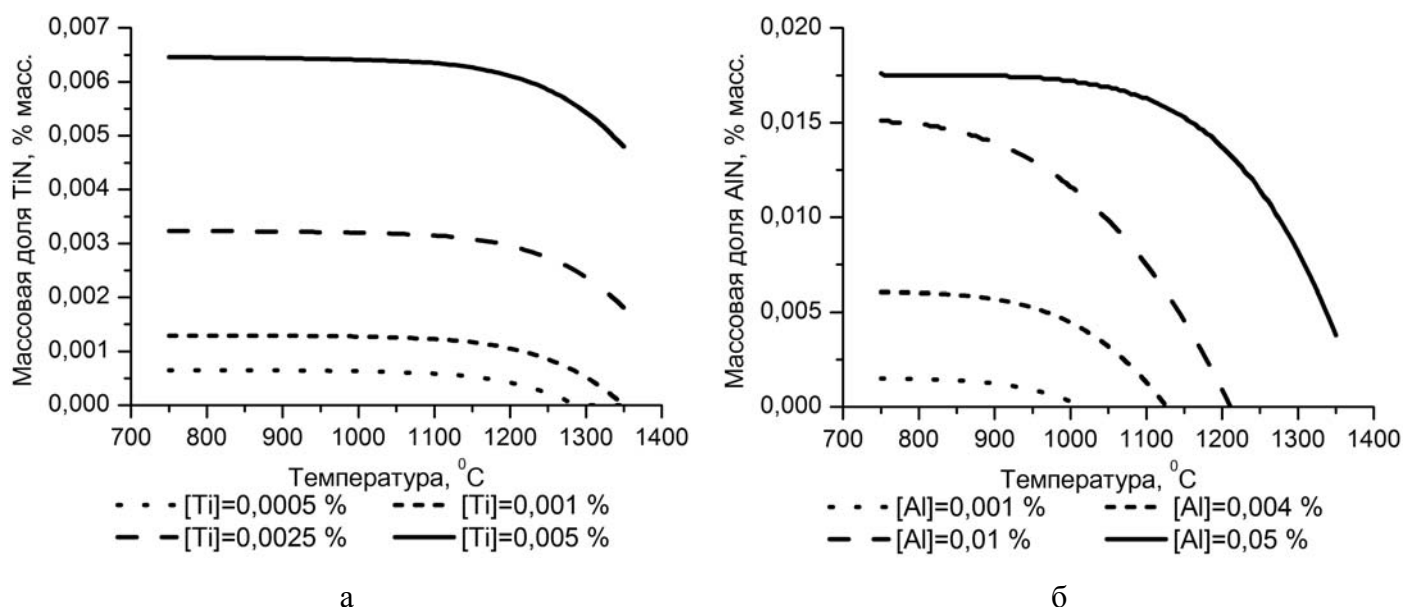


Рисунок 9 – Кривые растворимости TiN при различном содержании Ti (а) и AlN при различном содержании Al (б).

При увеличении содержания Ti следует ожидать смещения точки полного растворения в область более высоких температур, и, как следствие, укрупнения частиц TiN, что крайне нежелательно с точки зрения сопротивления стали контактно – усталостному разрушению. В связи с этим микролегирование титаном является неэффективным приемом для контроля аустенитного зерна в углеродистых сталях, поскольку он не обеспечивает образование частиц подходящего размера (70-100 нм) в необходимом количестве.

На рисунке 9б показаны кривые растворимости нитрида алюминия AlN при различном содержании алюминия в стали. Как видно из полученных данных полное растворение нитридов при нагреве под прокатку и дальнейшее выделение мелкодисперсных частиц в процессе пластической

деформации для обеспечения мелкозернистой структуры металла наблюдается в широком диапазоне концентраций алюминия (от 0,001 до 0,05 % масс.).

Так как в исследуемом металле присутствует титан и алюминий, то следует ожидать, что весь азот, растворённый в металле ($\sim 0,006\%$), при охлаждении будет связываться в первую очередь в нитриды титана и алюминия. Поэтому при расчете кривых растворения фаз ниобия и ванадия предполагалось, что будут образовываться только карбиды этих сильных карбидообразующих элементов.

Введение различных количеств ниобия обеспечивает достаточно широкий диапазон температур растворения карбида ниобия (рис. 10а). При варьировании концентрации ниобия от 0,005% до 0,07% температура растворения NbC меняется в диапазоне 1050°C - $>1400^{\circ}\text{C}$, что значительно ниже температур растворения соединений титана (при его сравнимых концентрациях). При концентрациях менее 0,005% Nb концентрация частиц NbC составляет менее 0,01% и не должна существенно влиять на торможение роста аустенитного зерна. Добавка ниобия в количестве 0,03% повышает температуру растворения карбидов до 1300°C . Поскольку эта температура находится выше температур горячей пластической деформации, то некоторое количество карбидов уже будет присутствовать в металле во время деформации и упрочнять его, тем самым ухудшая технологическую пластичность. Следует отметить что использование ниобия для микролегирования высокоуглеродистых сталей может приводить к эффекту разнотерности, что в свою очередь приводит к нестабильности получаемых механических свойств.

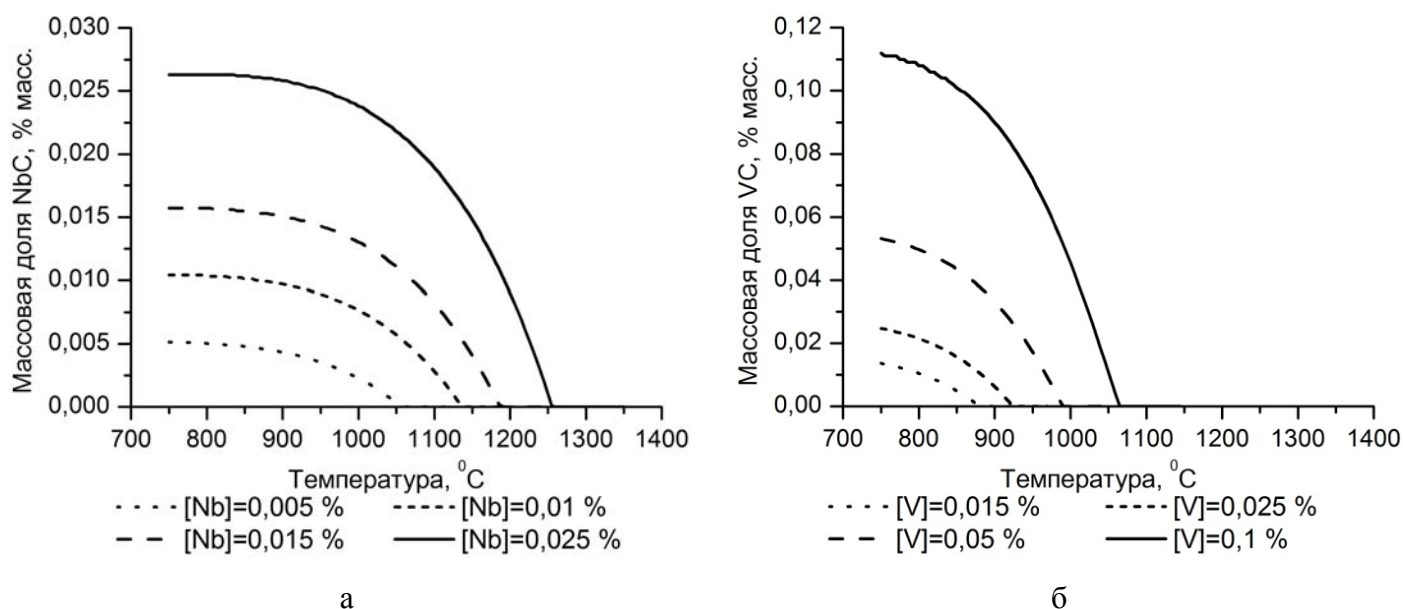


Рисунок 10. – Кривые растворимости NbC при различном содержании Nb (а) и VC при различном содержании V (б).

Добавки ванадия в сталь от 0,005 до 0,07%, приводят к появлению карбидов ванадия в температурном диапазоне $800-1140^{\circ}\text{C}$, соответственно (рис. 10б). Необходимо отметить, что

соединения с ванадием имеют самые низкие температуры растворения частиц по сравнению с фазами других карбидо- нитридообразующими элементами.

Например, при нагреве под прокатку частицы VC полностью растворяются при всех представленных концентрациях и начинают выделяться только на заключительной стадии пластической деформации, полностью выделившись при температурах фазового перехода, что обуславливает их весьма малый размер и равномерное распределение в металле. Очевидно, что частицы карбида ванадия не оказывают никакого влияния на торможение роста зерна при содержании ванадия менее 0,005% даже при нагреве под закалку. Не менее трети выделившихся частиц при содержании 0,03% V растворяются при температуре 850 °С (температура нагрева под закалку). Повышение содержания ванадия ведет к появлению более стойкой карбидной фазы VC и возможности контроля размера зерна аустенита. Это несомненное преимущество ванадия перед другими карбидо- нитридообразующими элементами, которое проявляется в сталях с концентрацией углерода более 0,5% и поэтому может быть перспективно для такого типа материалов.

Глава 5.

На ОАО «ВМЗ», с целью повышения механических свойств ж.-д. колес, была проведена серия опытно-промышленных плавов колесной стали марки Т (по ТУ 0943-157-01124328-2003), предназначенной для изготовления железнодорожных колес с повышенной твердостью и прочностью с микролегированием ее алюминием, ванадием и ниобием (табл. 3). Выплавка опытных партий проводилась в соответствии с действующей на момент экспериментов технологией с отдачей микролегирующих добавок на заключительном этапе внепечной обработки.

Таблица 3. – Варианты опытно-промышленных плавов колесной стали, микролегированной карбидо- нитридообразующими элементами.

Вариант микролегирования		1	2	3	4	5	6	7
Микролегирующие добавки, %	Al	0,036	-	-	0,028	0,024	-	0,019
	V	-	0,08	-	0,031	0,022	0,032	0,036
	Nb	-		0,016	-	-	0,012	0,014

Полученный металл был подвергнут комплексному исследованию, включая анализ макро и микроструктуры, исследование границ и размеров бывшего зерна аустенита, испытанию образцов, вырезанных из диска ж.-д. колес на ударный изгиб, так же был проведен анализ уровня отбраковки при производстве ж.-д. колес.

Проведенные испытания образцов колесной стали опытных плавов, вырезанных из диска колеса, на ударный изгиб. Результаты испытаний показаны на рис. 11а. Представленные данные показывают, что наибольшие значения ударной вязкости достигаются при использовании в качестве

микролегирующих добавок ванадия (вар. 2) и сочетания алюминия и ванадия (вар. 5). Данные варианты микролегирования показывают, что возможно достигать значительно более высоких значений ударной вязкости, по сравнению с металлом без использования микролегирования. Использование только ниобия для микролегирования высокоуглеродистой колесной стали (вар. 3), при совместном микролегировании с ванадием (вар. 6), а так же в сочетании с алюминием и ванадием вместе (вар. 7), не только не привело к положительному эффекту, но и значительно ухудшило уровень механических свойств, по сравнению с металлом плавов без применения микролегирования.

Структура образцов стали, вырезанных из обода колеса отличалась: на глубине до 5 мм от поверхности катания микроструктура представляла собой игольчатую феррито - цементитную смесь. На расстоянии более 5 мм микроструктура стали состояла из перлитных колоний и небольшого количества зернограничного феррита.

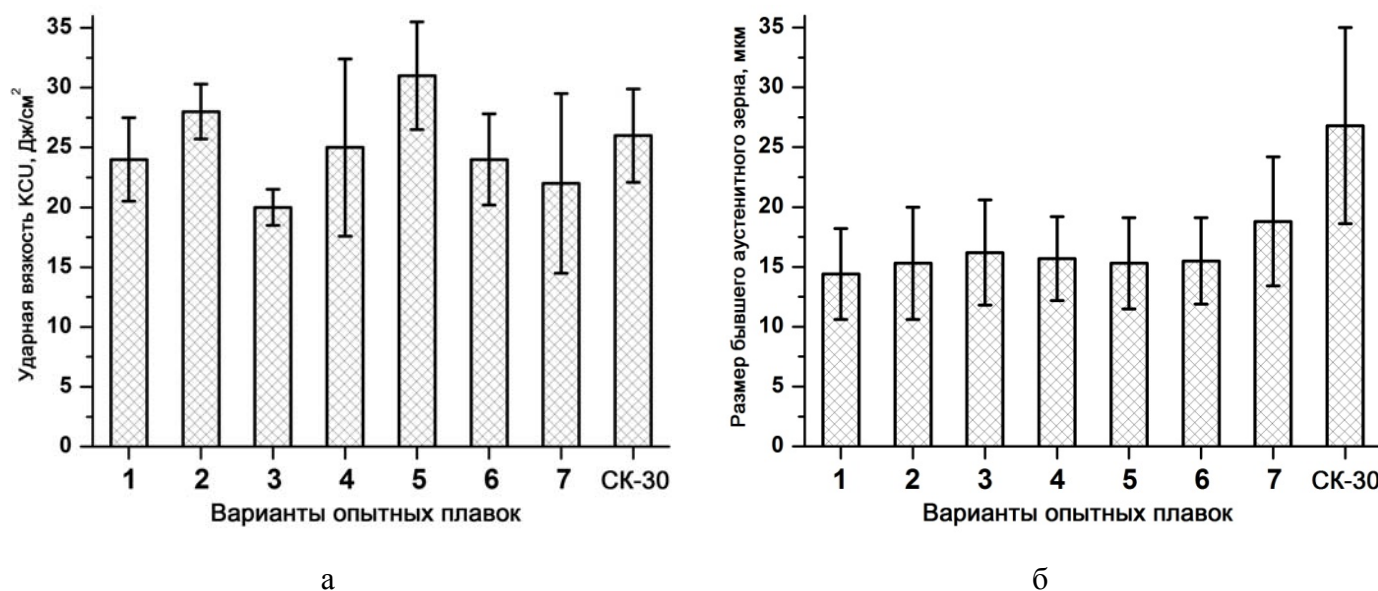
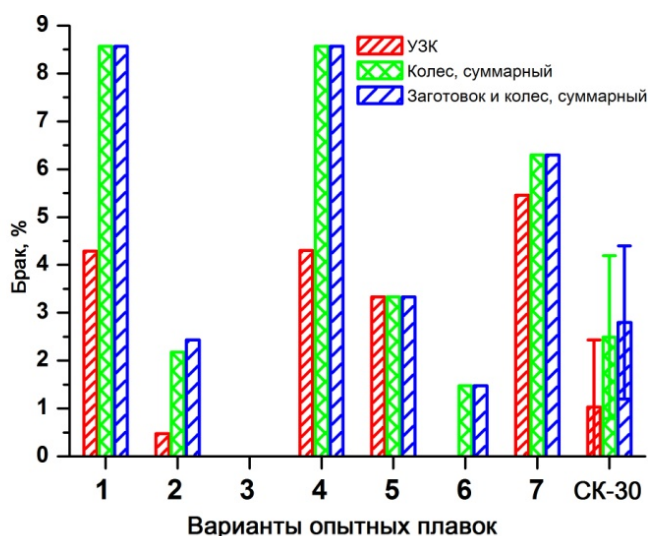


Рисунок 11 – Результаты испытаний на ударный изгиб (а) и размер зерна бывшего аустенита (б) металла опытных плавок (средние значения, с величинами стандартного отклонения).

На основании полученных данных можно говорить о том, что микроструктура стали опытных плавок измельченная. Очевидно, такой эффект связан с исходным мелким зерном аустенита. Проведенные исследования (рис. 11б) бывших аустенитных зерен показали, что их размер с учетом разброса был примерно одинаков для всех плавок и составлял в среднем 15-16 мкм, что соответствует 9 баллу по ГОСТ 5639-82. Такой размер зерна достигнут, во многом благодаря влиянию карбонитридов микролегирующих добавок, тормозящих рост зерна в ходе прессопрокатного производства и термообработки железнодорожных колес. Следует отметить

довольно значительную разнотернистость металла выплавленного с использованием ниобия для микролегирования (вар. 3, 6-7).

Анализ данных (рис. 12а) по отбраковке ж.-д. колес опытных плавов с применением микролегирования и сравнительных (плавки без использования микролегирующих добавок и произведенные в один период с опытными) показывает что наибольшее количество брака, в том числе по дефектам, выявляемым при ультразвуковом контроле (УЗК) наблюдалось на плавках при выплавке которых использовался алюминий и этот уровень брака значительно превышал аналогичные показатели как по остальным опытным плавкам, так и уровень брака в металле текущего производства, без применения микролегирования. Это объясняется значительным вторичным окислением струи металла в ходе разливки с образованием крупных неметаллических включений. При использовании ванадия и сочетания ванадия и ниобия для микролегирования уровень брака находился несколько ниже, чем на сравнительных. Наименьший уровень брака, в том числе полное отсутствие дефектов выявленных при УЗК был достигнут при использовании для микролегирования ниобия. Проведенные исследования массива данных по отбраковке металла за 2007-2009 гг. (рис. 12б) показали что увеличение содержания алюминия в металле более 50 ppm приводит к значительному увеличению количества дефектов, выявляемых при УЗК контроле и повышенному уровню отбраковки металла.



а



б

Рисунок 12. – Результаты отбраковки ж.-д. колес опытных плавов с применением микролегирования и сравнительных плавов (а) и зависимость брака ж.-д. колес от содержания алюминия в стали (б).

Проведенные опытно-промышленные плавки колесной стали на ОАО «ВМЗ» показали, что для повышения комплекса механических свойств углеродистых сталей возможно применение микролегирования карбидо- нитридообразующими элементами, такими как алюминий и ванадий, а применение ниобия и титана – является нецелесообразным.

Выводы

1. Проведенные термодинамические расчеты процессов раскисления показали возможность достижения низких концентрации кислорода в колесной стали, (до уровня менее 20 ppm, что обеспечивает высокий уровень чистоты стали по неметаллическим включениям при использовании в качестве раскислителей алюминия, кальция и бария в различных их комбинациях, а так же за счет совместного раскисления алюминием и кремнием, кальцием и кремнием, барием и кремнием. Показано, что применение барийсодержащих лигатур позволяет достигать высокой степени раскисленности металла, сравнимой с результатами, получаемыми при использовании кальция.
2. Проведенные лабораторные эксперименты показали, что использование барийсодержащих лигатур позволят обеспечить снижение общей загрязненности стали неметаллическими включениями, по сравнению с металлом модифицированным силикокальцием за счет их лучшей коагуляции и удаления в шлак. При этом существенно снижается средний размер оксидных неметаллических включений остающихся в твердом металле. Методами электронной микроскопии с рентгеновским микроанализом показано, что барий был обнаружен только во включениях размером менее 10 мкм, что свидетельствует о том, что он способствует достаточно полному удалению крупных неметаллических включений из расплава в течении сравнительно короткого времени.
3. Проведенные промышленные эксперименты на ОАО «ВМЗ» по раскислению и модифицированию колесной стали различными вариантами барийсодержащих лигатур показали, что использование барийсодержащих лигатур в условиях массового металлургического производства приводит к значительному повышению чистоты стали по неметаллическим включениям и снижению уровня отбраковки ж.-д. колес.
4. Показано что применение барийсодержащих лигатур при производстве колесной стали приводит также к повышению уровня ударной вязкости, при сохранении высокой твердости и прочности. Сделано предположение, что измельчение структуры металла при применение барийсодержащих лигатур связано с влиянием образования дисперсной фазы по границам зерна, сдерживающей рост первичного аустенитного зерна при термомеханической обработке.
5. Термодинамическими расчетами определены интервалы концентраций нитридо- и карбидообразующих элементов Ti, Al, V и Nb в колесной стали, определены температурные интервалы существования упрочняющих фаз. Показано что для торможения роста первичного аустенитного зерна возможно применение алюминия в широком диапазоне концентраций (от 0,001 до 0,05 % масс.) и ванадия (0,08-0,1 % масс.). Показано, что температуры начала образования TiN лежат выше температур горячей пластической деформации даже при содержании [Ti]=0,001 % что, приведет к росту нитридов, понижению пластических свойств и контактно–усталостной прочности при эксплуатации. Показано, что применение ниобия для микролегирования высокоуглеродистой стали, такой как колесная, с целью повышения механических свойств не эффективно, поскольку при сравнительно малых добавках ниобия, обеспечивающих существование NbC в требуемом

температурном интервале не эффективно из-за малого количества образующегося NbC, а при большем количестве Nb температурный интервал существования NbC выходит за допустимые рамки.

6. Проведенными расчетами и промышленными экспериментами в условиях ОАО «ВМЗ» показано что в качестве микролегирующих добавок в колесной стали, с целью повышения механических свойств, за счет измельчения зерна металла, целесообразно использовать ванадий в количестве 0,08-0,1 %, алюминий 0,030-0,040 % в металле и их сочетание на уровне $[Al]=0,015-0,025$ % и $[V]=0,02-0,05$ %. Стоит отметить что в настоящее время из-за несовершенства способа разливки стали сифоном, низкой эффективности защиты струи металла от вторичного окисления на разливке, применение алюминия для микролегирования колесной стали в существующей технологической цепочке ОАО «ВМЗ» нецелесообразно.

7. Проведенными расчетами и промышленными экспериментами показано что использовании только ниобия для модифицирования высокоуглеродистой колесной стали, так и совместно с алюминием и ванадием не приводит к повышению уровня механических свойств, а в некоторых случаях их ухудшает. Данное явление было объяснено неоптимальными условиями выделения упрочняющей фазы в высокоуглеродистой стали, что привело к значительной разнотекстурности получаемого металла.

8. Разработана и апробирована в промышленных условиях ОАО «ВМЗ» технология внепечной обработки колесной стали, включая ее микролегирование карбидо- нитридообразующими элементами и модифицирование барийсодержащими лигатурами с целью создания материала, способного обеспечить высокие эксплуатационные показатели, предъявляемые к железнодорожным колесам нового поколения, предназначенные для эксплуатации с повышенными осевыми нагрузками на современном высокоскоростном подвижном составе. В ходе проведенной работы было достигнуто значительно повышение уровня механических свойств ж.-д. колес, снижение уровня загрязненности металла неметаллическими включениями и количества брака по дефектам металлургического происхождения при производстве ж.-д. колес на ОАО «ВМЗ».

Публикации по теме диссертации

1. Демин К.Ю. «Анализ факторов, влияющих на брак при производстве железнодорожных колес» // Программа и тезисы докладов 61-ой студенческая научная конференция «Металлургия-2006», Москва, 2006 г.
2. Демин К.Ю., Семин А.Е., Косырев К.Л., Королев С.А, Демин Ю.С., Ашина Г.С. Влияние технологических параметров внепечной обработки колесной стали на качество железнодорожных колес // Электрометаллургия. 2007. № 4. с. 12-16.

3. Иванов Б.С., Филипов Г.А., Гетманова, М.Е. Гриншпон А.С., Демин Ю.С., Демин К.Ю. Разработка технологического регулирования микрочистоты колесной стали по неметаллическим включениям // Сталь. 2007. № 9. с.18-21
4. Иванов Б.С., Филипов Г.А., Демин К.Ю., Московской К.А., Семин А.Е. Модифицирование колесной стали азотом // Сталь. 2007. № 9. с.22-25
5. Арсенкин А.М., Далматов А.Ю., Демин К.Ю., Демин Ю.С., Яндимиров А.А. Микролегирование колесной стали карбонитридообразующими элементами // Сталь. 2007. №9. с.29-31
6. Григорович К.В., Демин К.Ю., Шибает С.С., Демин Ю.С., Московской К.А. Анализ технологии раскисления колесной стали // Сталь. 2007. №9. с.31-36
7. Демин К.Ю. Микролегирование колесной стали карбонитридообразующими элементами. Материалы IV Российской ежегодной конференции молодых научных сотрудников и аспирантов. 20-22 ноября 2007 г. Под ред. Академика РАН Ю.В. Цветкова и др. // Перспективные материалы, Специальный выпуск, ноябрь 2007 г. – Москва, Издательство Интерконтакт Наука, 2007, С. 60-63.
8. Голубцов В. А., Демин К. Ю., Демин Ю. С., Шуб Л. Г., Рябчиков И. В. // «Использование комплексных барийсодержащих модификаторов для улучшения качества колесной стали», Сталь. 2009, № 12, . с.17-22
9. Демин К.Ю. Исследование влияния комплексных барийсодержащих лигатур на загрязненность колесной стали неметаллическими включениями // VI Всероссийская ежегодная конференция молодых научных сотрудников и аспирантов. Сборник статей. Москва. ИМЕТ РАН. 17-19 ноября 2009 г. С.343-347.
10. Григорович К.В., Демин К.Ю., Арсенкин А.М. и др. Перспективы применения барийсодержащих лигатур для раскисления и модифицирования транспортного металла. // Металлы. 2011. № 5. с.146-156.
11. Григорович К.В., Арсенкин А.М., Демин К.Ю. и др. Перспективы использования карбонитридообразующих элементов в углеродистых сталях с целью повышения комплекса их механических свойств // Металлы. 2011. № 5. с.157-163.
12. Демин К.Ю «Исследование влияния модифицирования колесной стали барийсодержащими лигатурами на металлургическое качество стали и служебные свойства железнодорожных колес» // VIII Российская ежегодная конференция молодых научных сотрудников и аспирантов «Физико-химия и технология неорганических материалов». Москва. 15-18 ноября 2011г. / Сборник материалов. – М: ИМЕТ РАН, 2011, с. 518.