

На правах рукописи



Аникеев Андрей Николаевич

ПОЛУЧЕНИЕ ГРАДИЕНТНЫХ ЦЕНТРОБЕЖНО-ЛИТЫХ СТАЛЬНЫХ ЗАГОТОВОК
ПУТЕМ ВВЕДЕНИЯ В КРИСТАЛЛИЗУЮЩИЙСЯ РАСПЛАВ ДИСПЕРСНЫХ ЧАСТИЦ
КАРБИДОВ

Специальность: 05.16.02 Metallургия черных, цветных и редких металлов

*Автореферат
диссертации на соискание
ученой степени кандидата технических наук*

Челябинск, 2013 г.

Работа выполнена в ФГБОУ ВПО «Южно–Уральский государственный университет (НИУ)» на кафедре «Общая металлургия»

Научный руководитель:

доктор технических наук, профессор
Чуманов И.В.

Официальные оппоненты:

академик Академии проблем качества РФ,
заслуженный деятель науки РФ
доктор технических наук, профессор
Вдовин К.Н.

кандидат технических наук, директор
научно-внедренческого
центра ЗАО «Ферросплав»
Пашенко С.В.

Ведущая организация:

ФГБОУ ВПО «Санкт–Петербургский
государственный политехнический
университет»

Защита состоится «11» сентября 2013 г. в 14 часов 00 минут на заседании ученого диссертационного совета Д212.298.01 при ФГБОУ ВПО «Южно–Уральский государственный университет (НИУ)» по адресу: 454080, г. Челябинск, проспект Ленина, 76, ЮУрГУ, Ученый совет университета; тел. (351)267-91-23.

Ваши отзывы об автореферате в двух экземплярах, заверенные печатью, просим направлять по вышеуказанному адресу.

Автореферат разослан «9» августа 2013 г.

Ученый секретарь
диссертационного совета
д. ф–м. наук, проф.



Д.А. Мирзаев

ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

Актуальность работы.

Развитие добычи минерально-сырьевых ресурсов, металлургии, тяжелого машиностроения, вызвало необходимость использования сталей, обладающих такими механическими свойствами, при которых они способны работать в условиях повышенного абразивного износа при высоких нагрузках. Зачастую, повышенные механические свойства требуются только от поверхностных слоев стали, поскольку именно они подвергаются различным физическим воздействиям. В настоящее время увеличение значений механических свойств металлов достигается либо за счет их легирования в значительных количествах, либо за счет применения различного рода обработок поверхностных слоев (наплавки, напайки, лазерной и плазменной обработки и т.д.).

Альтернативой использованию дорогостоящих легирующих элементов и технологическим обработкам могут служить дисперсно-упрочненные стали – то есть стали, содержащие твердые тугоплавкие мелкодисперсные частицы карбидов, оксидов, нитридов. Такие стали обладают повышенными значениями износостойкости, предела прочности, модуля упругости и жаростойкости, пониженной склонностью к трещинообразованию, по сравнению со сталями того же химического состава, не имеющими дисперсных частиц. Получение дисперсно-упрочненных сталей основано на введении твердых дисперсных частиц в расплав на стадии разливки. Однако, в связи с тем, что вводимые частицы и упрочняемая сталь имеют различную удельную плотность, распределение вводимых частиц по объему получаемой стали неравномерно, непрогнозируемо и сложно управляемо. В связи с этим, широкого применения дисперсно-упрочненные стали в промышленности не получили.

Работа выполнена при финансовой поддержке: ФЦП №2.1.2/687, ФЦП № 14.740.11.0534, РФФИ №12–08–00896.

Цель и задачи работы.

Разработка способа получения градиентной дисперсно-упрочненной стали, обеспечивающего возможность управления распределением вводимыми частицами по сечению формируемой заготовки, для обеспечения металла градиентными механическими свойствами.

Для этого необходимо решить следующие задачи:

1. Разработать способ введения в жидкий расплав дисперсных частиц, обеспечивающий их прогнозируемое распределение в объеме кристаллизующегося металла.

2. Разработать способ прогнозирования распределения дисперсных тугоплавких частиц в объеме получаемого металла при конкретных технологических параметрах, таких как скорость вращения изложницы и начальная температура разливки, а также учитывающий физические свойства вводимых дисперсных частиц и расплава.

3. Изучить процессы взаимодействия вводимых дисперсных частиц и металлического расплава в интервале температур 1800-2200°K.

4. Исследовать распределение дисперсных частиц в объеме закристаллизовавшихся центробежно-литых стальных заготовок.

5. Провести комплексную оценку влияния дисперсных тугоплавких частиц на физико-механические свойства полученных заготовок.

Научная новизна.

Впервые осуществлен комплекс теоретических и экспериментальных исследований, посвященный разработке способа получения градиентной дисперсно-упрочненной стали, моделированию распределения вводимых частиц, процессов взаимодействия с жидким металлическим расплавом, а также влияние вводимых частиц на физико-механические свойства получаемых центробежно-литых заготовок.

1. Предложена методика прогнозирования распределения дисперсных частиц по объему кристаллизующейся заготовки в зависимости от плотности и дисперсности вводимых частиц, скорости вращения и размеров изложницы, температуры расплава и т.д.

2. Определены значения модельных термодинамических параметров, позволяющие моделировать фазовые равновесия, реализующиеся в системе Fe–C–W в диапазоне температур 1800-2200°K.

3. Показано, что увеличение количества вводимых частиц WC (свыше 2,4% от массы заготовки), не приводит к увеличению концентрации частиц в поверхностных слоях, а приводит к увеличению протяженности карбидного слоя от внешней стороны к внутренней.

4. Установлено, что увеличение концентрации дисперсных частиц WC в поверхностных слоях центробежно-литой заготовки до 5,1 шт./мм² позволяет увеличить предел прочности на 36-38%, ударную вязкость на 23-26% , твердость на 26-33% и износостойкость на 29-34 %.

Практическая ценность.

Предложен новый способ градиентного упрочнения центробежно-литых стальных заготовок путем введения в кристаллизующийся расплав, в условиях вращения ванны, дисперсных упрочняющих частиц. Разработанный способ позволяет получать металл с градиентными механическими свойствами вдоль радиуса, что создает возможности его применения в различных областях техники.

На защиту выносятся.

1. Результаты моделирования распределения дисперсных частиц по объему кристаллизующейся заготовки при разливке на машине центробежного литья, для конкретных технологических параметров, таких как скорость вращения изложницы, начальная температура разливки и количество вводимых частиц.

2. Установленные автором термодинамические параметры, позволяющие моделировать фазовые равновесия, реализующиеся в системе Fe–C–W в диапазоне температур 1800-2200°K.

3. Экспериментальное исследование распределения дисперсных частиц в объеме закристаллизовавшихся центробежно-литых стальных заготовок и его сравнение с результатами моделирования.

4. Результаты комплексного исследования влияния введенных дисперсных частиц на механические свойства полученных заготовок.

Апробация работы.

Основные результаты работы доложены и обсуждены: на XXIX всероссийской конференции «Наука и технологии», Миасс, 2009 г.; на международных конференциях «Современные металлические материалы и технологии», Санкт–Петербург, СПбГПУ, 2009 и 2011 гг.; на XIV международной конференции «Современные проблемы электрометаллургии стали», Челябинск, ЮУрГУ, 2010 г.; на международной конференции «Нанотехнологии функциональных материалов», Санкт–Петербург, СПбГПУ, 2010 и 2012 гг.; на международной конференции «XIX Менделеевский съезд по общей и прикладной химии», Волгоград, 2011 г.; на VI международной конференции «Научно–технический прогресс в металлургии», Караганда, КГИУ, 2011 г.; на международной научно–технической конференции «Новые материалы и технологии глубокой переработки сырья – основа инновационного развития экономики России», Москва, ВИАМ, 2012.

Публикации.

Содержание работы отражено в 6 печатных публикациях в изданиях, рекомендованных ВАК, три из которых переведены и изданы за рубежом. В процессе работы было получено 4 патента на изобретение по теме исследования.

Структура и объем диссертации.

Диссертация состоит из введения, 5 глав, заключения, содержит 160 страниц машинописного текста, 63 рисунка, список литературы 130 наименований.

ОСНОВНОЕ СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ

Обоснована актуальность выбора темы диссертации. Показано, что при разработке и создании новых видов дисперсно-упрочненных сталей целесообразно применять комплексный подход, включающий в себя моделирование распределения дисперсных частиц в объеме кристаллизующегося металла и термодинамическое моделирование взаимодействия дисперсных частиц с расплавом, учитывающий физико–химические свойства вводимых частиц и упрочняемого металла.

Сформулированы цель и основные положения, выносимые на защиту.

1. СОСТОЯНИЕ ВОПРОСА

Выполнен литературный обзор, в котором проанализированы теоретические и экспериментальные работы различных авторов, связанные с вопросами создания и производства дисперсно–упрочненных материалов,

содержащих в своей структуре мелкодисперсные частицы. На основе анализа литературных источников показано, что:

1. Существует несколько способов производства дисперсно-упрочненных материалов на металлической основе, содержащих в своей структуре дисперсные частицы: спекание смесей порошков карбидов и металлов – твердые сплавы и карбидостали; выделение дисперсных частиц карбидов и интерметаллидов в структуре металлического материала – дисперсионное упрочнение; введение дисперсных тугоплавких частиц в жидкий или кристаллизующийся расплав – дисперсное упрочнение. Производство твердых сплавов и карбидосталей характеризуется следующими особенностями: неравномерностью распределения дисперсных частиц в матрице, протеканием процессов коагуляции частиц при спекании и прессовании; относительно небольшие размеры получаемых изделий. Применение дисперсионно-упрочненных сталей ограничивается термодинамической нестабильностью выделяющихся дисперсных частиц, а также ограниченной возможностью прогнозирования и управления распределением выделяющихся дисперсных частиц.

2. Среди методов получения дисперсно-упрочненных материалов можно выделить следующие: введение дисперсных частиц в слиток на стадии разливки сверху; введение дисперсных частиц в металл при непрерывной разливке; введение дисперсных частиц в металл при вытягивании заготовки в направлении обратном гравитационному полю; введение дисперсных частиц при центробежном электрошлаковом литье. Вышеперечисленные методы позволяют получить дисперсно-упрочненные материалы, однако управление распределением дисперсными частицами по объему кристаллизующегося металла практически невозможно, а значит невозможно прогнозировать, какие свойства будет иметь металл.

2. МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ РАСПРЕДЕЛЕНИЯ ДИСПЕРСНЫХ ЧАСТИЦ ПО ОБЪЕМУ КРИСТАЛЛИЗУЮЩЕГОСЯ МЕТАЛЛА

Предпосылкой для неравномерного распределения дисперсных частиц в объеме металла служит природа вводимых дисперсных частиц: плотность вводимой тугоплавкой частицы и плотность металлического расплава различны. Следовательно, для управления распределением дисперсными частицами необходимо приложить к ней определенную силу, в частности, такой силой может быть центробежная сила.

Суть способа градиентного упрочнения центробежно-литых стальных заготовок: при разливке металла на машине центробежного литья в струю металла постоянно, в течение всего времени разливки подаются твердые тугоплавкие дисперсные частицы различной плотности. Если плотность вводимых дисперсных частиц меньше плотности расплава, то при определенной разнице плотностей, центробежная сила, и Архимедова сила не уравновешиваются, и возникают условия для перемещения частиц к

свободной поверхности расплава, то есть во внутренние поверхностные слои вращаемой заготовки. Если плотность вводимых частиц больше плотности расплава, то суммарное воздействие центробежной силы и Архимедовой силы будут перемещать вводимые частицы к фронту кристаллизации, то есть во внешние поверхностные слои вращаемой заготовки (рис. 1).

Многообразие дисперсных частиц, их физико-химических и механических свойств, а также возможность варьировать скоростью вращения горизонтальной изложницы, создают предпосылки для получения новых дисперсно-упрочненных материалов. Свойства получаемого материала будут определяться типом дисперсных частиц, их концентрацией, дисперсностью, фракционным составом и т.д.

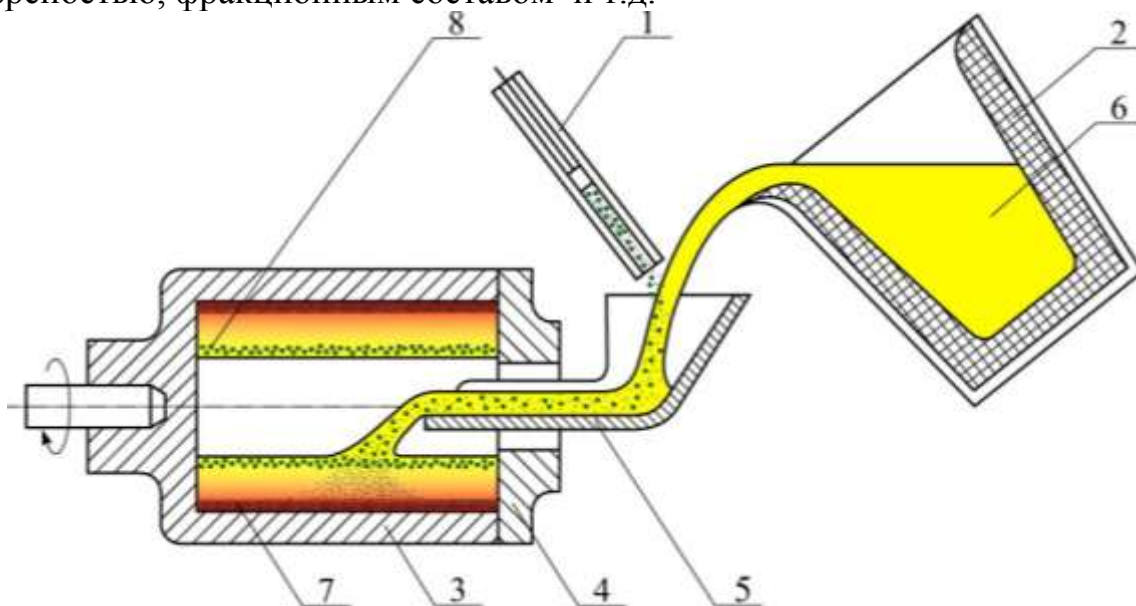


Рис. 1. Способ градиентного упрочнения металла: 1 – дозатор; 2 – ковш; 3 – горизонтальная изложница; 4 – крышка изложницы; 5 – стелеразливочный носок; 6 – кристаллизующийся металл; 7 – частицы с плотностью равной или больше плотности металла; 8 – частицы с плотностью, меньшей плотности металла

Для предварительной оценки степени распределения дисперсных частиц в объеме кристаллизующегося расплава, использовался программный пакет ANSYS FLUENT 12.0, неоспоримые достоинства которого подчеркиваются рядом работ по математическому моделированию.

С учетом поставленной задачи, были приняты следующие допущения:

1. Рассматривается продольное сечение заготовки с момента окончательного заполнения изложницы до момента полного затвердевания расплава (рис. 2). Сетка регулярная, элементы плоские.



Рис. 2. Продольное сечение заготовки с задаваемыми параметрами

2. Форма вводимых в металл дисперсных частиц принята сферической. Диаметры сфер равны размерам частиц (WC: 1,85 – 16,5 мкм; SiC: 100 – 400 мкм).

3. Принимаем частоту вращения горизонтальной изложницы 600 об/мин.

4. Распределение частиц в изложнице будет происходить в поле действия силы притяжения земли, что, теоретически, будет влиять на радиальное ускорение частиц, а значит, и на степень распределения частиц. Для оценки степени этого влияния необходимо рассчитать силы, действующие на частицу. При принятой частоте вращения, радиальное ускорение частицы:

$$a = \omega^2 \cdot r; \quad (1)$$

где: a – радиальное ускорение частицы, м/с^2 ; r – расстояние от частицы до оси вращения, м; ω – угловая скорость вращения кокиля, $1/\text{с}$.

$$\omega = \frac{\pi \cdot n}{30}, \quad (2)$$

где: n – частота вращения кокиля, об/мин, ω – угловая скорость вращения кокиля, $1/\text{с}$.

Радиальное ускорение частиц, при изменении расстояния от оси, будет меняться: $r = 0,0275 \dots 0,070$ м. Тогда: $a = \omega^2 \cdot r = 109 \dots 276 \text{ м/с}^2$.

Таким образом, это позволяет пренебречь действующей силой тяжести.

Для определения степени распределения дисперсных частиц по объему металла были использованы уравнения энергии, модели турбулентности, плавления-затвердевания расплава, модель дискретной фазы.

С помощью высокопроизводительного вычислительного кластера «СКИФ Урал» было произведено моделирование процессов распределения дисперсных частиц с различной плотностью, по сечению получаемой заготовки, с изменением количества частиц (табл. 2).

Таблица 2

Количество дисперсных частиц введенных в формируемые заготовки

№ моде лир.	Количество введенных частиц с плотностью 15,6 (г/см ³), от массы слитка, %	Количество введенных частиц с плотностью 3,2 (г/см ³), от массы слитка, %	Общее количество частиц по отношению к массе слитка, %
1	0	0	0
2	0,4	0,4	0,8
3	0,8	0,8	1,6
4	1,2	1,2	2,4
5	0	0	0
6	1,2	0	1,2
7	2,4	0	2,4
8	3,6	0	3,6

В результате моделирования были получены: изображения распределения частиц в различное время кристаллизации заготовки (рис. 3.1, 3.2), графики распределения, отображающие степень распределения по сечению формируемой заготовки после кристаллизации расплава (рис. 5).

Моделирование показало, что при совместном введении частиц, имеющих различные плотности, наблюдается преимущественное накопление частиц во внешнем поверхностном слое (для частиц с плотностью большей плотности расплава), либо во внутреннем поверхностном слое (для частиц с плотностью меньшей плотности расплава). Однако, при увеличении количества вводимых частиц вольфрама (2,4% от массы заготовки и более), распределение частиц происходит ограниченно: во внешних поверхностных слоях располагается до 62% введенных частиц, 31% в середине заготовки, остальные - во внутренних поверхностных слоях.

3. ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ ДИСПЕРСНЫХ ЧАСТИЦ С МЕТАЛЛИЧЕСКИМ РАСПЛАВОМ

В связи с тем, что введение частиц в металлический расплав происходит при значительных температурах, необходимо исследовать процессы взаимодействия дисперсных частиц с металлическим расплавом. Для определения реакций, протекающие между вводимыми частицами и расплавом, был проведен термодинамический анализ системы Fe–C–W в диапазоне температур 1800°–2200°K. Термодинамический анализ системы Fe–C–W проведен путем рассмотрения реакций взаимодействия на границе частиц Fe_ж–C, Fe_ж–C–WC, Fe_ж–WC, Fe_ж–W₂C–WC, Fe_ж–W₂C, вычисления констант равновесия реакций, вычисления изменения энергии Гиббса реакций. В процессе проведения термодинамического анализа использовалась теория регулярных растворов. Результатом анализа системы Fe–C–W явились данные о растворимости компонентов в металле этой системы в диапазоне температур 1800°–2200°K (табл. 3, 4).

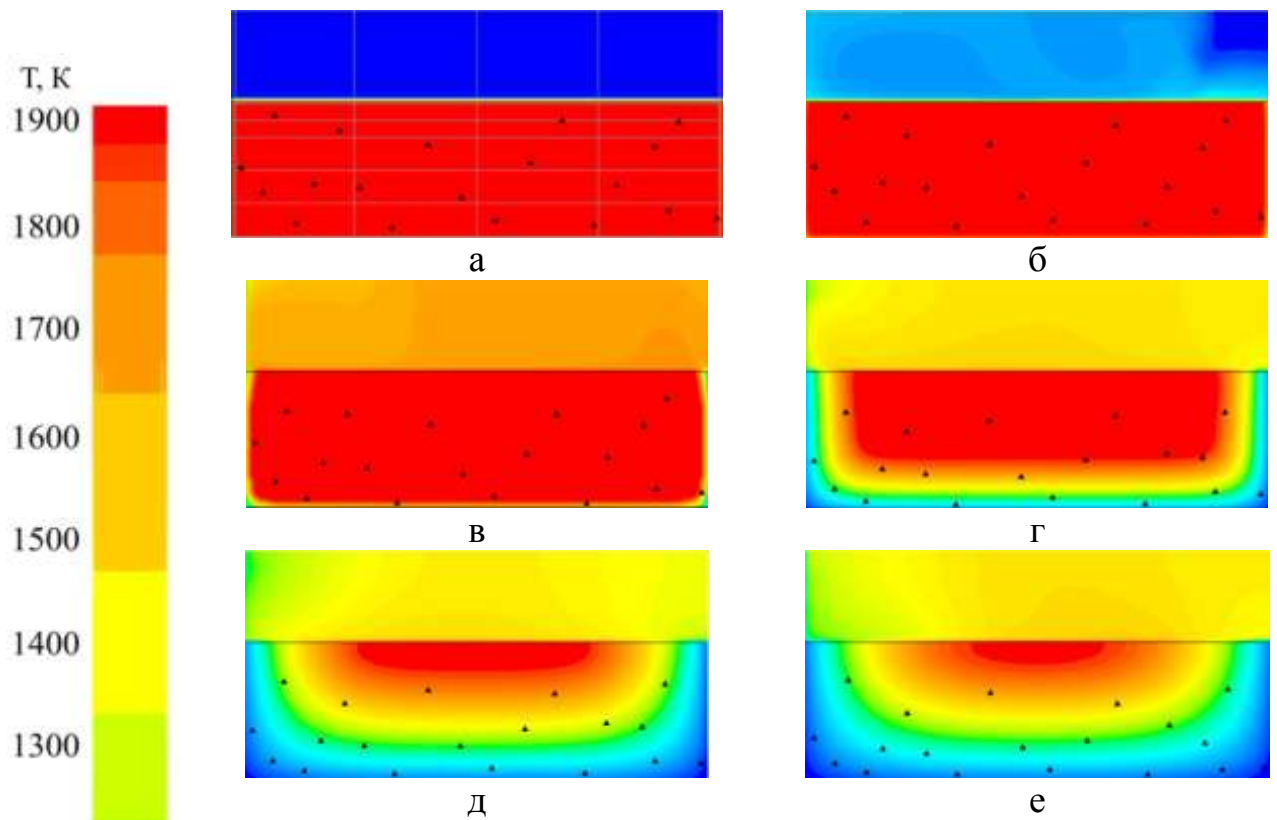


Рис. 3.1. Результаты распределение частиц (моделирование 8) по сечению заготовки от времени начала кристаллизации: *a* — 0 с; *б* — 2 с; *в* — 6с; *г* — 19 с; *д* — 31 с; *е* — 44 с; ▲ — частицы карбида вольфрама

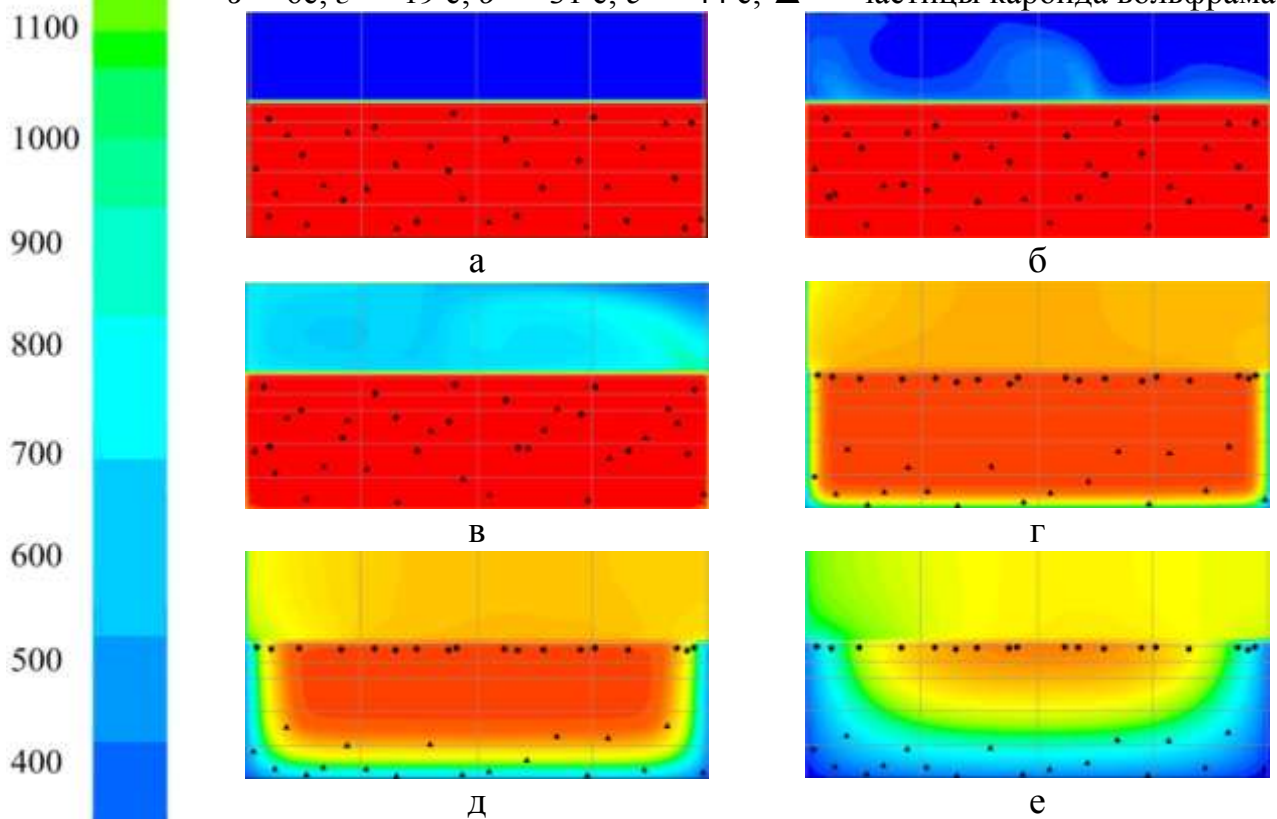


Рис. 3.2. Результаты распределение частиц (моделирование 4) по сечению заготовки от времени начала кристаллизации: *a* — 0 с; *б* — 2 с; *в* — 4 с; *г* — 29 с; *д* — 33 с; *е* — 55 с; ▲ — частица карбида вольфрама; ● — частица карбида кремния

Также были вычислены составы металла системы Fe–C–W, находящегося в равновесии с графитом и/или с WC и W₂C при температуре 1900°K (табл. 5).

Таблица 3

Условия одновременного сосуществования металлического расплава с C_{гр.} и WC в диапазоне температур 1800-2200°K

T, °K	1800	1900	2000	2100	2200
Содержание C, %	5,479	5,502	5,933	6,315	6,772
Содержание W, %	3,163	3,792	4,529	5,156	5,727

Таблица 4

Условия одновременного сосуществования металлического расплава с WC и W₂C в диапазоне температур 1800-2200°K

T, K	1800	1900	2000	2100	2200
Содержание C, %	4,502	4,919	5,430	5,804	6,152
Содержание W, %	4,553	5,019	5,615	6,124	6,677

Таблица 5

Составы металла системы Fe–C–W, находящегося в равновесии с графитом и/или с WC и W₂C при температуре 1900 °K

	Условия равновесия с C _{гр.}		(Fe–C–WC) _ж –C _{гр.} –WC	Условия равновесия с WC		(Fe–C–WC) _ж –WC–W ₂ C	Условия равновесия с W ₂ C	
	3	3,5	3,972	4	4,5	5,019	5,5	6
Содерж. W, %								
Содерж. C, %	5,331	5,483	5,502	5,523	5,157	4,919	4,260	3,657

Таким образом, определены значения термодинамических параметров, позволяющие моделировать фазовые равновесия, реализующиеся в системе Fe–C–W, которые могут быть использованы при создании моделей более сложных систем, имеющих практическое значение. Также, на основании полученных данных, можно сделать вывод о целесообразности увеличения скорости кристаллизации расплава для предотвращения растворения введенных карбидов вольфрама.

4. ПОЛУЧЕНИЕ И ИССЛЕДОВАНИЕ ГРАДИЕНТНО–УПРОЧНЕННЫХ ЦЕНТРОБЕЖНО-ЛИТЫХ СТАЛЬНЫХ ЗАГОТОВОК

С целью экспериментальной проверки результатов моделирования распределения частиц по сечению, проведена серия опытных плавов по получению градиентно–упрочненных центробежно-литых стальных заготовок, путем введения в кристаллизующийся расплав дисперсных частиц при разливке в изложницу на машине центробежного литья. В качестве упрочняемого металла была выбрана сталь 20. Расплавление металла

производили в индукционной печи, разливку производили на машине центробежного литья, со скоростью вращения горизонтальной изложницы 600 об/мин. Во время заливки металла в горизонтальную изложницу, с помощью дозатора, на всем протяжении разливки, в металл вводили мелкодисперсные частицы карбидов вольфрама и кремния в том же количестве, что при моделировании (табл. 2).

В результате проведения эксперимента получены заготовки с удовлетворительным качеством внешней и внутренней поверхности и с различным содержанием дисперсных частиц карбидов. Полученные отливки имели следующие размеры: высота 140 мм, диаметр внешний 140 мм, диаметр внутренний 55 мм.

Внешний вид образцов представлен на рис. 4.



Рис. 4. Внешний вид заготовок: а – целых; б – порезанных для исследования

Исследования макро– и микроструктур и механических свойств полученного материала показали следующее:

1. Во всех образцах на внешней поверхности и в середине заготовок отсутствуют раковины, рыхлости, расслоения и трещины.

2. С увеличением количества вводимых дисперсных частиц происходит диспергирование структуры заготовок: в заготовках без дисперсных частиц карбидов размер дендритных ячеек колеблется от 156 мкм (во внутренних поверхностных слоях) до 48 мкм (во внешних поверхностных слоях), в то время как в заготовках с максимальным содержанием дисперсных частиц размер дендритных ячеек колеблется от 25,5 мкм (во внутренних поверхностных слоях) до 15,5 мкм (во внешних поверхностных слоях).

3. Концентрация введенных дисперсных частиц неодинакова в различных слоях различных заготовок: наибольшая концентрация дисперсных частиц наблюдается в заготовке №8 (5,1 шт./мкм² на внешней стороне, 3,5 шт./мкм² в середине и 2,8 шт./мкм² на внутренней стороне) и №7 (5,1 шт./мкм² на внешней стороне, 2,6 шт./мкм² в середине и 0,5 шт./мкм² на внутренней стороне). Остальные заготовки содержат карбиды вольфрама только на внешней стороне: №6 – 2,8 шт./мкм², №4 – 2,5 шт./мкм², №3 – 0,6 шт./мкм², №2 – 0,4 шт./мкм². Изображения исходных частиц, микроструктуры и спектры частиц в полученных заготовках показаны на рис. 6 (а, б).

Адекватность проведенного моделирования подтверждается хорошей сходимостью результатов расчета и натурального эксперимента (рис.5).



Рис. 5. Сопоставление результатов моделирования и экспериментально изученного распределения частиц

4. При исследовании микроструктуры заготовок не было обнаружено введенных в металл карбидов кремния. Вероятно, карбиды кремния при взаимодействии с металлическим расплавом трансформировались в оксиды кремния, которые были обнаружены как во внешних, так и во внутренних слоях в виде скоплений и цепочек (рис. 6 в, г).

5. Исследование изменения химического состава по сечению заготовок показало, что введение дисперсных тугоплавких частиц вызывает ликвацию в полученном металле: наблюдается повышенное содержание углерода, вольфрама и кремния во внешних поверхностных слоях заготовок, содержащих дисперсные частицы.

6. Результаты исследования влияния дисперсных частиц на механические свойства показали, что увеличение концентрации частиц в металле увеличивает механические свойства получаемого металла (табл. 4 и 5).

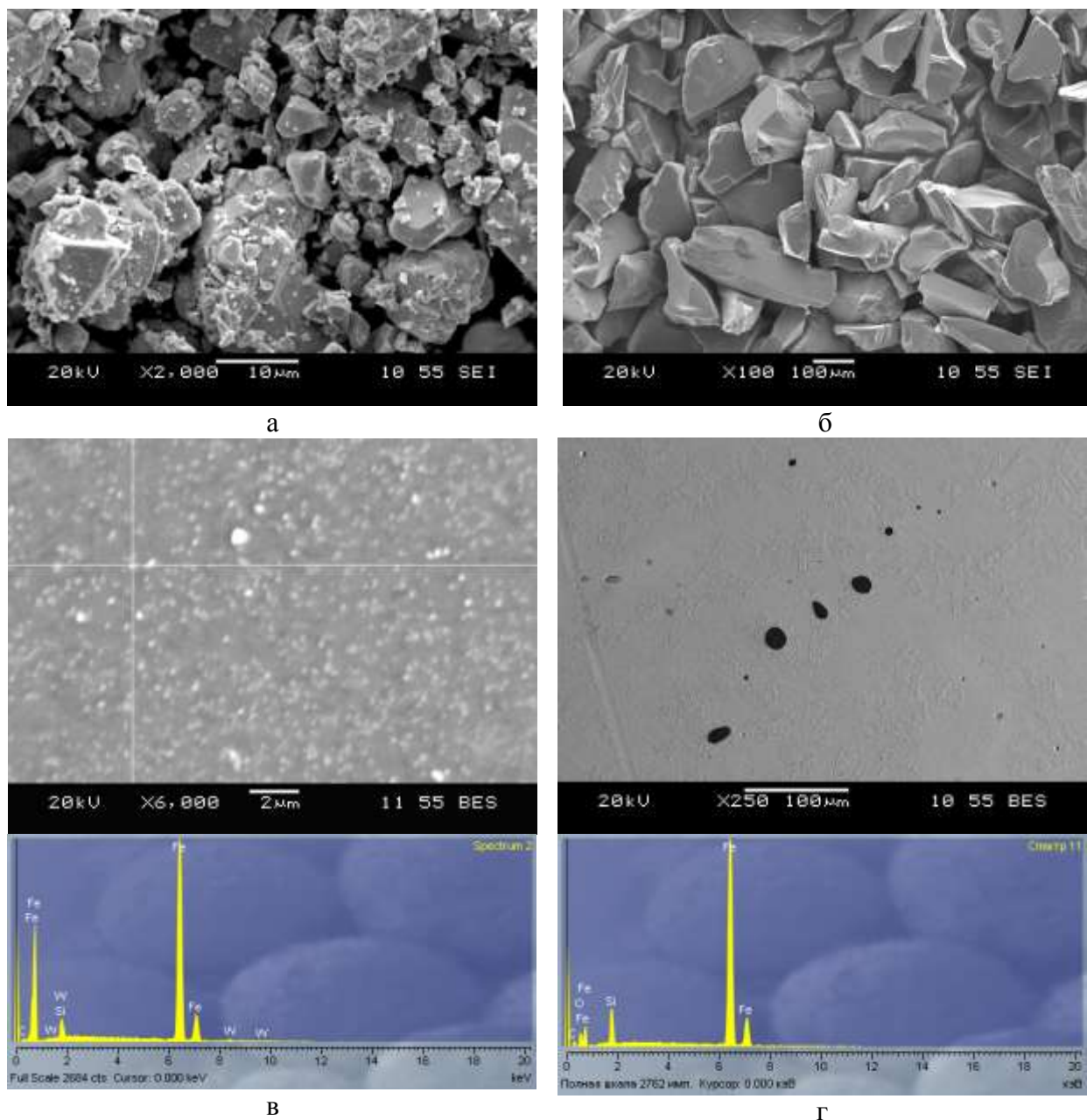


Рис. 6. Дисперсные частицы карбидов, их спектры в металле: а – карбид вольфрама до эксперимента; б – карбид кремния до эксперимента; в – карбид вольфрама в полученном металле; г – оксиды кремния в полученном металле

Таблица 4

Механические свойства полученных заготовок плавки 1

Механическое свойство	Место в заготовке	Заготовка №1	Заготовка №4	Отклонение, %
Предел прочности, Н/мм ²	Внешние слои	387	555	+ 30
	Середина заготовки	337	375	+ 10
	Внутренние слои	301	333	+ 9
Ударная вязкость, Дж/см ²	Внешние слои	53	54	+2
	Середина заготовки	48	51	+5
	Внутренние слои	40	55	+26
Твердость (НВ)	Внешние слои	167	241	+ 31
	Середина заготовки	164	221	+ 26

	Внутренние слои	163	223	+ 27
Износостойкость (по изменению массы), г.	Внешние слои	0,113	0,075	+ 34
	Середина заготовки	0,103	0,098	+ 5
	Внутренние слои	0,111	0,089	+ 20

Таблица 5

Механические свойства полученных заготовок плавки 2

Механическое свойство	Место в заготовке	Заготовка №5	Заготовка №8	Отклонение, %
Предел прочности, Н/мм ²	Внешние слои	393	611	+ 36
	Середина заготовки	343	556	+ 38
	Внутренние слои	343	522	+ 34
Ударная вязкость, Дж/см ²	Внешние слои	52	68	+ 24
	Середина заготовки	50	65	+ 23
	Внутренние слои	48	64	+ 25
Твердость (НВ)	Внешние слои	172	256	+ 33
	Середина заготовки	171	239	+ 28
	Внутренние слои	170	237	+ 28
Износостойкость (по изменению массы), р.	Внешние слои	0,087	0,062	+ 31
	Середина заготовки	0,092	0,064	+ 29
	Внутренние слои	0,090	0,065	+ 28

ОБЩИЕ ВЫВОДЫ

1. Предложена методика прогнозирования распределения дисперсных частиц в объеме получаемого металла при конкретных технологических параметрах, таких как скорость вращения изложницы, начальная температура разливки.

2. Получены модельные термодинамические параметры, позволяющие моделировать фазовые равновесия, реализующиеся в системе Fe–C–W в диапазоне температур 1800-2200°K.

3. Определено, что концентрация введенных дисперсных частиц неодинакова в различных сечениях различных заготовок, что является причиной ликвации в полученном металле: наблюдается повышенное содержание углерода, вольфрама и кремния во внешних поверхностных слоях заготовок, содержащих дисперсные частицы.

4. Экспериментально определено, что введение дисперсных частиц в количестве свыше 2,4% (от массы заготовки) не приводит к увеличению концентрации в поверхностных слоях, а приводит к увеличению протяженности карбидного слоя от внешней стороны к внутренней.

5. Получены зависимости механических свойств (предела прочности, ударной вязкости и износостойкости) от концентрации частиц: при увеличении концентрации частиц наблюдается увеличение механических свойств металла.

6. Разработан способ получения градиентной дисперсно-упрочненной стали, обеспечивающий возможность управления распределением вводимыми частицами по сечению формируемой заготовки и позволяющий обеспечить металл механическими свойствами, которые изменяются вдоль радиуса.

Основное содержание диссертации изложено в следующих публикациях:

Статьи в изданиях, рекомендованных ВАК:

1. Аникеев, А.Н. О возможности введения твёрдых тугоплавких частиц при получении трубной заготовки методом центробежного литья / А.Н. Аникеев, А.В. Бигеев, Е.Н. Гордеев, В.И. Чуманов, И.В. Чуманов // Вестник ЮУрГУ. Серия «Металлургия». – 2009. – Вып. 13. – № 36(169). – С.24–27.
2. Чуманов, В.И. Упрочнение поверхностных слоев при формировании полой заготовки методом центробежного литья / В.И.Чуманов, И.В. Чуманов, А.Н. Аникеев, Р.Р. Гарифулин // Электromеталлургия. – 2010. – №1. – С.33–35.
3. Чуманов, И.В. Математическое моделирование распределения тугоплавких мелкодисперсных частиц при получении заготовки методом центробежного литья / И.В. Чуманов, А.Н. Аникеев, В.А. Иванов, В.И. Чуманов // Сталь. –2011. – №3. – С.15–18
4. Чуманов, И.В. Получение дисперсно-упрочненных полых заготовок для роторных диспергаторов / И.В. Чуманов, В.И. Чуманов, А.Н. Аникеев // Metallurg. 2011. – №6. –С. 69–72.
5. Чуманов, И.В. Исследование и анализ структурных составляющих дисперсно-упрочненных центробежно-литых заготовок / И.В. Чуманов, Н.Т. Карева, В.И. Чуманов, А.Н. Аникеев // Электromеталлургия. – 2011. – №9. – С. 34–37.
6. Аникеев, А.Н. Термодинамический анализ процессов взаимодействия карбида вольфрама с металлическим расплавом на основе железа / А.Н. Аникеев, И.В. Чуманов // Электromеталлургия. – 2012. – №7. – С. 2–5.
7. Пат. №2376105 РФ МПК В 22 D 11/108 Способ непрерывного литья заготовок / И.В. Чуманов, Д.А. Пятыгин, Е.Е. Тельянова, А.Н. Аникеев. – № 2007138799/02; заявл. 18.10.07; опубл. 20.12.09. – 5с.: ил.
8. Пат. №2381087 РФ МПК В 22 D 13/02 Способ формирования трубной заготовки / В.И. Чуманов, И.В. Чуманов, Д.А. Пятыгин, Р.Р. Гарифулин, О.Ю. Вершинина, А.Н. Аникеев. – №2008128677/02; заявл. 14.07.2008.; опубл. 10.02.2010.– 5 с.: ил.
9. Пат. №2443505 РФ МПК В 22 D 13/00 Способ получения стальной трубной заготовки / В.И. Чуманов, И.В. Чуманов, А.Н. Аникеев. – №2012140928/02; заявл.6.10.2010.; опубл. 27.02.2012. – 6 с. ил.
10. Пат. 2457920 РФ МПК В 22 D 11/00 Способ получения композиционных листов и полос / В.И. Чуманов, И.В. Чуманов, А.Н. Аникеев. – №2011119394/02; заявл.13.05.2011.; опубл. 10.08.2012. – 5 с.