

05.16.02  
Р474

На правах рукописи

РЕМЕТИКОВ Сергей Анатольевич

ВВЕДЕНИЕ ДИСПЕРСНЫХ КАРБИДОВ В ЖИДКИЙ МЕТАЛЛ  
ПРИ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ НЕПРЕРЫВНОЛУЧТОГО СЛЮТКА  
И ИХ РАСПРЕДЕЛЕНИЕ В МЕТАЛЛИЧЕСКОЙ МАТРИЦЕ

Специальность 05.16.02 – "Металлургия черных металлов"

А В Т О Р Е Ф Е Р А Т

диссертации на соискание ученой степени  
кандидата технических наук

Челябинск – 1999

Работа выполнена в Южно-Уральском государственном университете.

Научные руководители - Заслуженный деятель науки и техники России, лауреат Государственной премии, доктор технических наук профессор ПОВОЛОЦКИЙ Л.Я.;  
- кандидат технических наук профессор ЧУМАНОВ В.И.

Официальные оппоненты - доктор технических наук профессор ГУРЕВИЧ Ю.Г.;  
кандидат технических наук ГАЛЯН В.С.

Ведущее предприятие - ОАО "Златоустовский металлургический завод"

Защита состоится "26 - 11 - 1999 года в 14 часов на заседании диссертационного совета Д 053.13.04 в Южно-Уральском государственном университете.

С диссертацией можно ознакомиться в библиотеке Южно-Уральского государственного университета.

Автореферат разослан "19 - 11 - 1999 г.

Ученый секретарь  
диссертационного совета  
д-р. физ.-мат. наук, проф.



Мирзаев П.А.

## ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

Актуальность темы. Одним из путей увеличения механических свойств металлических материалов, повышения их срока службы и снижения металлоемкости продукции является увеличение конструктивной прочности стали и сплавов за счет выделения или введения в металлическую матрицу дисперсных упрочняющих фаз.

Проведенный анализ показывает, что несмотря на большое количество исследовательских работ, посвященных вопросам упрочнения стали и сплавов дисперсными фазами (дисперсионное и дисперсное упрочнение), остается много неясностей и нерешенных проблем. Возникают трудности с введением дисперсных частиц в жидкий металл и получением структур с равномерным распределением упрочняющих фаз при минимальном расстоянии между ними, что не позволяет гарантированно получать высокие прочностные характеристики металла.

Цель работы. Изучение возможности эффективного ввода дисперсных синтетических карбидов в жидкий металл и условий получения равномерного распределения частиц в слитке.

Для этого необходимо было решить следующие вопросы.

1. Разработать математическую модель распределения твердых неметаллических частиц в объеме расплава.
2. Разработать способ ввода твердой тугоплавкой дисперсной фазы в жидкую металлическую матрицу.
3. Исследовать распределение дисперсных фаз при кристаллизации в процессе вытягивания слитка вверх.
4. На основании полученных зависимостей разработать основы технологии получения стали, упрочненной дисперсными тугоплавкими карбидами.

Научная новизна. В диссертации впервые:

получены аналитические выражения, позволяющие расчитывать плотность распределения и величину объемной доли дисперсной фазы в зависимости от времени всплытия и вертикальной координаты металлического расплава;

- предложен и изучен метод введения дисперсных частиц в жидкий металл в процессе непрерывной разливки при вытягивании слитка вверх;
- установлена зависимость между скоростью вытягивания слитка из кристаллизатора и величиной образующейся вогнутости фронта кристаллизации;
- получены данные по распределению вводимой в жидкий металл твердой тугоплавкой дисперсной фазы по высоте и по сечению слитка.

#### Практическая ценность работы.

1. Разработан способ получения слитков, упрочненных дисперсными тугоплавкими карбидами (Патент России № 2080206).

2. Получены соотношения, определяющие распределение неметаллических частиц и их объемной доли в расплаве, которые могут быть использованы для совершенствования металлургических технологий.

3. Показана возможность получения дисперсноупрочненных стали и сплавов вытягиванием слитка из кристаллизатора вверх с повышенными механическими свойствами.

#### На защиту выносятся:

1. Новый способ введения дисперсных частиц в жидкий металл при непрерывной разливке с вытягиванием слитка вверх.

2. Результаты аналитического исследования и экспериментального изучения распределения дисперсных фаз при их всплытии в расплаве.

3. Основы технологии получения слитков, упрочненных дисперсными тугоплавкими фазами.

Апробация работы. Основные результаты работы доложены и обсуждены на: 1. IX Международной научной конференции "Современные проблемы электрометаллургии стали", Челябинск, 1995 г.; 2. Международной научно-практической конференции "Новые ресурсосберегающие технологии и материалы", Челябинск, 1996 г.; 3. X Международной конференции "Современные проблемы электрометаллургии стали", Челябинск, 1998 г; 4. Международной конференции "От булавы до современных композиционных материалов", Златоуст, 1999г.

Публикации результатов работы. По материалам диссертации опубликовано 3 статьи и 3 тезиса докладов.

Структура и объем работы. Диссертационная работа состоит из введения, 4 глав, выводов, библиографического списка (70 источников) и приложения. Она изложена на 104 страницах машинописного текста, включающих 13 таблиц, 24 иллюстрации.

## СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ

Во введении раскрывается актуальность проблемы дальнейшего совершенствования технологий получения дисперсионупрочненных материалов. Показано, что разработка и внедрение новых технологий получения композиционных материалов должны базироваться на повышении равномерности в распределении упрочняющих дисперсных тугоплавких фаз.

Сформулированы цель работы и основные положения, выносимые на защиту.

### I. ДИСПЕРСИОННОЕ И ДИСПЕРСНОЕ УПРОЧНЕНИЕ СТАЛИ И СПЛАВОВ

Одним из путей увеличения механических свойств металлических материалов, повышения их срока службы и снижения металлоемкости продукции является увеличение конструктивной прочности стали и сплавов за счет выделения или введения дисперсных упрочняющих фаз.

Проведенный анализ литературных данных показывает, что несмотря на большое количество исследовательских работ, посвященных вопросам упрочнения стали и сплавов дисперсными фазами, в этом вопросе остается много неясностей и нерешенных проблем. При дисперсионном упрочнении не удается добиться сохранения высоких прочностных характеристик стали при высоких температурах. При дисперсном упрочнении возникают трудности с введением в жидкую шталь частиц упрочняющей фазы и получением структур с равномерным ее распределением с минимальным расстоянием между этими частицами, что не позволяет гарантированно получать высокие прочностные характеристики металла. Вместе с тем отмечается, что наиболее перспективным способом упрочнения стали и сплавов является изод твердых тугоплавких карбидов в жидкую металлическую матрицу.

Следовательно, умение вводить дисперсные карбиды в металлическую матрицу, прогнозировать их распределение в слитке и влияние на механические характеристики стали и сплавов представляет-ся весьма актуальным.

## 2. Математическая модель распределения твердых неметаллических частиц по объему расплава.

Как правило, плотность частиц упрочняющей фазы или неметаллических включений меньше плотности вещества расплава. При этом частицы вслываются в направлении поверхности расплава, что приводит к неравномерному их распределению вдоль вертикальной координаты. Несомненным будет и распределение величины объемной доли частиц в сплаве. От характера же ее распределения зависят в итоге эксплуатационные свойства материала, в первую очередь вязкость.

Для оценки возможной плотности распределения частиц и величины их объемной доли вдоль вертикальной координаты рассматриваемого объема расплава, с целью прогнозирования механических свойств готового сплава, считаем, что конвективными потоками в расплаве можно пренебречь, частицы являются сферическими, скорость их движения определяется законом Стокса, а объем, занимаемый расплавом, и распределение частиц обладают цилиндрической симметрией. Если в задаче предполагается цилиндрическая симметрия, то будем искать распределение объемной доли  $C_v(z,t)$  частиц лишь по вертикальной  $z$  координате объема расплава.

Функция  $f(z,t)$ , имеющая смысл плотности распределения числа частиц по вертикальной  $z$  координате рассматриваемого объема может быть найдена из соотношения:

$$f(z,t) = \phi(R) \left| \frac{dR}{dz} \right|, \quad (I)$$

где  $t$  - время,  $c$ ;  $R$  - радиус произвольной частицы,  $m$ .

В соотношении (I)  $\phi(R)$  - задаваемая плотность распределения частиц по размерам. Плотность распределения частиц в дисперсном ансамбле можно аппроксимировать выражением:

$$\phi(R) = \frac{nR^{n-1}}{r^n} \exp \left\{ - \left[ \frac{R}{r} \right]^n \right\}, \quad (2)$$

где  $r$  - средний радиус частиц в ансамбле, м;  $n = \text{const}$ .

Решение уравнения движения произвольной сферической частицы радиуса  $r$  в вязкой среде при условии  $dz/dt = 0$  при  $t = 0$  и  $z = H$  при  $t = \tau_0$  дает:

$$z = V_0(t - \tau_0) + \frac{V_0}{b} [\exp(-bt) - \exp(-b\tau_0)] - H, \quad (3)$$

где  $t$  и  $\tau_0$  - текущее время и время полного всплытия частицы, с;  $H$  - координата поверхности расплава, м;  $V_0 = 2g(\rho_s - \rho_1)R^2/(9\eta)$  - стоковая скорость установившегося движения частицы, м/с;  $b = 9\eta/(2R^2\rho_1)$ , с<sup>-1</sup>.

Проводя оценку величин  $V_0$  и  $b$  в соотношении (3) при условии, что для реальных расплавов  $\eta = 5 \cdot 10^{-3}$  Па·с,  $\rho_s = 7200 \dots 8900$  кг/м<sup>3</sup>,  $\rho_1 = 2000 \dots 5000$  кг/м<sup>3</sup>,  $R = 5 \dots 50$  мкм получаем, что для  $t > 0,01$  с и  $H > 10^{-5}$  м вторым слагаемым в выражении (3) можно пренебречь. Тогда:

$$z = H - V_0|t - \tau_0|. \quad t \leq \tau_0. \quad (4)$$

Из соотношений (1...4) получаем:

$$f(z, t) = \frac{n \cdot K \cdot \exp \left[ - \left( \frac{H}{V_0|t - \tau_0|} \right)^n \right]}{2(V_0|t - \tau_0|)} \left( 1 - \frac{(n-2)}{n} \right)^{\frac{(n-2)}{2}} \quad (5)$$

где  $K$  - нормировочный множитель;  $V_0 = 2g(\rho_s - \rho_1)r^2/\eta n$  - стоковая скорость частицы среднего радиуса, м/с;  $\rho_s$  и  $\rho_1$  - плотность вещества расплава и частицы, соответственно, кг·м<sup>-3</sup>;  $g$  - ускорение свободного падения, м·с<sup>-2</sup>.

Заметим, что в последнем соотношении является нормировочным множителем. Его необходимо ввести так как функция  $\phi(R)$  нормирована на единицу в интервале  $[0; \infty)$ . Функция  $f(z, t)$  также должна быть нормирована на единицу, но в интервале  $[0; H]$ . Из условия нормировки:

$$K = \frac{1}{1 - \exp \left( - \frac{H}{V_0|t - \tau_0|} \right)} \quad (6)$$

Экспериментально установлено, что для твердых частиц с  $R = (5 \dots 50)$  мкм в соотношении (5)  $n = 2$ . Тогда:

$$f(z, \tau) = \frac{\exp\left(-\frac{(z - H)}{V_c |\tau - \tau_o|}\right)}{V_o |\tau - \tau_o| \left[1 - \exp\left(-\frac{H}{V_o |\tau - \tau_o|}\right)\right]} \quad (7)$$

Функция  $f(z, \tau)$ , определенная соотношением (7) записана с учетом нормировки на единицу.

Для нахождения плотности распределения объемной доли  $C_v(z, \tau)$  частиц залишем:

$$\frac{C_v(z, \tau)}{c_v^0} = \frac{H dn}{n_s dz} \quad (8)$$

где  $C_v^0$  – средняя величина объемной доли при  $\tau = 0$ ;  $n_s$  – общее число частиц в объеме  $V = H \cdot S$ ;  $dn$  – число частиц в объеме  $dV = S \cdot dz$ .

Так как функция  $f(z, \tau) = dn / (n_s dz)$ , то с учетом (7) из соотношения (8) найдем:

$$\frac{C_v(z, \tau)}{c_v^0} = \frac{H \exp\left(-\frac{(z - H)}{V_c |\tau - \tau_o|}\right)}{V_o |\tau - \tau_o| \left[1 - \exp\left(-\frac{H}{V_o |\tau - \tau_o|}\right)\right]} \quad (9)$$

Выражение (9) есть распределение объемной доли дисперсной фазы по высоте слитка. Полученное соотношение может быть использовано для оценки момента времени  $\tau$ , когда в заданной точке объема расплава величина  $C_v(z, \tau)$  достигает заданного значения.

### 3. ВВЕДЕНИЕ ДИСПЕРСНЫХ ЧАСТИЦ В ЖИДКИЙ МЕТАЛЛ В ПРОЦЕССЕ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ ПРИ ВЫТАГИВАНИИ НЕПРЕРЫВНОГО СЛИТКА ВВЕРХ

Введение в жидкий металл тугоплавких частиц при обычной непрерывной разливке с вытягиванием слитка вниз не эффективно, так как эти частицы имеют относительно малую плотность и, вслывая, концентрируются в верхней части металлической ванны. Поэтому был предложен и разработан способ введения дисперсных частиц в жидкий металл в процессе его кристаллизации при непрерывной разливке с вытягиванием слитка вверх.

Способ получения слитков состоит в том, что металл, выплавленный в индукционной печи, через устройство донного выпуска непрерывно разливается по сифонной проводке в водоохлаждаемый кристаллизатор, из которого формирующийся слиток вытягивается вверх. Дисперсные частицы упрочняющей фазы при этом порционно вводятся в струю жидкого металла.

Механизм вытягивания слитка из кристаллизатора выполнен в виде винта с затравкой, блока шестерен и электродвигателя постоянного тока с редуктором, что обеспечивает вытягивание слитка в направлении, противоположном направлению фронта кристаллизации.

#### 4. ФИЗИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ РАСПРЕДЕЛЕНИЯ ДИСПЕРСНЫХ ФАЗ ПРИ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ В ПРОЦЕССЕ ВЫТЯГИВАНИЯ СЛИТКА ВВЕРХ

Кинетика процесса вслывания вводимых в расплав частиц упрочняющих фаз определяется совокупностью множества переменных как гидродинамического, так и физико-химического характера. Форма, размеры, агрегатное состояние диспергированных в расплаве частиц, физические свойства металла и включений, концентрация в расплаве поверхностно-активных веществ и другие факторы в разной степени влияют на величину скорости вслывания включений.

При разработке модели принято, что сферические дисперсные частицы вслывают в ламинарном режиме, не взаимодействуют с расплавом и другими частицами. Принято также, что поверхностные свойства не оказывают существенного влияния на скорость вслывания частиц.

Из условия равенства критериев Архимеда для образца и модели получена однозначная зависимость между масштабами подобия физических свойств натуры и модели (масштаб плотности  $K_p$ , динамической вязкости  $K_\eta$ ) и масштабом геометрического подобия  $K_d$ :

$$K_d^3 = \frac{K_\eta^2}{K_p^2} . \quad (10)$$

Исходные данные для расчета критериев натуры (плотность и динамическая вязкость жидкой стали) приняты соответственно  $\rho_{Me} = 7,0 \text{ г}/\text{см}^3$ ;  $\tau_{Me} = 0,005 \text{ Па}\cdot\text{с}$ . Плотность дисперсной фазы (частиц карбила титана TiC)  $\rho_{Nb} = 4,5 \text{ г}/\text{см}^3$ .

Материал тела и тип жидкости для модели выбирали по соотношению плотности включений и жидкого металла  $\rho_{\text{вн}}/\rho_{\text{Me}} = 0,64$ .

В качестве среды, моделирующей металл, был выбран гипосульфит, а частиц дисперсной фазы карбид титана - збонит. Соотношение плотности збонита  $\rho'_{\text{вн}} = 1,15 \text{ г/см}^3$  и гипосульфита ( $\text{Na}_2\text{S}_2\text{O}_3 \cdot 5\text{H}_2\text{O}$ )  $\rho'_{\text{ж}} = 1,69 \text{ г/см}^3$ , равное  $\rho'_{\text{вн}}/\rho'_{\text{ж}} = 0,68$ , находится в удовлетворительном соответствии с соотношением плотности дисперской фазы и жидкой стали.

Экспериментальная часть работы предполагала:

- наблюдение характера формирования слитка в кристаллизаторе;
- наблюдение зависимости между скоростью вытягивания заготовки из кристаллизатора вверх и формированием фронта кристаллизации;
- наблюдение характера распределения по размерам в получаемой заготовке введенных в жидкий расплав дисперсных частиц;
- наблюдение распределения в получаемой заготовке введенных в жидкий расплав дисперсных частиц.

Исследование, проведенное на холодной модели, показало, что скорость кристаллизации расплава гипосульфита от стенок кристаллизатора подчиняется закону квадратного корня. Экспериментально определили коэффициент  $k$ . Он равен II. 54  $\text{мм}/\text{мин}^{3/2}$ .

В процессе кристаллизации с вытягиванием заготовки вверх в кристаллизаторе формируется вогнутый фронт кристаллизации. В нижней части кристаллизатора ( $0 < z < 0,04 \text{ м}$ , где  $z$  - высота участка кристаллизатора) на стенах формируется тонкая корочка, толщиной менее 1 мм, постоянно пополняемая поступающим снизу более нагретым расплавом. Исследования методом выливания остатка позволили зафиксировать эволюцию фронта кристаллизации формирующейся заготовки. С ростом скорости вытягивания заготовки из кристаллизатора от 0,1 см/с до 0,4 см/с глубина вогнутости непрерывно увеличивается и при скорости вытягивания 0,6 см/с получаемая заготовка становится полой.

Наблюдение распределения в получаемой заготовке введенных в жидкий расплав дисперсных частиц збонита позволило получить следующие данные: отмечен рост радиуса частиц, который объясняется развитием процесса коагуляции частиц. Установлено также, что при реализации способа разливки с вытягиванием формирующейся в крис-

тальлизаторе заготовки вверх наблюдается равномерное распределение дисперсных частиц по объему заготовки.

## 5. РАЗРАБОТКА ОСНОВ ТЕХНОЛОГИИ ПОЛУЧЕНИЯ СТАЛИ, УПРОЧЕННОЙ ДИСПЕРСНЫМИ ЧАСТИЦАМИ КАРБИДА ТИТАНА.

Было изучено и сравнено три варианта ввода дисперсной фазы карбидов титана в сталь: в изложницу, в металлический кокиль, в водосхлаждаемый кристаллизатор с вытягиванием слитка из кристаллизатора вверх.

При замедленном охлаждении (подача карбида титана в шамотную изложницу) карбид титана за время охлаждения и кристаллизации выплыл на поверхность слитка. Микроструктурный анализ показал отсутствие дисперсной фазы в структуре металлической матрицы. При увеличении скорости кристаллизации (подача карбида титана в чугунную изложницу) микроструктурным исследованием установлено наличие дисперсной фазы только в средних и верхних горизонтах слитка (в интервале  $30 \leq z \leq 60$ , где  $z$  - вертикальная координата по высоте слитка, мм). Исследование механических характеристик металла показало, что наблюдается заметное увеличение показателей твердости и износостойкости в областях слитка, упрочненных дисперсными карбидами.

При вводе твердой тугоплавкой дисперсной фазы в металлический кокиль, позволяющий вводить частицы, имеющие плотность меньшую, чем плотность металла, в металлический расплав в качестве материала для исследований были выбраны медь М-2, алюминий АЛ-I, сталь 35Г, сталь 45, сталь 25ХГМ. Было проведено 30 опытных плавок. Полученные образцы подвергали испытанию на твердость, определяли изменение удельной работы износа в зависимости от изменения содержания дисперсной фазы, изучалась микроструктура литього металла. Полученные результаты показывают, что с увеличением концентрации дисперсных частиц карбида титана твердость и износостойкость исследуемых материалов заметно возрастает. Микроисследованием при увеличении «500 установлено наличие в структуре стали карбидов титана ( $TiC_{1,0-0,28}$ ), карбонитридов ( $TiC - TiN$ ), размером от 0,5 до 3 мкм. Исследование микроструктуры образцов показало, что в большинстве рассмотренных случаев наблюдается равномерное распределение введенной в жидкую металлическую матрицу твердой тугоплавкой фазы и обеспа-

твается дисперсное упрочнение матрицы этими фазами.

Эксперименты с вводом дисперсных частиц карбива титана при кристаллизации в процессе вытягивания слитка из кристаллизатора вверх проводили следующим образом: для переплава была использована сталь 40Х; расплавление исходной шихты проводили в 250 кг индукционной тигельной печи; расплавленный металл при температуре 1520...1540 °С заливали сифоном в водоохлаждаемый кристаллизатор диаметром 60 мм с горизонтальной подачей дисперсных частиц карбила титана в струю жидкого металла. Образующийся в кристаллизаторе слиток вытягивали вверх при помощи установки вытягивания слитка со скоростью 0,05 м/с. Масса слитка, полученного в ходе проведения экспериментов с вытягиванием вверх, составила 15 кг. Всего отлито 3 слитка.

При исследовании макроструктуры выявлены осевая пористость и осевая ликвация - дефекты, характерные для выпрессованной заготовки.

Макроструктура литього металла перлито-ферритная, характеризуется крупным зерном и автектическими выделениями по его границам, из всех образцов одинаковая. Структура перлита не имеет характерного пластинчатого строения, по-видимому, вследствие быстрого охлаждения с температуры кристаллизации.

Анализ неметаллических включений с определением металлографических признаков состава включений проводили в светлом, темном полях и поляризованном свете при увеличениях × 100, × 500, × 1000 на микроскопе МММ - 10.

Анализ макроструктуры образцов проводили после трещания образцов 4% раствором азотной кислоты в спирте, реактивами Мурексии и Себергобфера как в продольном, так и в поперечном направлениях пластины.

Установлено, что неметаллические включения, наблюдаемые в образцах, можно разделить на три группы:

- 1) Оксидные включения экзогенного происхождения - от мельчайших (~2 мкм) включений  $SiO_2$  до крупных включений глобуллярной формы видимых невооруженным глазом при визуальном осмотре шлифов;
- 2) Оксидные пленки - от тончайших до довольно грубых;
- 3) Комплексные соединения титана (карбиды, нитриды, карбонитриды, оксикарбонитриды) в виде сипи размером менее 1,5 мкм, расположенных вокруг крупных оксидных включений, по телу зерна и по его

границам, а также достаточно крупные включения размером от 2 до 10 мкм.

С увеличением концентрации введенного в жидкий металлический расплав дисперсного карбила титана существенно изменяется размер зерна литього металла. В литьей стали 40Х без добавок размер зерна был более 1 балла; 40Х + 0,15% TiC - 1...2 балл; 40Х + 0,20% TiC - 2 балл.

Результаты исследования характера распределения введенных в металлическую матрицу дисперсных карбидов титана приведены в табл. I.

Таблица I.

Распределение дисперсной фазы при кристаллизации в процессе вытягивания слитка из кристаллизатора вверх

Слиток	Горизонт слитка	Поле <sup>й</sup> зрения	Кол-во включений в слитке			Всего шт.
			край	1/2 радиуса	середина	
	2	3	4	5	6	7
1	верх	30	225,73	326,43	363,60	915,7
	середина	30	204,26	315,73	357,46	877,4
	низ	30	204,03	310,56	345,60	860,2
2	верх	30	215,90	317,50	361,70	895,1
	середина	30	205,40	316,63	356,13	878,2
	низ	30	202,70	316,86	353,06	872,6
3	верх	30	219,60	323,96	360,73	904,3
	середина	30	203,30	314,50	359,10	876,9
	низ	30	203,40	311,47	349,70	864,6

Как видно, во всех исследованных случаях отмечается равномерное распределение введенных в жидкий металл частиц дисперсного карбила титана по высоте слитка с некоторым повышением их концентрации в верхней части слитка. По сечению слитка наблюдается ясно выраженная зависимость: концентрация дисперсных частиц карбида титана возрастает от периферии слитка к его центру. Это можно объяснить концентрацией включений к осевой зоне, вследствие возникновения вогнутости при разливке с вытягиванием вверх.

С целью определения влияния добавок дисперсных карбидов титана на механические свойства стали провели испытания механических свойств образцов из полученных слитков в литьем и деформированном состоянии (ковка с круг 60 мм на квадрат 20 мм).

Термообработку образцов проводили по режиму: закалка 900 °С,

выдержка I час 30 минут, охлаждение на воздухе; 870 °С, выдержка I час 30 минут, охлаждение в масле; отпуск 530 °С, выдержка 40 минут, охлаждение в воде. Полученные результаты приведены в табл.2.

Таблица 2.

Влияние добавок дисперсных частиц карбида титана  
на механические свойства стали 40Х

Сталь	Состояние	$\sigma_T$ , МПа	$\sigma_B$ , МПа	$\delta$ , %	$\phi$ , %	$a_N$ , МДж/м <sup>2</sup>	Твердость, НВ	Уд.раб. износа, Дж/мг
40Х эталон	кованая + т/o	738,4	922,6	18,1	54,3	1,05	286	6,70
40Х + 0,15 % TiC	литая 1	411,88	470,72	3,6	8,4	0,10	207	4,25
	2	443,26	483,47	4,8	7,2	0,10	229	4,30
40Х + 0,15 % TiC	кованая + т/o	1114,0	1228,8	12,8	48,4	0,75	341	5,12*
40Х + 0,20 % TiC	кованая + т/o	1120,6	1257,6	11,3	45,0	0,72	350	5,41* 5,62* 8,10 8,24

\* - в литом состоянии.

Как видно ввод твердой тугоплавкой фазы карбидов титана в металлическую матрицу способствует росту прочностных ( $\sigma_B$ ,  $\sigma_T$ ) свойств кованой стали, повышению ее твердости и удельной работы износа. Вместе с тем, при этом происходит некоторое снижение пластических свойств ( $\delta$ ,  $\phi$ ) и ударной вязкости ( $a_N$ ).

## ОБЩИЕ ВЫВОДЫ

1. Проанализированы существующие методы получения дисперсноупрочненной стали и сплавов. Выявлены их преимущества и недостатки.
2. Разработан способ получения слитков, упрочненных дисперсными тугоплавкими фазами, вытягиванием при непрерывной разливке из кристаллизатора вверх.
3. Получены аналитические соотношения описывающие распределение неметаллических частиц и их объемной доли в расплаве.
4. Установлено, что при реализации способа получения слитков вытягиванием из кристаллизатора вверх фронт кристаллизации имеет вогнутую форму; величина вогнутости возрастает с повышением скорости вытягивания.
5. Показано, что ввод в жидкую металлы дисперсных твердых тугоплавких фаз при вытягивании слитков вверх позволяет зафиксировать их в металлической матрице и обеспечить увеличение прочностных характеристик металла, существенное увеличение износстойкости металлических материалов и мало влияет на изменение их пластических характеристик.
6. При реализации способа упрочнения стали и сплавов дисперсными тугоплавкими фазами установлено некоторое равномерное повышение содержания вводимых в металлическую матрицу тугоплавких фаз (карбидов титана) к верху слитка.
7. Распределение дисперсных тугоплавких фаз по сечению слитка остается стабильным во всех исследованных случаях: отмечено некоторое увеличение концентрации дисперсной фазы от края слитка к центру.
8. Отмечено, что ввод в жидкую металлическую матрицу дисперсных тугоплавких фаз приводит к увеличению плотности и уменьшению размера зерна литого дисперсноупрочненного металла.

Основное содержание диссертации изложено в следующих публикациях:

1. Решетников С.А., Поволоцкий Д.Я., Чуманов В.И. Распределение полидисперсных частиц в объеме расплава // Тезисы докладов Э Международной конференции "Современные проблемы специальной электрометаллургии". - Челябинск: ЧГТУ, 1995. - С.24-25.
2. Решетников С.А., Чуманов В.И. Повышение износостойкости металлических материалов // Совершенствование маш.материалов, конструкций машин и методов обработки деталей: Сб. науч. тр. - Челябинск: ЧГТУ, 1996. - С. 23-33.
3. Решетников С.А., Чуманов В.И., Чуманов И.В. Повышение износостойкости металлических материалов // Известия вузов. Черная металлургия, 1997, №2. - С.16-17.
4. Решетников С.А., Чуманов В.И. Патент России N 2080206 "Способ получения слитков". Опубл. 27.05.97 Бюл. N 15.
5. Решетников С.А., Поволоцкий Д.Я., Чуманов В.И. Исследование влияния добавок тугоплавких карбидов в металлическую матрицу на свойства металлических материалов // Тезисы докладов Ю международной конференции "Современные проблемы электрометаллургии стали". - Челябинск: ЮрГУ, 1998. - С.35-36.
6. Чуманов В.И., Решетников С.А., Поволоцкий Д.Я. Физическое моделирование распределения дисперсных фаз при кристаллизации в процессе вытягивания слитка вверх // Известия вузов. Черная металлургия, 1999, N 5. - С. 17 - 19.
7. Решетников С.А., Поволоцкий Д.Я., Чуманов В.И., и др. Введение в сталь карбидов титана в процессе вытягивания слитков вверх // Тезисы докладов Международной конференции "От булата до современных материалов". - Златоуст, Курган: ЮрГУ, КГУ, 1999. - С. 32.

