

# СОДЕРЖАНИЕ

<b>Разработка месторождений полезных ископаемых и техногенных образований</b> .....	<b>5</b>
<i>Рахимов З.Р., Барулин А.И.</i> Исследование влияния жесткости испытательного стенда на точность моделирования откосов .....	5
<i>Гавришев С.Е., Пыталев И.А.</i> Перспективные направления использования отвалов и выработанного карьерного пространства .....	10
<i>Угольников В.К., Симонов П.С.</i> Определение переводных коэффициентов при расчете эквивалентных зарядов дробления .....	14
<i>Кривицын Р.В.</i> Мониторинг напряженного состояния массивов руд и пород в очистных блоках шахты «Магнитовая» .....	18
<b>Металлургия черных, цветных и редких металлов</b> .....	<b>22</b>
<i>Брялин М.Ф., Колокольцев В.М., Гольцов А.С.</i> Повышение эксплуатационных свойств отливок из жароизносостойких хромомарганцевых чугунов .....	22
<i>Пиксаев В.А., Ячиков И.М.</i> Опыт применения энергетического критерия образования трещин при проектировании МНЛЗ .....	26
<i>Парсункин Б.Н., Андреев С.М., Усачев М.В., Наливкин А.К., Михальченко Е.С.</i> Оптимизация управления температурным и энергетическим режимами в технологические периоды электродуговой плавки .....	30
<i>Сибатуллин С.К., Майорова Т.В., Полинов А.А.</i> О влиянии изменения параметров состояния газа на величину его работы в доменной печи .....	34
<i>Великий А.Б., Казаков А.С., Филиппова В.П., Алексеев А.Г.</i> Влияние электромагнитного перемешивания на структуру и химическую неоднородность сортовой непрерывнолитой заготовки .....	37
<i>Сычков А.Б.</i> Неметаллические включения в высокоуглеродистой стали .....	40
<i>Чуманов В.И., Пятыхин Д.А., Чуманов И.В.</i> Упрочнение стали тугоплавкой дисперсной фазой .....	49
<i>Чайкин В.А., Болдырев Д.А., Чайкина Н.В.</i> Особенности графитизирующего модифицирования высокопрочного чугуна смесевыми модификаторами в условиях ОАО «АВТОВАЗ» .....	53
<b>Обработка металлов давлением</b> .....	<b>59</b>
<i>Железков О.С., Михайлова У.В.</i> Особенности штамповки тарельчатых пружин .....	59
<i>Десятченко Л.Д.</i> Многомерный анализ соответствий организационных признаков и результативности труда в прокатном производстве .....	61
<i>Румянцев М.И., Шубин И.Г., Завалишин А.Н., Корнилов В.Л., Буданов А.П., Цепкин А.С., Пантелеева Н.А.</i> Оценка качества тонких горячекатаных полос для определения возможности замещения холоднокатаной листовой стали общего назначения .....	69
<i>Тулупов О.Н., Ручинская Н.А., Моллер А.Б., Лимарев А.С., Луценко А.Н.</i> Управление качеством сортового проката путем использования рациональных предупреждающих действий при настройке станов .....	73
<b>Моделирование металлургических процессов</b> .....	<b>81</b>
<i>Дубский Г.А., Вдовин К.Н., Нефедьев А.А., Дубская Т.Я.</i> Экспериментальная установка для исследования теплофизических свойств твердых тел методом периодических тепловых волн .....	81
<b>Нанотехнологии и наноматериалы</b> .....	<b>89</b>
<i>Чукин М.В., Валиев Р.З., Рааб Г.И., Копцева Н.В., Ефимова Ю.Ю.</i> Исследование эволюции структуры наносталей 20 и 45 при критических степенях пластической деформации .....	89
<b>Надежность и долговечность металлургического оборудования</b> .....	<b>94</b>
<i>Дуборов Е.А., Жиркин Ю.В.</i> Модернизация подшипникового узла с целью продления его ресурса .....	94
<i>Кадошиников В.И., Куликов С.В., Шестопалов Е.В., Куликова Е.В.</i> Моделирование надёжности агрегатов прокатного производства как сложных технических систем .....	96
<b>Стандартизация и управление качеством в металлургии</b> .....	<b>99</b>
<i>Чукин В.В., Артюхин В.И., Рубин Г.Ш., Вахитова Ф.Т., Гусева Е.Н.</i> Проблема повышения качества крепежных изделий .....	99
<i>Аленина М.Н., Кузнецова Е.Н., Шемшурова Н.Г.</i> Разработка системы менеджмента качества холдинговых компаний на основе бенчмаркинговых исследований .....	102
<b>Экономика, управление и рынок продукции</b> .....	<b>108</b>
<i>Файнштейн С.И., Тутарова В.Д., Калитаев А.Н., Букреев А.Ю., Колесников Е.Ф.</i> Оперативное планирование движения готовой продукции на складах металлургических предприятий .....	108
<b>Рефераты</b> .....	<b>113</b>
<b>Сведения об авторах</b> .....	<b>117</b>

состоянии (HRC=55).

Результаты измерения износостойкости полученного материала в сравнении с другими сталями представлены на рис. 4.

Результаты измерения износостойкости в отожженном состоянии свидетельствуют о том, что введение твердофазных частиц приводит к увеличению износостойкости на 14% по сравнению с неупрочненной сталью. Добавки титана в ковш для увеличения смачиваемости не приводят к повышению износостойкости, так как, очевидно, данной концентрации титана недостаточно для образования достаточного количества карбидов. Исследование влияния термообработки и увеличения твердости на износостойкость показало, что удельная работа износа материала в термообработанном состоянии увеличивается незначительно, несмотря на достаточно большое увеличение твердости (в отожженном состоянии HRC=10, в закаленном HRC=55). Сравнение композиционного материала с другими дорогостоящими высокоизносостойкими сталями (ЭИ 107, 110X18M-ШД) показало, что полученный композиционный материал по износостойкости им не уступает.

### Заключение

Экспериментально, в условиях промышленного производства, осуществлена опытная разливка с введением упрочняющей экзогенной

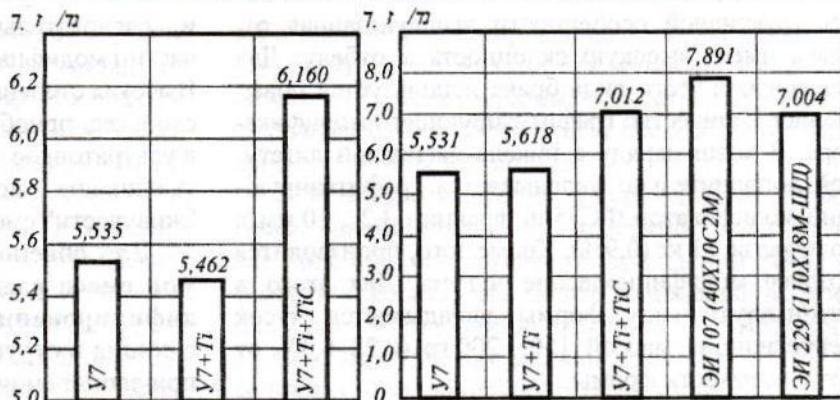


Рис. 4. Удельная работа износа

карбидной фазы и получены цельнолитые заготовки.

При реализации способа упрочнения стали и сплавов дисперсными тугоплавкими фазами распределение дисперсных тугоплавких фаз по сечению слитка остается стабильным во всех исследованных случаях: отмечено некоторое увеличение концентрации дисперсной фазы от края слитка к центру.

Показано, что ввод в жидкий металл дисперсных твердых тугоплавких фаз при вытягивании слитков вверх позволяет зафиксировать их в металлической матрице и обеспечить увеличение прочностных характеристик металла, существенное увеличение износостойкости металлических материалов и мало влияет на изменение их пластических характеристик по сравнению с базовым материалом.

### Библиографический список

1. Гольдштейн М.И., Фарбер В.М. Дисперсное упрочнение стали. М.: Металлургия, 1979. 208 с.
2. Туманов А.Т. Волокнистые и дисперсно-упрочненные композиционные материалы. М.: Наука, 1976. 156 с.
3. Соловьев В.П., Молчанов М.Д., Новоженова В.А. Введение дисперсных частиц в литейные сплавы // Изв. вузов. Черная металлургия. 1981. № 5. С. 136-139.
4. Лисиенко В.Г., Лобанов В.И., Китаев Б.И. Теплофизика металлургических процессов. М.: Металлургия, 1982. 240 с.

УДК 621.74.94:669.131.7.061.062

Чайкин В.А., Болдырев Д.А., Чайкина Н.В.

## ОСОБЕННОСТИ ГРАФИТИЗИРУЮЩЕГО МОДИФИЦИРОВАНИЯ ВЫСОКОПРОЧНОГО ЧУГУНА СМЕСЕВЫМИ МОДИФИКАТОРАМИ В УСЛОВИЯХ ОАО «АВТОВАЗ»

В ОАО «АВТОВАЗ» производится отливка 2101-3105015 «Ступица переднего колеса» из высокопрочного чугуна с шаровидным графитом марки ВЧ50. Отливку получают обработкой в

ковше емкостью 1200 кг сфероидизирующим модификатором NiMg15Ce0,5 в количестве 4,8 кг (0,4% от металлоемкости ковша). В структуре отливки допускается до 5% цементита. В силу своей

конструктивной особенности вышеуказанная отливка имеет высокую склонность к отбелу. Для исключения этого вида брака используется повышенное количество графитизирующего модификатора. В ковш наряду с никель-магниевого лигатурой дополнительно укладывается графитизирующий модификатор ФС75лб фракции 3,2...10 мм в количестве 11 кг (0,9%). Кроме того, производится позднее модифицирование чугуна. Для этого в литниковую чашу формы укладывается кусок ферросилиция массой 150...200 гр (0,23-0,3% от металлоемкости формы).

С целью снижения себестоимости модифицирования в данной работе проведено исследование эффективности смесевых модификаторов МК21 в ковше и МКМг19 в форме, производимых Смоленским региональным отделением российской ассоциации литейщиков (СРО РАЛ), по ТУ 0826-003-47647304-2001.

До недавнего времени производство смесевых модификаторов, в основном, было основано на использовании вторичных продуктов (иногда отходов) ферросплавных предприятий. В новой генерации смесевых модификаторов применяются более перспективные материалы. Речь идет о модификаторах на основе дисперсных порошков, свойства которых до конца еще не раскрыты и изучаются сейчас с возрастающей активностью.

Модификаторы серии МК – пакетированные смеси, состоящие, в основном, из порошков активированного высокотемпературной обработкой углерода и полученного физико-химическим путем металлического кремния. Кроме того, модификаторы в микродозах содержат в своем составе кальций, медь, алюминий и титан. В МКМг19 дополнительно вводятся сублимирующие при температурах заливки химические соединения магния. Пары магния резко увеличивают турбулентность потока, способствуют улучшению теплообмена между частицами модификатора и расплавом

и, следовательно, обеспечивают растворимость частиц модификатора во время заполнения формы. Высокая степень дисперсности и специальные свойства, приобретаемые веществом при переходе в ультратонкое состояние, обуславливают резкое увеличение модифицирующей способности и "живучести" смеси.

Для обоснования преимуществ предлагаемой смеси следует рассмотреть механизм модифицирования чугуна. При введении ферросилиция в струю металла турбулентность потока при заполнении ковша равномерно распределяет присадку по объему металла. Вокруг растворяющихся частиц ферросилиция возникает значительная химическая неоднородность [1], высокое содержание кремния. Кремний по своему гомологическому электронному строению является аналогом углерода: он служит сильным донором валентных электронов по отношению к дефектной 3d-оболочке железа. Однако у кремния валентные электроны более отдалены от ядра, чем у углерода, и сильнее экранированы от него остовыми электронами. Поэтому в борьбе металлоидов углерода и кремния за химические связи с металлом железом побеждает кремний. Вокруг атомов кремния, растворённых в жидком или твёрдом железе по типу растворов замещения, образуется «углеродный вакуум». Это увеличивает скученность атомов углерода в оставшемся пространстве, что является центрами зарождения эвтектики. Таким образом, в нашем случае кремний смещает точку эвтектического превращения влево и способствует дополнительному выделению графитной фазы [2]. Расчеты показывают, что количество частиц ФС 75 в одном см<sup>3</sup> чугуна составят 0,68 шт./см<sup>3</sup>. Это явно недостаточно, процесс образования графитовой фазы протекает в течение сравнительно короткого времени, равного времени существования пересыщенных по кремнию зон в расплаве жидкого чугуна. Поэтому для данной отливки необходимо дополнительное позднее модифицирование.

В работе [3] теоретически установлено и экспериментально подтверждено, что для достижения в отливке мелкодисперсной эвтектической структуры необходимо иметь в расплаве не менее 10<sup>6</sup>-10<sup>8</sup> шт./см<sup>3</sup> центров кристаллизации. Расчеты показывают, что именно такое количество частиц модификатора могут вносить модификаторы типа МК.

Качественные показатели чугуна

Номер формы	Микроструктура		НВ <sub>5/750/10</sub>	σ <sub>в</sub> , МПа	δ, %
	Форма, распределение и размеры графитовых включений	Металлическая основа			
1	ШГф3, ШГд90, ШГ2, ШГр2	Ледебурит	321-341	-	-
2	ШГф5, ШГд15, ШГ12, ШГр2	П70, (Fe30), Ц10	255-269	680	3,5
3	ШГф5, ШГд15, ШГ12, ШГр2	П55, (Fe45), Ц0	223-229	790	8,8
4	ШГф5, ШГд15, ШГ12, ШГр2	П55, (Fe45), Ц0	217	740	10
5	ШГф5, ШГд15, ШГ12, ШГр2	П55, (Fe45), Ц0	217	745	9,7
Требования по нормам FIAT-BA3 52215	Графит шаровидный, ССГ не менее 80%	Металлическая основа – ферритно-перлитная, цементит до 5%	170...229		

Таким образом, в чугун вводится большое количество дисперсных частиц графита и кремния, создающих идеальные условия для зарождения графитной фазы, так как частицы модификатора соизмеримы с фрактальными агрегатами графита [4]. Основным признаком фрактальности структуры – ее способность сохранять самоподобие в процессе эволюции в различных пространственно-временных масштабах [5]. С точки зрения диссипативных и фрактальных структур жидкий чугун находится в пространственно однородном состоянии с довольно высокой степенью симметрии. Как только начинается процесс переохлаждения, происходит обильный обмен энергией и веществом с окружающей средой, появляется избыток свободной энергии, симметрия системы нарушается и возникает диссипативная структура с более низкой степенью симметрии. Диссипативная структура, достигая в процессе эволюции системы порога неустойчивости, начинает самоорганизацию новой, более устойчивой на данном иерархическом уровне структуры. Система стремится к приобретению нового симметричного состояния и идет по пути создания фрактальной структуры. Этот момент важен, поскольку возможность получения заданной структуры наиболее высока. При формировании иерархической структуры должны иметь место управляющие параметры, которые в общем случае могут быть различными для различных иерархических уровней. Для поликристаллического материала, в котором присутствуют различные химические элементы, могут развиваться два сценария формирования структуры: при сравнимом количестве химических элементов различных групп управляющим параметром будут служить диффузионные затруднения; когда же содержание одних химических элементов будет подавляюще большим, управляющим параметром будет служить фрактальная размерность, которая и будет определять захват пространства [6].

В нашем случае, в расплав вносится множество дисперсных частиц углерода и кремния, а при модифицировании в форме и магния, что будет спо-

собствовать формированию мелкозернистой структуры серого чугуна без наличия свободного цементита. Таким образом, искусственно создается благоприятная структурная наследственность в кристаллизующемся сплаве.

Это не противоречит и термодинамике процесса. Баланс объемной и поверхностной составляющих при гетерогенном зарождении твердой фазы показывает, что общее изменение энергии  $\Delta G_n$  для образования частички критического размера на подложке меньше гомогенного  $\Delta G$  на величину  $f(\alpha)$ , зависящую от равновесного контактного угла  $\alpha$ .

$$\Delta G_n = \Delta G \cdot f(\alpha), \tag{1}$$

где

$$f(\alpha) = [(2 + \cos\alpha) \cdot (1 - \cos\alpha)^2] : 4, \tag{2}$$

тогда

$$\cos\alpha = (\sigma_{n-p} - \sigma_{r-n}) : \sigma_{r-p}, \tag{3}$$

где  $\sigma_{n-p}$ ,  $\sigma_{r-n}$ ,  $\sigma_{r-p}$  – удельные поверхностные энергии на границах: «графит–расплав», «графит–подложка» и «подложка–расплав».

Если в качестве подложки будет использоваться графит, то величину  $\sigma_{r-n}$  можно выразить формулой

$$\sigma_{r-n} \rightarrow 2 \sigma_{r-p} \cdot \sin(\beta/2),$$

где  $\beta$  – угол границ, стыкующихся в поликристаллическом однородном теле.

Анализ приведенных уравнений показывает, что кристаллизация графита на углеродсодержащих включениях будет осуществляться при минимальных переохлаждениях. При этом свободная энергия образования гетерогенного зародыша намного меньше, чем гомогенного, вследст-

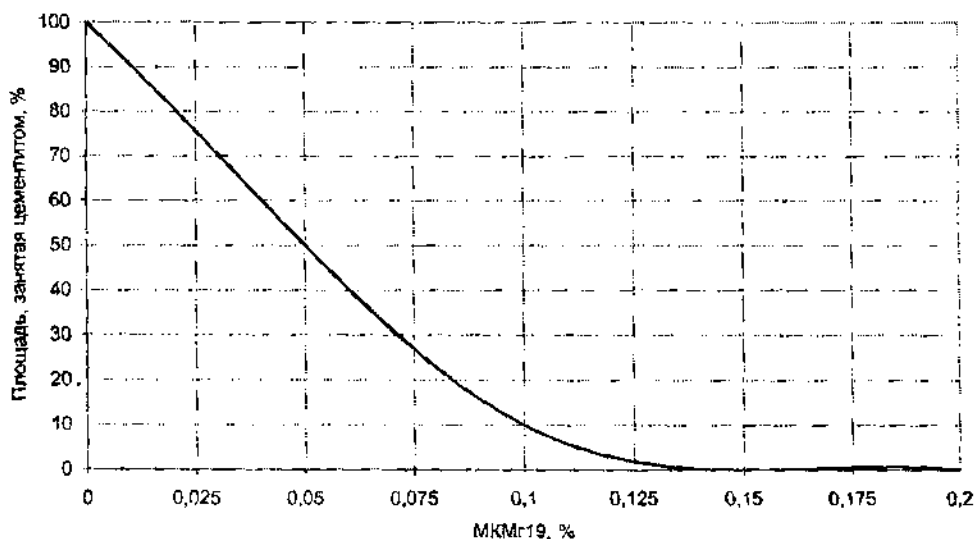


Рис. 1. Количество цементита в структуре чугуна (%) в зависимости от расхода МКМг19 (%)



×100

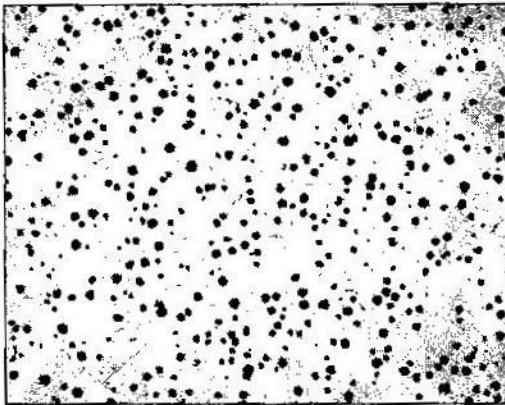
а



×400

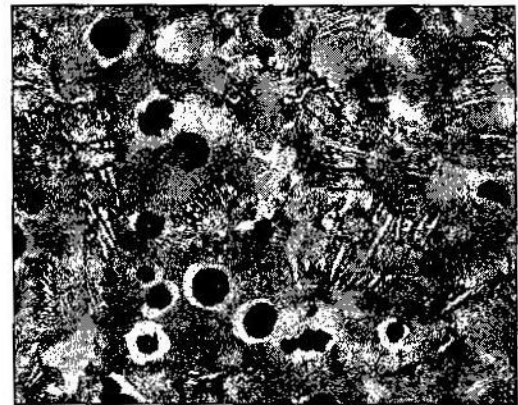
б

Рис. 2. Микроструктура не модифицированного в форме чугуна:  
а – не травлено: ШГф 3, ШГд90, ШГ2, ШГр2; б – травлено: ледобурит 100%



×100

а



×400

б

Рис. 3. Микроструктура чугуна модифицированного в форме 0,1% МКМг19:  
а – не травлено: ШГф5, ШГд15, ШГ12, ШГр2; б – травлено: П70, (Fe30), Ц10

вие чего переохлаждение при кристаллизации металлов в первом случае существенно (во много раз) меньше, чем во втором.

Зародышеобразующую эффективность НМВ можно оценить по трем основным критериям [7]:

1) по правилу Данкова-Конобеевского: межфазное поверхностное натяжение минимально, если кристаллические решетки двух контактирующих фаз идентичны, а по кристаллографическим параметрам отличаются не более чем на 15%;

2) по формуле Бачинского: межфазная поверхностная энергия минимальна, если разность плотностей двух контактирующих фаз минимальна;

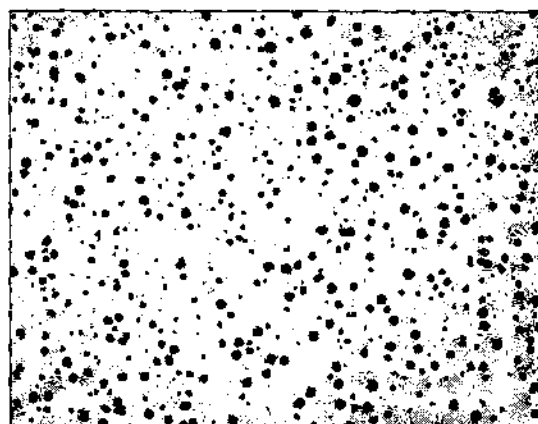
3) по однотипности (родственности) связей между атомами каждой из фаз: межфазное поверхностное натяжение минимально, если между фазами есть взаимодействие.

Все эти три правила идеально выполняются, если в качестве подложки будет сам графит. Кремний и магний также способствуют дополни-

тельному зарождению центров кристаллизации.

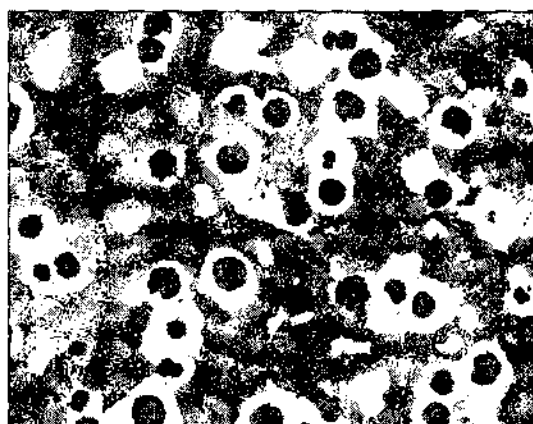
Следует отметить также, что с уменьшением размера частиц гравитационные силы все слабее контролируют кинетику системы «металл-частица», частицы совершают броуновское движение, и коэффициент их диффузионной подвижности увеличивается. Следовательно, они обладают высокой седиментационной устойчивостью. Возрастает также их термодинамическая устойчивость против растворения вследствие снижения поверхностного натяжения и повышения активности подложек. Вся открытая поверхность последних покрыта активированными атомами, защищающими частицу от контакта с расплавом и растворения [14]. Все это резко увеличивает живучесть модификатора.

Учитывая вышесказанное, предлагаемые модификаторы помогают эффективно устранять проблему отбела в отливках. Они должны обладать высокой живучестью, а количество их для снятия



×100

а



×400

б

Рис. 4. Микроструктура чугуна модифицированного в форме 0,15% МКМг19:  
а – не травлено: ШГф5, ШГд15, ШГ12, ШГр2; б – травлено: П55, (Фе45), Ц0

отбела может быть существенно уменьшено, по сравнению с традиционными модификаторами.

При проведении экспериментов определили оптимальное количество модификатора МКМг19 для внутриформенного модифицирования высокопрочного чугуна на отливке 12101-3103015 «Ступица переднего колеса» из высокопрочного чугуна марки ВЧ 50. Чугун состава: С=3,60%, Si=1,97%, Mn=0,42%, P=0,019%, S=0,007%, Cr=0,045%, Ni=0,58%, Cu=0,28%, Sn=0,015% модифицировали в ковше никель-магниевого лигатурой и модификатором МК 21 в количестве 3 кг (0,25%) при температуре расплава 1490°C. Такое количество МК 21 является оптимальным для ковшевого модифицирования высокопрочного чугуна.

Температура начала разливки металла составила 1460°C при нормативе 1440...1460°C. Из ковша были залиты 5 форм (40 отливок) сразу после замера температуры. Первая форма заливалась без добавок, в стояк второй формы засыпали 65 г смесового модификатора МКМг19, что составило 0,1% от металлоёмкости формы, в стояк третьей и четвертой форм помещали 100 и 130 г МКМг19 соответственно (0,15 и 0,2% от металлоёмкости формы) и, наконец, в пятую форму помещали кусок ферросилиция ФС75лб массой 200 грамм (0,3%) от металлоёмкости формы.

Отливки с каждой из форм анализировались на наличие отбела, изучалась микроструктура отливок. Из тела каждой заготовки вырезались образцы для изготовления проб для проведения механических испытаний. Результаты испытаний приведены в таблице, наглядно представлены на рис. 1. Микроструктура отливок показана на рис. 2-4.

Как видно из результатов экспериментов, графитизирующее модифицирование чугуна в ковше

модификатором МК 21 не устраняет отбел в отливках из-за их конструктивных особенностей. Вместе с тем, добавка в стояк только 0,1% МКМг19 обеспечивает соответствие предела прочности и относительного удлинения чугуна требованиям ГОСТ. При этом резко снижается количество цементита в отливках. Однако его содержание, все же, превышает допустимое значение, в результате чего оказывается завышенной и твердость. Оптимальной добавкой модификатора следует считать 0,15% МКМг. В данном случае отбел в отливках устраняется полностью и обеспечивается требуемый комплекс механических свойств.

Обработка расплава в ковше модификатором МК21 в количестве 0,25% в ковше и 0,3% 9 кг/т в литниковой чаше также исключает отбел в отливках.

Таким образом, подтверждаются теоретические предпосылки об эффективности дисперсных смесевых модификаторов и уменьшении их требуемого количества.

Ожидаемый экономический эффект от замены модификаторов составит:

$$\Delta = C_1 - C_2 = K_1 C_1 - K_2 C_2,$$

где  $C_1, C_2$  – себестоимость модифицирования по существующей и предлагаемой технологии соответственно;  $K_1, K_2$  – количество модификатора до и после внедрения,  $K_1 = 9$  кг/т ФС75лб в ковш + 3 кг/т в литниковую чашу,  $K_2 = 2,5$  кг/т МК21 в ковш + 1,5 кг/т МКМг19 в стояк;  $C_1, C_2$  – цены модификаторов, ФС75лб – 38 руб./кг, МК21 – 25,500 руб./кг, МКМг19 – 52,500 руб./кг.

$$\Delta = (9 + 3) \times 38 - (2,5 \times 25,5 + 1,5 \times 52,5) = 313,5 \text{ руб./т жидкого.}$$