

А.В. Афонаскин, Б.С. Чуркин, М.В. Быстров

ТЕХНОЛОГИЯ ПРОИЗВОДСТВА СЛОЖНЫХ ТОНКОСТЕННЫХ ЧУГУННЫХ ОТЛИВОК В МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ФОРМАХ

Монография

Курганский
государственный
университет



РЕДАКЦИОННО-ИЗДАТЕЛЬСКИЙ
ЦЕНТР
43-38-36



МИНИСТЕРСТВО ОБРАЗОВАНИЯ И НАУКИ РОССИЙСКОЙ ФЕДЕРАЦИИ

ФЕДЕРАЛЬНОЕ АГЕНТСТВО ПО ОБРАЗОВАНИЮ

КУРГАНСКИЙ ГОСУДАРСТВЕННЫЙ УНИВЕРСИТЕТ

А.В. Афонаскин, Б.С. Чуркин, М.В. Быстров

**ТЕХНОЛОГИЯ ПРОИЗВОДСТВА СЛОЖНЫХ
ТОНКОСТЕННЫХ ЧУГУННЫХ
ОТЛИВОК В МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ФОРМАХ**

Монография

Курган 2009

УДК 669.1
ББК 34.61
А 94

Рецензенты

генеральный директор ОАО «Кургансельмаш» П.К. Гринюк;
директор СЧЛЗ ОАО «Икар» Н.А. Мясин.

*Печатается по решению научного совета
Курганского государственного университета.*

А 94 Афонаскин А.В., Чуркин Б.С., Быстров М.В. Технология производства сложных тонкостенных чугуновых отливок в металлических формах: Монография. – Курган: Изд-во Курганского гос. ун-та, 2009. – 66 с.

Монография посвящена теоретическому и экспериментальному исследованию процессов управления структурой и свойствами высококачественных чугунов отливок без отбела, затвердевающих в металлических и песчаных формах, и созданию на этой основе ресурсосберегающих технологий получения сложных тонкостенных отливок с требуемыми параметрами структуры, механическими свойствами и обрабатываемостью.

Попутно решена задача создания технологии производства кокилей с литой поверхностью, которая позволила снизить трудоемкость и стоимость их изготовления.

Монография предназначена для студентов высших учебных заведений, обучающихся на машиностроительных специальностях, может быть полезна научным и инженерно-техническим работникам литейного производства.

Рис. - 29, табл. – 9, библиограф. – 19 назв.

УДК 669.1
ББК 34.61

ISBN 978-5-86329-970-0

© Курганский государственный университет, 2009
© Афонаскин А.В., Чуркин Б.С., Быстров М.В., 2009

Введение

Важнейшие задачи литейного производства на современном этапе состоят в резком повышении экологической чистоты технологии, увеличении эффективности производства и надежности литых деталей. Одним из направлений, обеспечивающих решение указанных проблем, является широкое внедрение в производство литья в металлические формы (кокильного литья). Применение кокильного литья позволяет исключить использование формовочных смесей, полностью устранить или существенно уменьшить употребление песчано-глинистых стержней, а также комплекс операций по изготовлению разовых литейных форм, что резко снижает трудоемкость изготовления отливок и улучшает экологическую чистоту производства. При литье в металлические формы повышается размерная точность отливок, качество их поверхности и уровень механических свойств сплавов в отливках. Производство кокильных отливок на современных автоматических линиях характеризуется существенным улучшением условий труда и коренным образом изменяет характер технологии. В настоящее время подавляющее большинство отливок самых сложных конфигураций из алюминиевых и других легких сплавов изготавливается в металлических формах. Однако, несмотря на очевидные преимущества, этот прогрессивный метод литья не получил широкого распространения при производстве чугунных отливок. Это обусловлено наличием ряда нерешенных научных и технических проблем. К наиболее важным из них относятся следующие:

- получение отливок без отбела с требуемыми параметрами структуры и механическими свойствами. Кристаллизация чугуна в металлической форме характеризуется повышенной интенсивностью охлаждения сплава, что приводит к формированию отбела, особенно в поверхностных частях и тонкостенных элементах отливки. Аналогичные явления имеют место при формировании тонкостенных отливок при литье в песчаные формы. Однако обычно применяемые для предотвращения отбела в практике чугунного литья модификаторы на основе ферросилиция, силикокальция и силикобария оказываются неэффективными для чугунов с высоким углеродным эквивалентом, которые применяются для получения отливок, формирующихся в условиях повышенных скоростей охлаждения. Поэтому для создания благоприятных условий получения кокильных чугунных отливок необходимо разработать новые принципы в области теории и технологии модифицирования чугунов с высоким углеродным эквивалентом;
- обеспечение высоких механических свойств отливок. Мероприятия, направленные на предотвращение отбела, и применение графитизирующего отжига приводят к формированию ферритной металлической матрицы, а иногда и аномальной графито-ферритной структуры. Для получения отливок с высокими механическими свойствами необходимо за счет модифицирования и управления тепловым режимом кокилей обеспечить формирование перлитной или феррито-перлитной металлической основы чугуна;

- повышение обрабатываемости отливок резанием за счет предотвращения отбела и управления структурой металлической матрицы чугуна;
- снижение напряжений в отливках и кокилях. Решение этой проблемы связано с совершенствованием конструкции кокилей и разработкой новых методов управления их тепловым режимом;
- снижение затрат на изготовление кокилей. Важное направление связано с обоснованием и созданием технологии изготовления кокилей с литой рабочей поверхностью;
- обоснование принципов создания комплекса технологического оборудования, обеспечивающего функции управления и контроля параметров технологии.

Широкое внедрение кокильного чугунного литья в производство возможно лишь на основе комплексного решения всех указанных проблем. В данной монографии приведены результаты исследований и технологические решения, выполненные авторами на заводе «Кургансельмаш», приведшие к созданию на предприятии комплексно-механизированного производства сложных кокильных чугунных отливок с выпуском 10 тыс. тонн в год. Результаты исследований нашли также широкое применение на предприятиях г.Кургана и области: ОАО «Курганмашзавод», завод колесных тягачей, арматурный завод, Катайский насосный завод, Шадринский автоагрегатный завод.

Глава 1. Механизмы и технология комплексного модифицирования чугуна, обеспечивающие получение чугунных кокильных отливок без отбела и с заданной структурой

Важнейшим способом управления кристаллической структурой сплавов в отливках является модифицирование. Модифицирование сплавов – это процесс воздействия на их кристаллическую структуру в отливках путем ввода в расплав небольших количеств примесей-модификаторов, влияющих на скорость зарождения центров кристаллизации и линейную скорость роста кристаллов при кристаллизации сплава. По классификации П.А.Ребиндера различают модифицирование первого и второго рода. Модификаторы первого рода представляют собой растворимые в расплаве поверхностно-активные вещества, оказывающие влияние на зарождение кристаллов и линейную скорость их роста. При модифицировании второго рода модификаторы представляют собой вводимые в расплав вещества, которые при взаимодействии с расплавом образуют нерастворимые в расплаве включения, служащие подложками для центров кристаллизации. Модификаторы второго рода снижают переохлаждение расплава при кристаллизации.

А.В.Афонаскиным и А.А.Жуковым рассмотрены еще модификаторы третьего и четвертого рода. Модификаторами третьего рода являются вводимые в расплав соединения, химически инертные к нему и оказывающие зародышевые действия на кристаллизующиеся фазы. Эти соединения должны иметь близкую к расплаву плотность, хорошо смачиваться расплавом и иметь кристаллизационно-размерное соответствие с кристаллизующимися фазами. Комплексные присадки модификаторов первого, второго и третьего рода представляют собой модификаторы четвертого рода. В этом случае поверхностно-активные вещества тормозят рост центров кристаллизации и их растворение в расплаве, увеличивая время действия модификаторов. При модифицировании четвертого рода в состав модификатора входят по крайней мере два ингредиента. Каждый из них в отдельности противоположно воздействует на структурообразование. Например, модификаторы второго рода уменьшают переохлаждение, а модификаторы первого рода увеличивают переохлаждение.

При комплексном модифицировании, т.е. при совместном вводе модификаторов первого рода и значительного количества модификаторов второго или третьего рода, поверхностно-активные модификаторы первого рода не оказывают существенного влияния на зародышеобразование, но замедляют массоперенос и тормозят процесс растворения метастабильных центров критического размера и их исчезновение с течением времени (эффект демодифицирования). Это увеличивает живучесть центров и длительность эффекта модифицирования.

Для характеристики склонности жидкого чугуна к улучшению его свойств в отливках после применения модифицирования можно ввести понятие

модифицируемости чугуна. Количественной характеристикой модифицируемости чугуна служит относительное изменение его параметров M , на улучшение которых направлено модифицирование при оптимальных условиях его проведения, например, глубины отбела, твердости чугуна, обрабатываемости резанием, параметров структуры (размер эвтектических колоний, параметры выделений графита, доля перлита в металлической основе и т.п.).

$$M = \frac{|P_m - P_o|}{P_o}, \quad (1)$$

где P_m и P_o – значения параметра после модифицирования и без модифицирования.

1.1. Зависимость модифицируемости от состава чугуна

Известно, что эффективность инокулирующего модифицирования (модифицирование второго и третьего рода) уменьшается с повышением углеродного эквивалента. В работе [3] показано, что при приближении состава чугуна к эвтектическому модифицирование ферросилицием и Si-PЗМ модификаторами становится малоэффективным. Так, при модифицировании чугуна с углеродным эквивалентом 4,4 ферросилицием ФС 75 глубина отбела уменьшается лишь на 10%, а при модифицировании Si-PЗМ модификаторами существенный эффект обнаруживается лишь при содержании серы не менее 0,07%. Однако и в последнем случае стабильного устранения отбела в кокильных отливках, позволяющего убрать графитизирующий отжиг, добиться не удастся. На рис. 1.1 и 1.2 приведены экспериментальные данные по зависимости относительного увеличения прочности чугуна и числа эвтектических зерен на единице площади шлифа при модифицировании ферросилицием от углеродного эквивалента чугуна. Как следует из экспериментов, при углеродном эквиваленте, превышающем 4,1, применение инокулирующего модифицирования неэффективно как с точки зрения повышения механических свойств, так и с точки зрения устранения отбела в кокильных отливках. Этот вывод справедлив для большинства известных инокулирующих модификторов.

На модифицируемость чугуна существенное влияние оказывает содержание серы. Еще в работах А.Мура было показано, что десульфурация чугуна в ряде случаев приводила к снижению многих положительных характеристик. В практике КамАЗа выявлено снижение способности серого чугуна к инокулирующему модифицированию при уменьшении содержания серы. В табл. 1.1 приведены данные [15], свидетельствующие о том, что при прочих равных условиях механические свойства серого чугуна при инокулирующем модифицировании повышаются с увеличением содержания серы. Присутствие серы в чу-

гуну, подвергнутому инокулирующему модифицированию, вызывает не усиление, а ослабление отбела. При достаточном количестве серы как поверхностно-активное вещество тормозит массоперенос между образовавшимися при инокулирующем модифицировании центрами графитизации и расплавом. Это приводит к увеличению времени сохранения эффекта модифицирования при выдержке расплава после ввода модификатора до затвердевания чугуна в форме.

Известно, что чем сильнее расплав замутнен мелкими включениями, тем выше его кинематическая вязкость. Поэтому косвенным подтверждением описанного механизма влияния серы являются экспериментальные данные [15] по влиянию содержания серы на кинематическую вязкость чугуна, приведенные на рис. 1.3. Как видно из рис. 1.3, серый чугун с низким содержанием серы быстро демодифицируется, если в качестве модификатора используется ферросилиций или ферросиликобарий. Об этом говорит быстрое падение кинематической вязкости чугуна при его изотермической выдержке. При модифицировании ферросиликоцирконием можно достичь более длительного эффекта модифицирования в чугуне как с повышенным, так и с пониженным содержанием серы.

Важным показателем модифицируемости чугуна и принятого метода модифицирования является время, в течение которого сохраняется эффект модифицирования. В табл. 1.2 показано влияние различных модификаторов на свойства чугуна через 1 минуту и через 20 минут после ввода модификаторов [2].

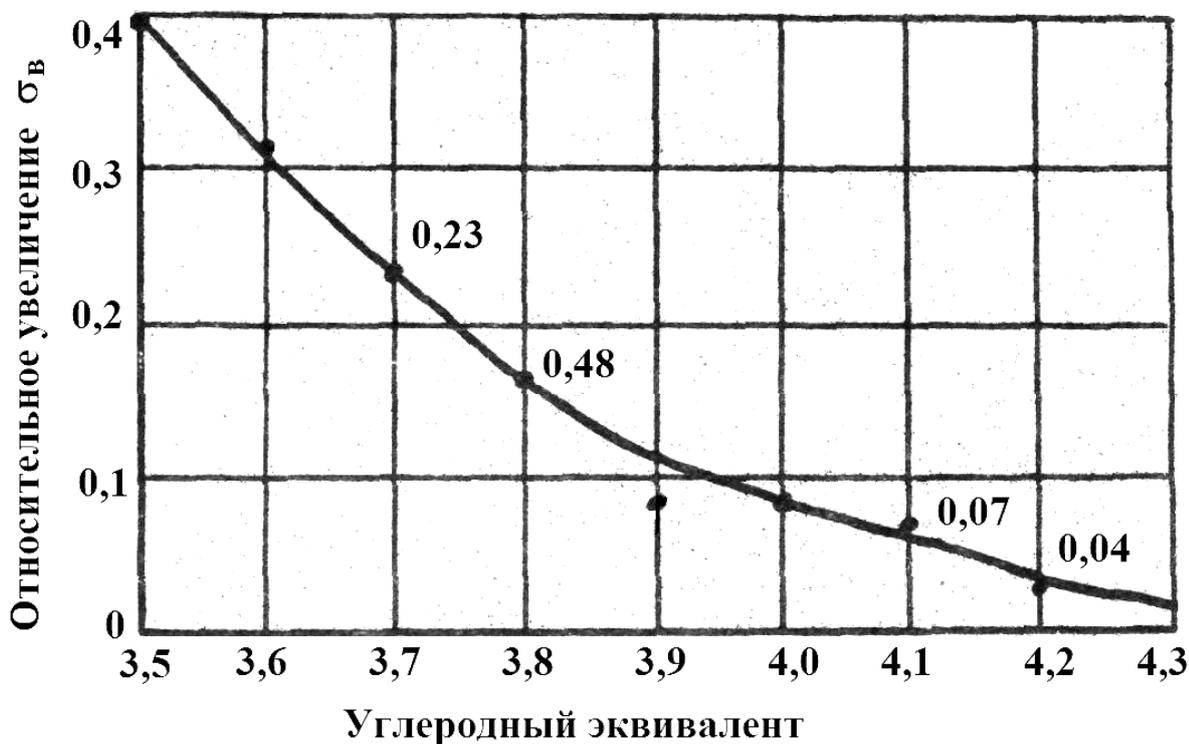


Рис. 1.1. Зависимость относительного изменения прочности σ_B при модифицировании ферросилицием от углеродного эквивалента чугуна

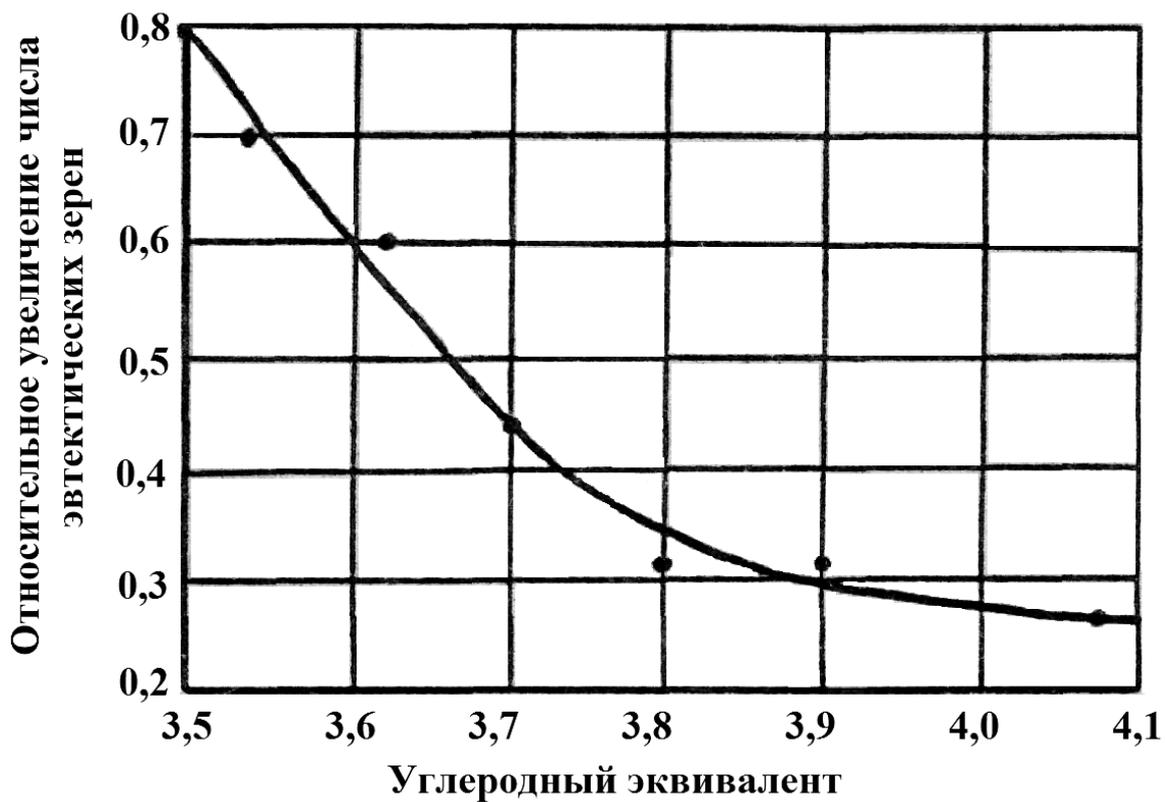


Рис. 1.2. Зависимость относительного увеличения числа эвтектических зерен при модифицировании чугуна ферросилицием от углеродного эквивалента

Таблица 1.1

Зависимость механических свойств чугуна от содержания серы

Содержание серы, %	Присадка ферросилиция, %	σ_B , МПа	НВ, МПа
0,02	0,05	225	197
0,06		202	197
0,12		262	207
0,02	0,15	241	192
0,06		214	194
0,12		291	207
0,02	0,25	228	190
0,06		251	187
0,12		302	209
0,02	0,40	262	188
0,06		282	192
0,12		325	202

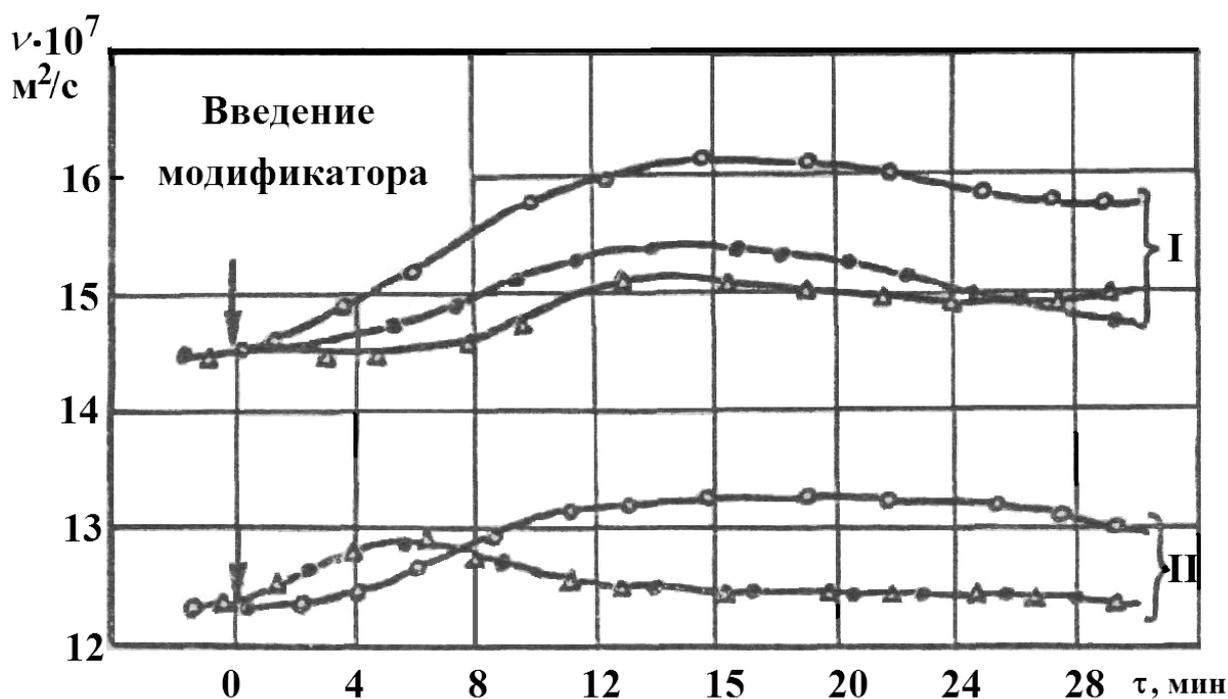


Рис. 1.3. Влияние серы на кинематическую вязкость чугуна при различных изотермических выдержках после модифицирования: 1 – FeSi; 2 – FeSiBa; 3 – FeSiZr; I – 0,12% S; II – 0,02% S

Таблица 1.2

Механические свойства чугуна, модифицированного различными модификаторами

Модификатор	σ_B , МПа		
	До модифицирования	После модифицирования	
		через 1 мин	через 20 мин
Литейный ферросилиций (FeSi)	261	288 (+27)	253 (-8)
Лигатура SiMnZr	255	269 (+14)	248 (-7)
Ферросиликобарий	252	285 (+33)	263 (+11)
Ферросиликостронций	253	261 (+8)	-
Силикокальций	243	279 (+36)	245 (+2)
Графит + FeSi	270	229 (-41)	191 (-79)

Примечание. В скобках указан эффект модифицирования.

Из данных табл. 1.2 следует, что ферросиликобарий обеспечивает высокие кратковременный и долговременный эффекты.

На рис. 1.4 показана кинетика затухания эффекта модифицирования при изотермической выдержке чугуна, оцененного по изменению числа эвтектических зерен на 1 квадратный сантиметр площади шлифа [18].

Исследования по оптимизации составов чугуна для изготовления сложных кокильных отливок [17] показали, что с точки зрения устранения отбела, уменьшения брака по трещинам целесообразно применять чугун с высоким углеродным эквивалентом 4,35-4,4. С учетом низкой модифицируемости этого чугуна возникла необходимость разработки методов модифицирования, которые в отличие от инокулирующих модификаторов обеспечивали бы высокую модифицируемость чугуна и получение тонкостенных кокильных отливок без отбела при высокой доле перлита в металлической основе чугуна.

Для обеспечения перлитной металлической основы Н.Г.Гиршовичем предложено стабилизирующее модифицирование, основанное на комплексном использовании графитизирующих инокулирующих модификаторов и таких модификаторов, как Cu, Sn, Sb, Pb, Bi, Te.

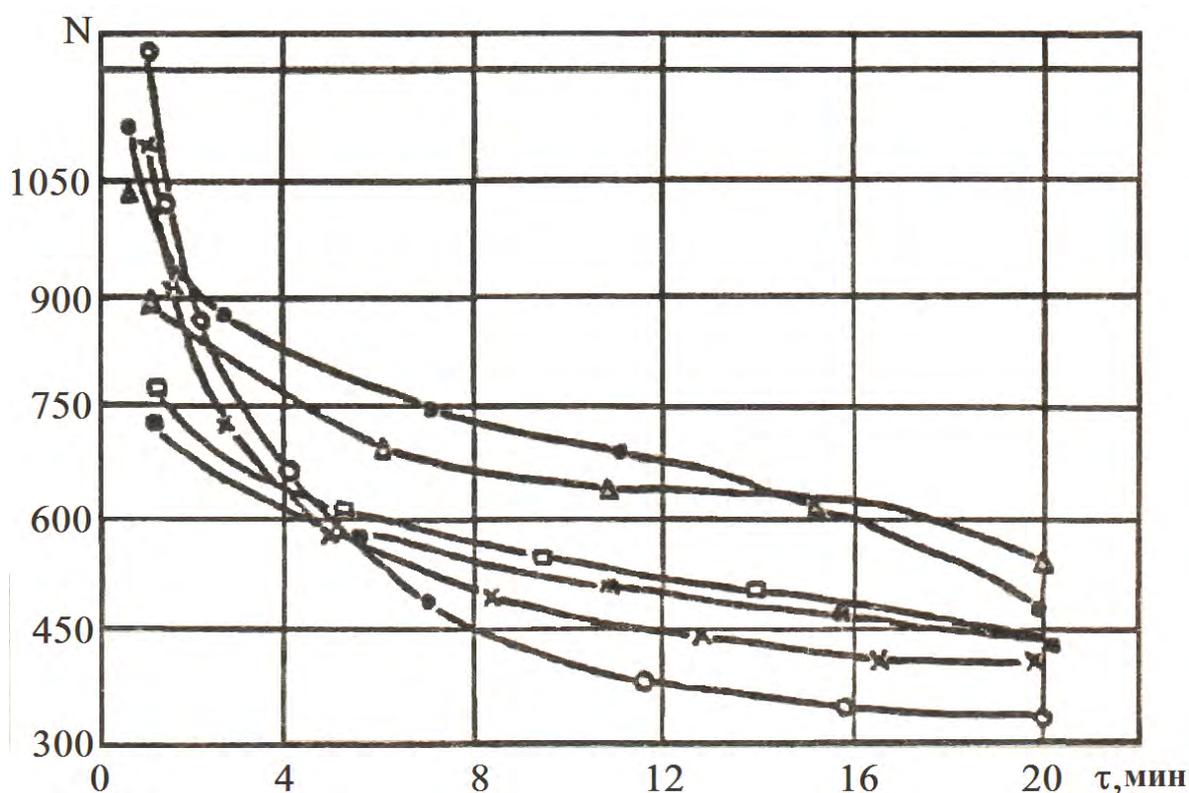


Рис. 1.4. Число эвтектических зерен N на 1 см^2 площади шлифа в сером чугуне, подвергнутом изотермическим выдержкам в жидком состоянии после инокулирующего модифицирования различными присадками:

- 1 – FeSi; 2 – лигатура SiMnZr; 3 – ферросиликобарий;
4 – ферро-силикостронций; 5 – силикокальций; 6 – графит + FeSi

1.2. Сущность и закономерности комплексного модифицирования

Эффективность инокулирующего модифицирования (модифицирование второго рода) определяется не степенью переохлаждения расплава, которая при этом падает, а числом центров графитизации, доживающих до начала процесса затвердевания отливки в форме. При модифицировании второго рода расплав

замутнен большим количеством неравновесных центров графитизации, число которых выше равновесного и в первые минуты после ввода модификатора может на 1-2 порядка превышать их содержание в исходном чугуна. В дальнейшем в процессе выдержки это количество уменьшается, асимптотически приближаясь по времени к равновесному содержанию. Чем меньше скорость этого процесса, тем выше эффективность модифицирования. Возникает важная научная и техническая задача – научиться сохранять возникшие при инокулирующем модифицировании неравновесные центры кристаллизации до момента заливки сплава в формы и окончания процесса затвердевания отливки.

При применении модифицирования первого рода без использования модификаторов второго рода стимулируется переохлаждение расплава, что приводит к образованию отбела. Поэтому этот вид модифицирования при производстве отливок из серого чугуна не применяется. Для решения указанной выше задачи целесообразно совместное использование модифицирования первого и второго рода. В этом случае содержащиеся в модификаторах первого рода поверхностно-активные вещества тормозят растворение метастабильных центров графитизации и препятствуют их исчезновению с течением времени. Сказанное можно проиллюстрировать с помощью представленной на рис. 1.5 схемы.

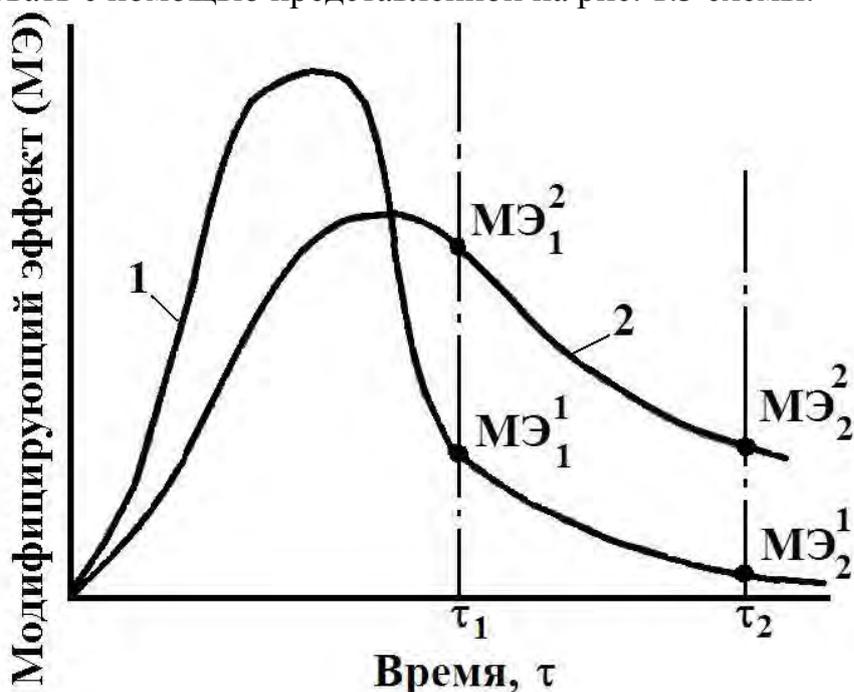


Рис. 1.5. Кинетика затухания эффекта инокулирующего модифицирования серого чугуна: 1 – обычное модифицирование; 2 – комплексное модифицирование

На ней кривая 1 отражает ход нарастания эффекта модифицирования расплава (например, числа эвтектических аустенитно-графитовых колоний) и его смены эффектом демодифицирования в случае обычного инокулирующего модифицирования (2-го рода), а кривая 2 – то же, но в случае комплексного модифицирования. При комплексном модифицировании добавление в присадку мо-

дификатора первого рода (ПАЭ) приводит к некоторому снижению максимума на кривой функции $M=f(\tau)$ в результате дезактивации части центров графитизации (например, близких по размерам к критическому диаметру). Однако живучесть остальных центров, еще достаточно многочисленных, резко возрастает и на стадии τ_1 , и особенно на стадии τ_2 , где остаточный эффект M существенно выше в случае использования комплексного модифицирования.

На рис. 1.6 приведены экспериментальные данные по влиянию добавки поверхностно-активного вещества (Vi) при модифицировании чугуна ферросилицием ФС 75 на глубину отбела кокильных отливок. Из рис. 1.6 видно, что малые присадки висмута в жидкий чугун способствуют графитизации, а большие оказывают обратный эффект. Действительно, при избытке поверхностно-активного вещества (ПАВ) его хватает не только для предотвращения растворения возникших в большом числе при инокулирующем модифицировании метастабильных центров графитизации, но и для ингибирования их роста при затвердевании чугуна. Такое комплексное модифицирование не будет достигать цели, т.к. чугун будет затвердевать с отбелом. Очевидно, дозировка ПАВ должна предусматривать такое его разбавление при адсорбции на центрах графитизации, которое обеспечивало бы быстрый прорыв блокады при росте этих и возникновении новых центров в процессе охлаждения расплава в литейной форме в результате резкого увеличения межфазной поверхности и соответствующего резкого возрастания дефицита ПАВ при блокаде этих центров.

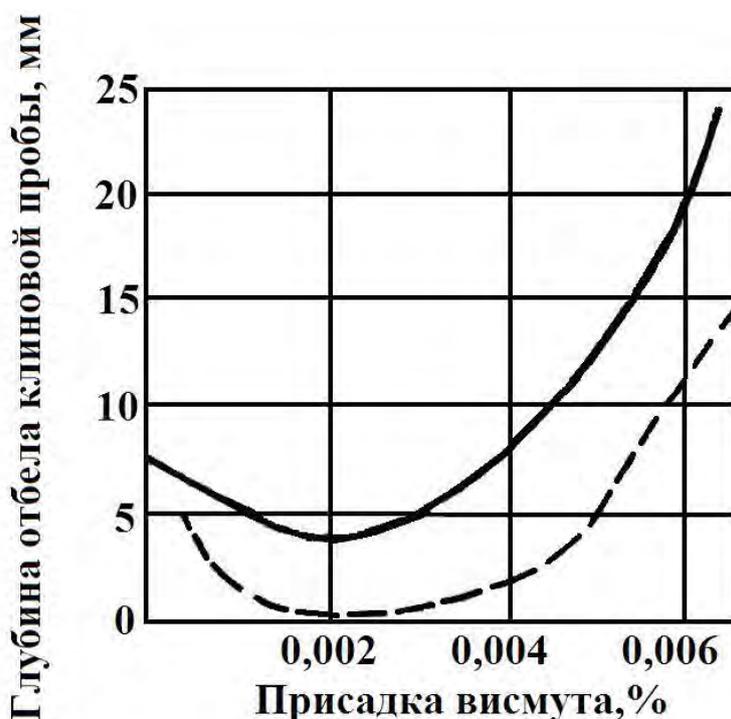


Рис. 1.6. Влияние присадки висмута и ферросилиция ФС 75, вводимого в количестве 0,5%, на отбеливаемость чугуна: 1 — механическая смесь $FeSi + Vi$; 2 — то же в виде сплава

Важной компонентой комплексного механизма модифицирования чугуна является природа первой стадии эффекта модифицирования (см. восходящие отрезки кривых 1 и 2 на рис. 1.5). На этой стадии зарождаются подложки центров графитизации. В качестве таковых, по мнению различных исследователей, могут служить включения SiO_2 (теория силикатной мути П.Н.Бидули, тридимитизации кремнезема К.Ортса и В.Вайса и др.), графита, нестабильных и быстро распадающихся соединений (карбидные теории модифицирования чугуна). Позже появилось большое число печатных работ, в которых аналогичные концепции выдвигались советскими, японскими, западногерманскими, французскими и другими авторами. Однако теоретические основы остаются прежними. Они могут быть сформулированы следующим образом.

1. В зоне взаимодействия частицы модификатора с расплавом возникают благоприятные локальные термодинамические условия для выпадения фазы, стабильной в условиях данного микрообъема, но нестабильной по отношению к остальному объему расплава. В случае взаимодействия частицы ферросилиция с жидким чугуном в таких микрообъемах активность углерода может превысить $a_c^{\text{TP}}=1$, если расчет a_c^{TP} вести при выборе графита в качестве стандартного состояния углерода, и временно выпадает графит.
2. В процессе гомогенизации расплава еще до начала его разливки графит будет вновь переходить в раствор.
3. Все факторы, повышающие скорость гомогенизации расплава (высокая температура расплава после ввода модификатора, сильная конвекция и т.п.), будут способствовать его демодифицированию. А такие факторы, как введение малых доз ПАВ при комплексном модифицировании, будут способствовать сохранению модифицирующего эффекта на достаточно длительное время.

Для практической реализации комплексного модифицирования чугуна авторами предложены модификаторы на основе ферросилиция ФС 75 с ПАВ Bi , Te или их интерметаллида Bi_2Te_3 , а также на основе Si -РЗМ соединений щелочноземельных металлов (FeSiBa) с ПАВ Bi .

1.3. Анализ взаимодействия редкоземельных металлов (РЗМ) с примесями чугуна. Оптимальные составы Si-РЗМ модификаторов

Модифицирующее действие добавок РЗМ определяется количеством и характером включений, образующихся при взаимодействии РЗМ с примесями чугуна. Характер взаимодействия РЗМ с примесями чугуна и влияние их на процессы кристаллизации, а в конечном счете и на свойства чугуна во многом определяется количеством вводимых редкоземельных металлов. Известно, что присадка до 0,5-0,8% РЗМ лигатуры приводит к образованию глобулярного графита и резкому повышению механических свойств чугуна, причем дальнейшее увеличение количества присаживаемых РЗМ ведет к снижению механиче-

ских характеристик. Концентрационные интервалы, обеспечивающие глобуляризацию графита и высокие механические свойства чугуна, изучены достаточно подробно и описаны в литературе.

Аналізу влияния малых добавок РЗМ на механические свойства и структуру серого чугуна посвящено небольшое количество работ и этот вопрос требует дальнейшего изучения. В работах [12, 13] авторами изучены термодинамические особенности взаимодействия церия (основного модифицирующего элемента в лигатуре) с примесями чугуна, проведено экспериментальное изучение влияния малых добавок лигатуры Si-РЗМ на механические свойства и структуру серого чугуна, определены оптимальные технологические параметры модифицирования.

Термодинамические особенности взаимодействия церия с примесями железоуглеродистого расплава рассматривали с учетом активностей компонентов, оценку которых проводили с использованием параметров взаимодействия. Расчеты велись для чугуна следующего состава: 3,5% С ($x_c=0,142$), 1,8% Si ($x_{Si}=0,029$), 0,4% Mn ($x_{Mn}=0,003$), $x_{Fe}=0,825$. Атомная масса чугуна составила $M_{\text{ч}}=48,77$.

Активность церия в расплаве чугуна, если за стандартное состояние принять 1%-й раствор, определяется уравнением

$$\lg a_{\text{Ce}} = \lg [\text{Ce}, \%] + 0,0063 [\text{Ce}, \%] - 0,33.$$

Активности кислорода, азота и серы в чугуне можно определить из следующих уравнений (стандартное состояние – однопроцентный раствор):

$$\begin{aligned} \lg a_{\text{O}} &= \lg [\text{O}, \%] - 3,31 [\text{Ce}, \%] - 0,888; \\ \lg a_{\text{N}} &= \lg [\text{N}, \%] - 0,55 [\text{Ce}, \%] + 0,572; \\ \lg a_{\text{S}} &= \lg [\text{S}, \%] - 9,10 [\text{Ce}, \%] + 0,660. \end{aligned}$$

Полученные активности компонентов позволяют проанализировать реакции взаимодействия церия с кислородом, азотом и серой, растворенными в жидком чугуне. Основной оксидной фазой при взаимодействии церия с кислородом, растворенном в чугуне, является полутороокись церия Ce_2O_3 , образование которой описывается реакцией



В соответствии с данными И.С.Куликова

$$\lg K_{\text{CeO}} = - \lg a_{\text{Ce}}^2 \cdot a_{\text{O}}^3 = 75040/T - 23,137.$$

При $T=1673$ К уравнение изотермы раскисления чугуна церием имеет вид

$$\lg [\text{O}, \%] = -6,126 - 2/3 \lg [\text{Ce}, \%] + 3,3 [\text{Ce}, \%].$$

Соотношения равновесных концентраций кислорода и церия в чугуне представлены на рис. 1.7. Минимальное содержание кислорода в чугуне ($1,65 \cdot 10^{-5}$ %) достигается при добавках церия 0,088%. При реальном содержании кислорода в чугуне ($3 - 40 \cdot 10^{-3}$ %) введение в расплав даже незначительных количеств церия приводит к образованию Ce_2O_3 .

Образование нитридной фазы в расплаве описывается реакцией



В работе [12] для данной реакции получено уравнение

$$\lg K_{\text{CeN}} = -\lg a_{\text{Ce}} \cdot a_{\text{N}} = 75784/T - 4,73.$$

Изотерма деазотации при $T=1673$ К, представленная на рис. 1.8, описывается уравнением

$$\lg [\text{N}, \%] = -3,25 - \lg [\text{Ce}, \%] + 0,54 [\text{Ce} \%].$$

Поскольку содержание азота в реальном чугуна, как правило, не превышает $5 \cdot 10^{-3}\%$, то при концентрации церия до 0,1% нитридная фаза в жидком чугуна не образуется.

Образование сульфидных фаз в чугуна описывается реакциями



Для этих реакций в работе [12] получены уравнения

$$\lg K_{\text{CeS}} = -\lg a_{\text{Ce}} \cdot a_{\text{S}} = 22096/T - 6,29;$$

$$\lg K_{\text{Ce}_3\text{S}_4} = -\lg a_{\text{Ce}}^3 \cdot a_{\text{S}}^4 = 78151/T - 22,93;$$

$$\lg K_{\text{Ce}_2\text{S}_3} = -\lg a_{\text{Ce}}^2 \cdot a_{\text{S}}^3 = 56162/T - 17,14.$$

При определении областей устойчивости отдельных сульфидных фаз исходили из того, что при невысоких концентрациях церия в чугуна будет образовываться сульфид Ce_2S_3 с минимальным отношением числа атомов церия к числу атомов серы (2/3). При увеличении содержания церия возможно образование Ce_3S_4 и CeS . Концентрации церия в расплаве, обеспечивающие образование той или иной фазы, рассчитывали по указанным уравнениям.

Образование сульфида Ce_2S_3 возможно лишь при концентрациях церия, не превышающих $2,19 \cdot 10^{-6}\%$; при содержании церия в интервале концентраций $2,19 \cdot 10^{-6}\%$ - $1,38 \cdot 10^{-4}\%$ образуется сульфид Ce_3S_4 , а при $[\text{Ce}] > 1,38 \cdot 10^{-4}\%$ - сульфид CeS . Изотерма десульфурации при температуре 1673 К имеет вид $\lg [\text{S}] = -7,24 - \lg [\text{Ce}, \%] + 9,1 [\text{Ce}]$.

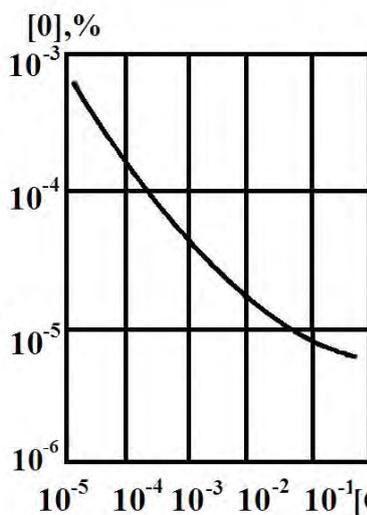


Рис.1.7. Изотерма раскисления чугуна церием

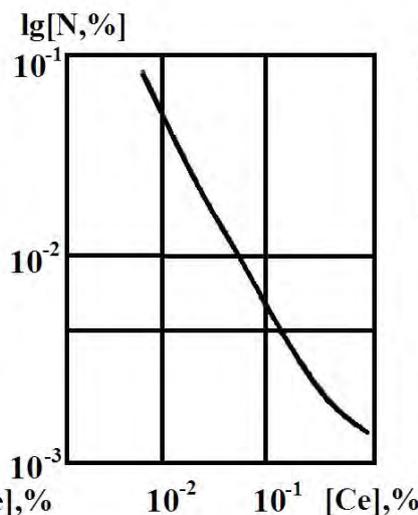


Рис.1.8. Изотерма деазотации чугуна церием

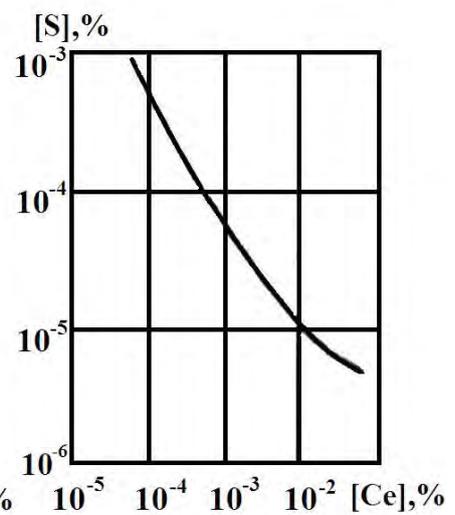


Рис.1.9. Изотерма десульфурации чугуна церием

Минимальное содержание серы в чугунах $3,2 \cdot 10^{-6}\%$ достигается при концентрации церия 0,048%. Из рис. 1.9 видно, что при обычном количестве серы в чугунах (примерно 0,1%) даже ничтожные концентрации церия обеспечивают образование сульфидной фазы.

Термодинамический анализ показал, что введение даже малых добавок РЗМ лигатуры приводит к образованию сульфидов и оксидов, а реальные концентрации примесей в чугунах обуславливают ничтожные равновесные концентрации церия в растворе. Это обстоятельство дает основание предполагать, что механизм модифицирования может быть связан не столько с абсорбцией атомов церия на поверхностях растущей твердой фазы и с понижением скорости ее роста, сколько с образованием взвеси неметаллических включений, являющихся центрами кристаллизации и обеспечивающих изменение структуры чугуна.

В работе [13] приведены результаты экспериментальных исследований процессов взаимодействия малых добавок лигатуры Si-РЗМ с примесями чугуна и влияния этих добавок на его физико-механические свойства. На опытных плавках, проведенных в индукционной печи емкостью 50 кг, определяли оптимальные параметры модифицирования. В печи выплавляли чугуны следующего состава: 3,1-3,6% С; 1,7-2,1% Si; 0,7-1,0% Mn; 0,037% S и 0,082% P. Содержание кислорода в исходном чугунах составило 0,015%. Температуру чугуна измеряли платино-платинородиевой термопарой. В качестве модификатора использовали силикомишметалл следующего состава: 31,1÷34,0% РЗМ; 5,9÷4,4% Al; 7,1% Cu, остальное железо. Наряду с церием в лигатуру входили 6,5% лантана; 3,5% празеодима; 3,5% неодима. Плотность модификатора – 5,5 г/см³, температура плавления – 1300°С. Модификатор перед присадкой дробили на кусочки размером 2-5 мм. Для определения оптимальной дозы вводимого модификатора его количество изменяли от 20 до 100 г на 100 кг металла.

В большинстве работ, посвященных модифицированию редкоземельными элементами, последние рассматриваются как расчетные технологические добавки без учета своего остаточного содержания в металле. Это не позволяет сделать надежные выводы о влиянии определенного количества РЗМ на свойства металла. В рассматриваемых экспериментах остаточные содержания РЗМ в металле определяли химико-спектральным методом, предусматривающим значительное повышение абсолютной чувствительности линий РЗМ в спектре. Затрихованная область на рис. 1.10 соответствует остаточным концентрациям РЗМ в чугунах в зависимости от количества вводимого модификатора после трехминутной выдержки металла в печи.

Существенно маленькие остаточные концентрации РЗМ в жидком чугунах и специальные меры предосторожности, принятые для избежания окисления лигатуры за счет атмосферы печи (погружение лигатуры в патронах на дно печи), свидетельствуют о том, что РЗМ энергично провзаимодействовали с примесями чугуна.

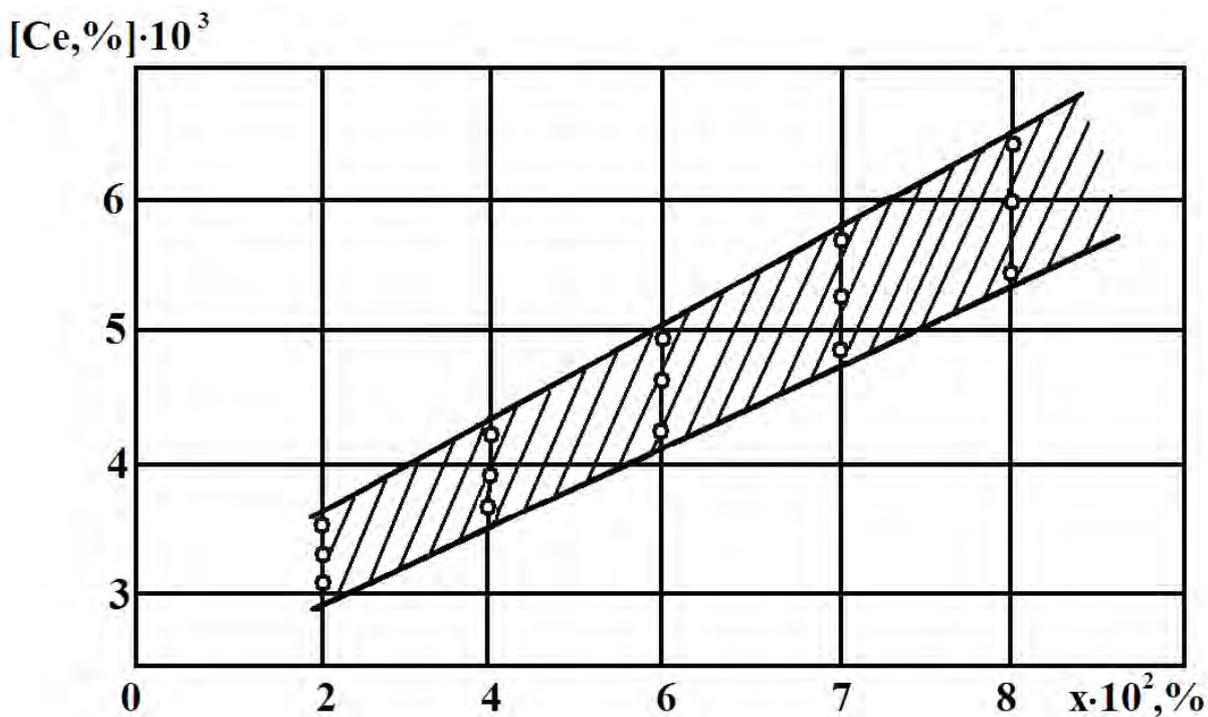


Рис. 1.10. Зависимость остаточной концентрации церия в чугуна от количества вводимой лигатуры

Специальную серию плавок проводили с целью изучения кинетики процессов раскисления и десульфурации чугуна малыми добавками лигатуры Si-PЗМ. Пробы металла отбирали кварцевыми трубками. Содержание кислорода определяли на эксхалографе ЕАО – 202, а количество серы – химическим анализом. Температура чугуна – 1380-1400°C. На рис. 1.11 представлены характерные кинетические кривые раскисления и десульфурации чугуна лигатурой Si-PЗМ.

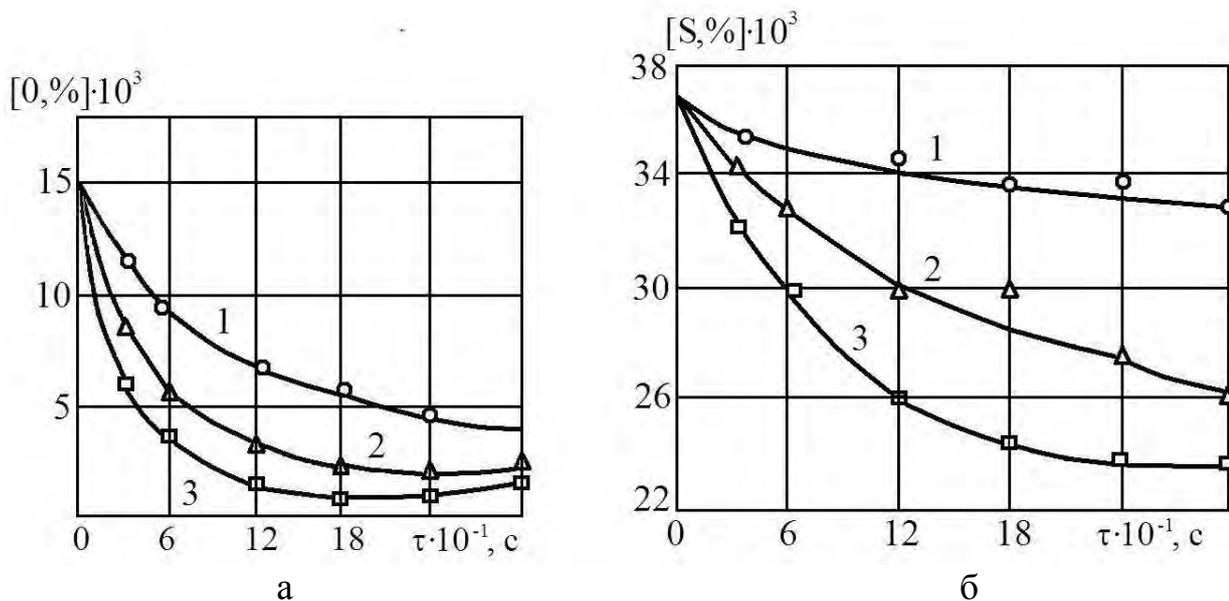


Рис. 1.11. Кинетические кривые раскисления (а) и десульфурации (в) чугуна лигатурой Si-PЗМ (каждая точка – среднее значение из трех-четырёх экспериментов), добавляемой в количестве: 1 – 0,02%; 2 – 0,08%; 3 – 0,1%

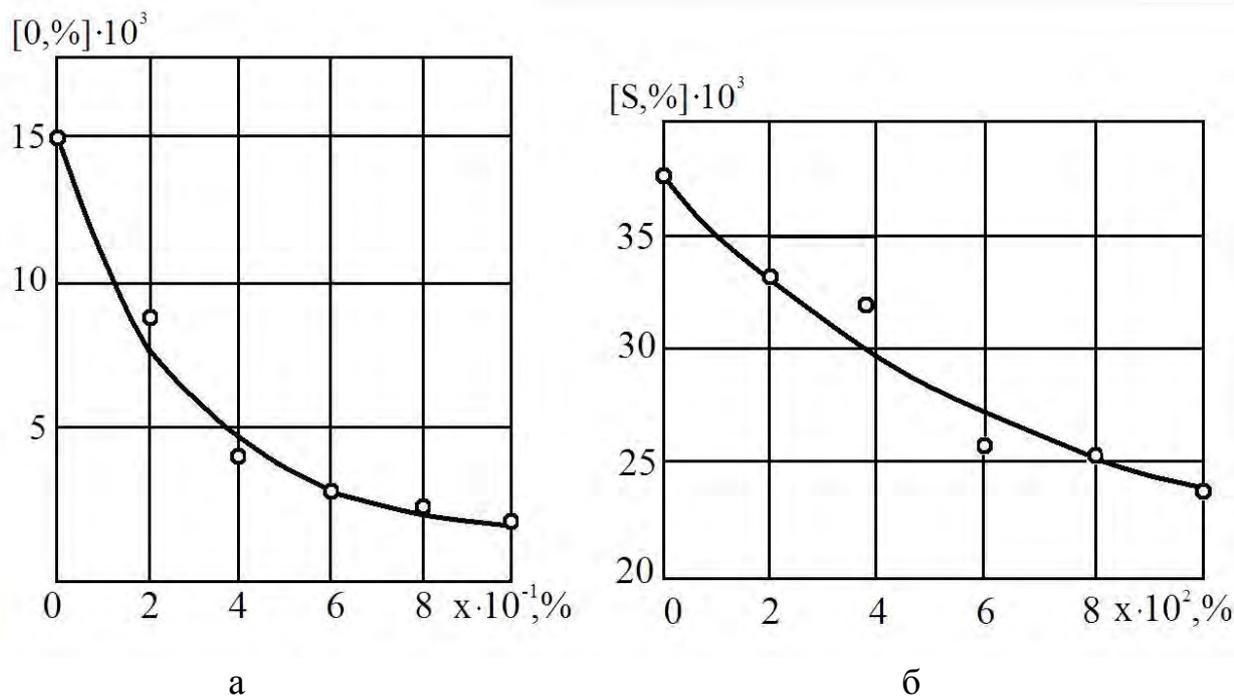


Рис. 1.12. Влияние добавок лигатуры на содержание кислорода (а) и серы (б) в чугуна

Из рис. 1.11 следует, что с увеличением количества добавляемой лигатуры процессы протекают более интенсивно, а при введении уже 0,1% лигатуры взаимодействие практически заканчивается через 2-3 мин. Обращает на себя внимание существенное различие в скоростях удаления кислорода и серы. Если за 2 минуты из металла удаляется 85-90% кислорода, то удаление серы составляет 35% от исходного содержания.

Присадки лигатуры более 0,08% практически не влияют на конечную концентрацию серы и кислорода в чугуна (рис. 1.12). Аналогичные данные получены в Японии при модифицировании стали малыми добавками РЗМ.

Приведенные выше результаты расчета и экспериментальные данные позволяют предположить, что при малых добавках модификатора (до 0,1% РЗМ) в жидком чугуна связаны в неметаллическую фазу, которая, очевидно, и может влиять на последующую кристаллизацию расплава и физико-механические свойства чугуна.

Добавки лигатуры оказывают влияние на склонность чугуна к отбелу и росту числа эвтектических зерен. Анализ изломов клиновидных технологических проб, отлитых в песчаные формы из чугуна с различными присадками лигатуры, показал, что излом пробы с добавкой 0,03% лигатуры уже существенно отличается от излома пробы исходного чугуна, который характеризуется отбелом по всему поперечному сечению пробы. При добавке 0,05% лигатуры отбел незначительный, а добавка лигатуры в количестве 0,08% приводит к практически полному устранению отбела образцов с толщиной стенки 6 мм. Количество эвтектических зерен увеличилось вдвое – с 500 до 1000 на 1 см^2 .

Для исследования влияния температуры перегрева расплава были проведены 2 плавки с температурами перегрева 1340-1360°C и 1380-1410°C при од-

ной и той же добавке лигатуры 0,08%. Выдержка металла после присадки лигатуры составляла 4 мин. Средние результаты определения механических свойств чугуна представлены в табл. 1.3.

Анализ приведенных данных показывает, что введение лигатуры значительно влияет на комплекс механических свойств чугуна. В обеих сериях увеличиваются значения $\sigma_{\text{в}}$, $\sigma_{\text{изг}}$ и НВ, в то время как вторая серия характеризуется более существенным влиянием добавок лигатуры. Если в плавках с перегревом до 1360°C модифицирование повышает $\sigma_{\text{изг}}$ на 3,5%, то в плавках с температурой перегрева 1410°C эта величина возрастает на 8%. В первой серии опытов значение $\sigma_{\text{в}}$ практически не изменилось, а во второй серии оно увеличилось на 10%. Твердость чугуна возросла соответственно на 7,5% и 12% соответственно. Следует отметить существенную стабилизацию механических свойств после модифицирования.

Основной причиной перемены физико-механических свойств является изменение структуры чугуна после модифицирования. Результаты металлографического анализа (ГОСТ 3443-77) приведены в табл. 1.4.

Данные результаты получены при испытании образцов, взятых в 10 параллельных экспериментах. При этом дисперсия воспроизводимости (на уровне 10%) позволила сделать вывод о статистической значимости влияния режимов модифицирования на параметры структуры.

Таблица 1.3

Влияние температуры перегрева и модифицирования на механические свойства чугуна

Температура перегрева, °С	$\sigma_{\text{в}} \cdot 10^{-7}$, Па	$\sigma_{\text{изг}} \cdot 10^{-7}$, Па	НВ, МПа
1340-1360 (без лигатуры)	21,0	41,5	170
1340-1360 (0,08% лигатуры)	21,5	43,0	183
1380-1410 (без лигатуры)	21,3	42,0	174
1380-1410 (0,08% лигатуры)	23,6	45,4	197

Таблица 1.4

Влияние температуры перегрева и модифицирования на параметры кристаллической структуры чугуна

Температура перегрева, °С	Площадь, занятая графитом	Длина включений	Форма графита	Характеристика металлической основы
1340-1360 (без лигатуры)	Г12	Граз180	Гф 2	П 45 (Фе 55)
1340-13660 (0,08% лигатуры)	Г6	Граз 45	Гф 4	П 70 (Фе 30)
1380-1410 (без лигатуры)	Г10	Граз 40	Гф 2	П 45 (Фе 55)
1380-1410 (0,08 % лигатуры)	Г4	Граз 25	Гф 4	П 92 (Фе 8)

Анализ микроструктур показал, что введение модификатора измельчает графит, изменяет его форму, расположение и количество, причем наиболее заметно в плавках, проведенных с перегревом 1380-1410°С. Последнее, очевидно, связано с тем, что структура исходного чугуна, перегретого до 1340-1360°С, характеризуется грубыми включениями графита розеточного расположения, которые образовались в результате наличия зародышевых центров в жидком чугуне в виде нерастворившегося графита, а центры кристаллизации, образовавшиеся после введения модификатора при 1340-1360°С, играют второстепенную роль. В случае же перегрева чугуна до 1380-1410°С, когда наследственная структура значительно изменяется и в расплаве значительно меньше готовых центров кристаллизации, введение модификатора, обеспечивающего появление этих центров, оказывает большее влияние на формирование структуры и в гораздо большей степени влияет на механические свойства.

Все образцы имеют феррито-перлитную металлическую основу, причем в модифицированных чугунах соотношение перлита и феррита изменяется в сторону увеличения перлита. Последнее также более сильно проявляется во второй серии плавков.

Таким образом, проведенные эксперименты позволили определить оптимальные в условиях реального производства параметры модифицирования серого чугуна малыми добавками лигатуры Si-PЗМ: T=1380-1410°С; количество добавляемой лигатуры – 0,08% от массы металла; время выдержки – 3-4 мин.

Однако применение Si-PЗМ модификаторов при модифицировании чугуна для кокильных отливок хотя и существенно снизило глубину отбела, но не позволило устранить его полностью и исключить графитизирующий отжиг.

1.4. Разработка комплексных модификаторов и технологии комплексного модифицирования чугуна

Для реализации идеи комплексного модифицирования при применении рассмотренных выше модификаторов на основе Si-PЗМ лигатур в их состав вводили силикобарий (FeSiBa), который обеспечил ощутимое повышение эффективности модифицирования (особенно при получении тонкостенных отливок в песчаных формах). В результате выполненных работ на основе Si-PЗМ-ЩЗМ лигатур разработаны и в течение 5 лет применяются АО «Кургансельмаш» модификаторы СЦЕМИШ-2 (ТУ 14-5-18-16), ФС 30 PЗ MЗО (ТУ 14-5-136-81), ФС 65 Ва 12 (ТУ 14-5-160-84).

Для усиления эффекта комплексного модифицирования были исследованы комплексы Si-PЗМ+FeSiBa+Bi+Sb. При этом висмут и сурьма как поверхностно-активные вещества усиливали эффект модифицирования. Разработанная тройная смесь (0,5% Si-PЗМ, 0,5% FeSiBa, 0,005% Bi) обеспечила снижение глубины отбела стандартной клиновой пробы до 1-4 мм, т.е. практически устранила отбел. В отливках корпусов вакуумных насосов на обрабатываемых поверхностях эвтектический цементит наблюдался в незначительных количествах на глубине не более 100 мкм.

Наибольший эффект достигнут при применении обработки чугуна в ковше смесью СЦЕМИШ-2 (ТУ 14-5-18-16) с добавками Sb и Bi. Состав модификаторов из расчета на 150 кг чугуна следующий: СЦЕМИШ-2 - (40÷50 г), Fe-SiBa – (40÷60 г), Bi – (1÷1,5 г).

Наряду с указанными композициями были исследованы модификаторы на основе смесей ферросилиция и висмута (FeSi - Bi), ферросилиция и теллура (FeSi-Te) и ферросилиция и соединения Bi_2Te_3 (FeSi - Bi_2Te_3). Ввод Bi и Te предназначен для реализации эффекта комплексного модифицирования [14]. Применение теллура и висмута сопряжено с рядом технологических и экологических проблем. Теллур имеет низкую плотность ($6,25 \text{ г/см}^3$), быстро всплывает в жидком чугуне и интенсивно горит на его поверхности, отравляя атмосферу. Поэтому для повышения усвоения теллур вводят в виде брикетов из порошка меди, содержащих от 1,2 до 9,4% Te. При содержании 6% Te плотность брикетов достигает оптимального значения – $7,5 \text{ г/см}^3$. Висмут имеет высокую плотность ($9,5 \text{ г/см}^3$) и при его введении необходимо обеспечить интенсивное перемешивание чугуна.

Оба элемента легкоплавки ($T_{\text{пл}}^{Bi}=271^\circ\text{C}$, $T_{\text{пл}}^{Te}=452^\circ\text{C}$) и обладают высокой упругостью паров при температуре жидкого чугуна. Это обуславливает их большие потери, низкую усвояемость и отравление атмосферы литейного цеха.

В работе [3] авторами предложено применение соединения Bi_2Te_3 , встречающегося в природе в виде минерала теллуристо-висмутового блеска. Соединение Bi_2Te_3 имеет повышенную температуру плавления ($T_{\text{пл}}=585^\circ\text{C}$). Упругость паров Bi и Te над расплавом Bi_2Te_3 ниже, чем над свободными расплавами висмута и теллура в аналогичных температурных условиях. Плотность соединения Bi_2Te_3 равна $7,7 \text{ г/см}^3$, что делает его присадку в жидкий чугун весьма технологичной и обеспечивает высокую степень усвоения. При этом практически не происходит загрязнения атмосферы литейного цеха. Пробы воздуха, взятые в литейном цехе Карагандинского завода отопительного оборудования, показали полное отсутствие в них окислов и других соединений Bi и Te.

В жидком чугуне железо как более электроположительный металл, чем висмут, разрывает связи Bi – Te и происходит полная диссоциация соединения Bi_2Te_3 . В результате этих процессов Bi и Te действуют в жидком чугуне автономно и аддитивно. К сожалению данное соединение нельзя вводить в композиции, содержащие FeSiBa и Si-PЗМ, вследствие интенсивного взаимодействия Te с барием и PЗМ. Для изготовления лигатуры Bi_2Te_3 разработана технология, основанная на сплавлении 47,8% Te с 52,2% Bi при температуре 600°C .

Для исследования эффективности комплексного модифицирования чугуна были проведены эксперименты с применением модифицирующих композиций ФС 75+ПАВ. Присадка ФС 75Л (фракция 3-6 мм) составляла 0,3% от массы обрабатываемого чугуна, а присадка ПАВ варьировалась в пределах 0,002-0,004%. В качестве ПАВ применяли присадки Bi, Te и Bi_2Te_3 . В табл. 1,5 приведены некоторые результаты испытаний механических свойств модифицированных чугунов, полученных на стандартных образцах диаметром 30 мм при

содержании 0,002% ПАВ в модификаторе. Для сравнения в табл. 1.5 представлены механические свойства исходного чугуна, модифицированного только ФС 75. В числителе стоят данные для литого чугуна, а в знаменателе – для чугуна после отжига.

Таблица 1.5

Механические свойства модифицированных чугунов

Модификатор	Механические свойства	
	σ_B , МПа	НВ, МПа
Без модификаторов	232/182	235/137
ФС 75	245/204	179/163
Комплексное модифицирование		
ФС 75 + Bi	229/199	179/149
ФС 75 + Te	244/207	192/145
ФС 75 + Bi ₂ Te ₃	232/206	170/140

Наиболее низкая твердость после отжига достигнута при комплексном модифицировании по варианту ФС 75 + Bi₂Te₃. Влияние различных модификаторов на глубину отбела, определяемую на стандартной клиновой пробе, приведено в табл. 1.6 (присадка ФС 75 – 0,3%; присадка ПАВ - 0,002% и 0,004%).

Таблица 1.6

Влияние применения различных модификаторов на глубину отбела

Модификатор	Присадка ПАВ, %	Глубина отбела, мм	
		Чистый отбел	С учетом переходной зоны
Без модификаторов	-	8	10
Контрольные добавки			
ФС 75	-	7	8
Bi	0,002	9	11
	0,004	12	16
Te	0,002	18	23
	0,004	18	22
Bi ₂ Te ₃	0,002	10	14
	0,004	14	16
Комплексное модифицирование			
ФС 75 + Bi	0,002	12	14
	0,004	9	11
ФС 75 + Te	0,002	12	15
	0,004	9	11
ФС 75 + Bi ₂ Te ₃	0,002	4	5
	0,004	8	10

Как видим, монопроцесс с применением только одного ферросилиция оказался малоэффективным из-за высокой эвтектичности чугуна. Эффективным по борьбе с отбелом комплексное модифицирование оказалось только по варианту 0,3% ФС 75 + 0,002% Bi_2Te_3 . Хорошие результаты достигнуты при сплавлении висмута с ферросилицием (рис. 1.6, кривая 2). Данные по влиянию модифицирования на глубину отбела приведены в табл. 1.6.

Для исследования износостойкости чугунов в условиях, приближенных к эксплуатационным условиям работы вакуумных насосов доильных аппаратов (трение чугуна о текстолит), была спроектирована и изготовлена испытательная машина типа «диск-колодки». В ней цилиндрические образцы из различных видов чугуна подвергались трению о текстолит ПТ-3 (сорт 1, ГОСТ 5-78).

Наилучшие результаты получены по вариантам комплексного модифицирования 0,3% ФС 75 + 0,002 Те и 0,3% ФС 75 + 0,004% Те без термообработки (износостойкость повысилась почти в 2 раза). Модифицирование только ферросилицием или только ПАВ (Bi , Те или Bi_2Te_3) снижает износостойкость на 5,7-28,6%.

Термообработка во всех случаях снижает износостойкость за счет ферритизации металлической основы чугуна, но обычное и комплексное модифицирование частично устраняют этот отрицательный эффект.

Исследованные чугуны были испытаны на обрабатываемость резанием. Методика испытаний описана в работе [14]. Применение комплексов ФС 75 + Bi , Те или Bi_2Te_3 позволяет улучшить обрабатываемость чугуна. При 0,3% ФС 75 + (0,002-0,004%) Те или Bi_2Te_3 для необработанного термически чугуна она повышается в среднем на 40% по сравнению с немодифицированным чугуном.

Промышленные исследования эффективности комплексного модифицирования при получении кокильных отливок проводились на ОАО «Кургансельмаш» [11]. Плавка проходила в индукционных печах емкостью 10 т в условиях массового производства отливок корпусов и роторов вакуумных насосов. Чугун (3,63% С; 2,48% Si; 0,60% Mn; 0,098% P; 0,045% S) обрабатывали модификаторами различных составов при 1360-1380°C. Из исследуемых чугунов получали стандартные литые пробы диаметром 30 мм (ГОСТ 27208-87). Опытные отливки (в отличие от текущего производства) графитизирующему отжигу не подвергали. Результаты испытаний приведены в табл. 1.7.

Из-за невозможности оценки склонности чугуна к отбелу по стандартной методике (в результате высокого углеродного эквивалента чугуна) модифицирующий эффект оценивали по глубине отбеленного слоя h цилиндрических отливок диаметром 30 мм, залитых в кокиль. Отбел практически отсутствует при применении модифицирующего сплава 5. Следует отметить, что снижение присадки висмута до 0,002% вполне допустимо, а увеличение присадки до 0,004% нецелесообразно, так как эффект комплексного модифицирования начинает ослабляться, постепенно переходя в эффект сильного отбела.

Таблица 1.7

Экспериментальные данные по механическим свойствам, глубине отбела и обрабатываемости кокильных отливок из модифицированных чугунов

Сплав	Присадки модификаторов, %			σ_B , МПа	Глубина отбела h, мм	НВ, МПа	Обрабаты- ваемость $K_{об}$
	50% ФСВа22 + 50% ФС30 РЗМ30	ФС 75	Bi, Te, Bi_2Te_3				
1	0,15	-	-	232	1,0-15	183/203	1,0
2	-	0,3	0,003 Bi	202	1,0-1,3	156/181	1,12
3	-	0,3	0,003 Te	229	0,4-0,5	170/183	1,24
4	-	0,3	0,003 Bi_2Te_3	234	0,1-0,4	166/173	1,27
5	0,15	-	0,003 Bi	230	0,05-0,1	183/185	1,31

Примечание. Значения НВ в числителе – в сердцевине отливки, в знаменателе – на расстоянии 0,3 мм от поверхности.

Сплав 5 наиболее удобный в производстве (не требуется выплавлять лигатуру Bi_2Te_3). Он позволяет получать отливки типа «ротатор» и даже тонкостенные отливки типа «корпус вакуумного насоса» практически без отбела при литье в кокиль. Металлическая основа получается перлитной в отличие от ферритной или феррито-перлитной в отожженных отливках. При этом износостойкость перлитного чугуна оказывается несравненно выше износостойкости ферритного или феррито-перлитного чугуна.

Методом сверления при постоянном усилии подачи исследовали отливки корпусов вакуумного насоса. Среднее значение обрабатываемости серийных отливок принято равным единице. Результаты испытаний приведены в табл. 1.7.

Наилучшим комплексом свойств обладает сплав 5, модифицированный тройным комплексным модификатором. При этом даже такие тонкостенные отливки, как корпус вакуумного насоса (толщина стенки 6-10 мм), получаются без отбела (либо глубина отбела меньше 50-100 мкм). Это позволяет получать экономию на термообработке и обеспечить износостойкую перлитную основу чугуна.

Замена Bi более технологичным и менее дефицитным модификатором Bi_2Te_3 станет возможной при централизованном производстве этой лигатуры.

1.5. Исследование влияния комплексного модифицирования чугуна на структуру, механические свойства и обрабатываемость кокильных отливок после графитизирующего отжига

В производственных условиях, несмотря на то, что применение комплексного модифицирования позволяет получать отливки без отбела, нередко возникает необходимость в проведении отжига для улучшения обрабатываемости отливок. Поэтому остается актуальным совершенствование технологии отжига отбеленных отливок, основанное на разработке ряда нерешенных теоретических вопросов.

Один из таких вопросов касается образования в отожженном чугуне «остаточных карбидов», не способных полностью графитизироваться даже при длительном отжиге и снижающих обрабатываемость отожженных чугунов. Ранее И.Г.Хейфец, В.А.Шалашов и А.А.Жуков изучали это явление в ковком чугуне.

В данной работе в экспериментах была использована установка ЮМАШ-20-78, позволяющая наблюдать на видеоэкране и фотографировать микроструктуру отбеленного чугуна в процессе его нагрева, отжига и охлаждения [1, 10]. Исследованиям подвергся отбеленный чугун кокильной отливки корпуса вакуумного насоса доильных аппаратов, производимых на ОАО «Кургансельмаш». Химический состав чугуна (в % по массе): 3,65% С; 2,25% Si; 0,61% Mn; 0,075 и 0,05% P; 0,11% S. Толщина стенки отливки – 10-12 мм. Для уменьшения глубины отбела чугуна он модифицировался в ковше комплексной присадкой (0,5% Si-РЗМ-0,5% FeSiBa). Параллельно проводили исследования отливок из немодифицированного чугуна. Под микроскопом исследовался участок микрошлифа, на котором наблюдается переходная зона от половинчатого чугуна с преобладанием ледебуритной структуры (поверхностная зона отливки) к половинчатому чугуну с преобладанием графитизированных участков.

Фотографирование микроструктуры проводилось как в процессе непрерывного нагрева, так и в процессе выдержки при 900°С, а также при последующем охлаждении до комнатной температуры. Анализ полученных данных свидетельствует о следующем:

- нагрев до 700°С практически не изменяет исходную микроструктуру отбеленного чугуна;
- при переходе через критические точки (700-800°С) структура мало изменяется;
- при достижении 850°С наблюдается начало утонения пластин ледебуритного цементита;
- при достижении 900°С растворение пластин ледебуритного цементита усиливается и начинается растворение цементита сотовидных участков ледебурита;
- пятиминутная выдержка при 900°С приводит к исчезновению более 50% всего ледебуритного цементита, а десятиминутная выдержка – более 75%;
- при удлинении выдержки до 15 - 20 мин растворение оставшегося ледебуритного цементита замедляется, причем даже после выдержки при 900°С в те-

чение 90 минут количество остаточных карбидов остается практически постоянным;

- фотографирование структуры чугуна в процессе охлаждения (при 750°C и при комнатной температуре) показало отсутствие и на этой стадии термической обработки существенных изменений структуры.

Кинетика процесса графитизации показана на рис. 1.13, из которого видно, что несколько процентов остаточных карбидов сохраняется в чугуне даже после длительного отжига. Природа этих карбидов аналогична природе остаточных карбидов в ковком чугуне.

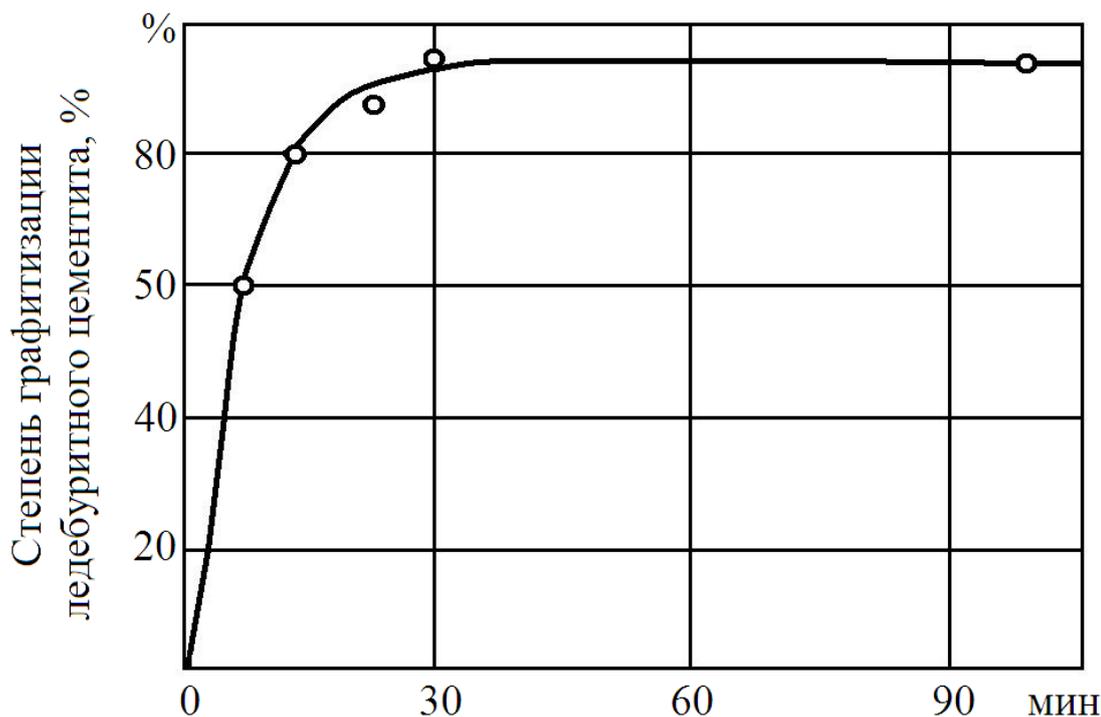


Рис. 1.13. Кинетика процесса графитизации при отжиге отбеленного чугуна

Термодинамика этого явления заключается в следующем [8].

Чугун обычно содержит свыше 0,5% Mn, а также хром в виде примеси, поступающей из шихты, которая все больше и больше обогащается этим элементом из-за расширяющегося применения легированных сталей (в том числе нержавеющей) в народном хозяйстве.

Допустим, что при затвердевании легированного хромом ледобурита этот элемент распределился между аустенитом и цементитом в соответствии с достижением полного термодинамического равновесия в системе. Тогда, как это показано на рис. 1.14 а, химический потенциал хрома μ_{Cr}^0 постоянен во всей системе и равен μ_{Cr}^0 по обе стороны межфазной границы цементит M_3C /аустенит.

Вместе с тем содержание хрома в обеих фазах различно. При коэффициенте распределения, близком к 4, в цементите хрома содержится значительно больше, чем в аустените.

Рассмотрим случай, когда в процессе графитизирующего отжига слой цементитной фазы графитизировался и превратился в аустенит, т.е. межфазная граница переместилась, как показано на рис. 1.14 б, влево на расстояние, равное X . Диффузионная подвижность атомов хрома при температурах, характерных для графитизирующего отжига, очень мала.

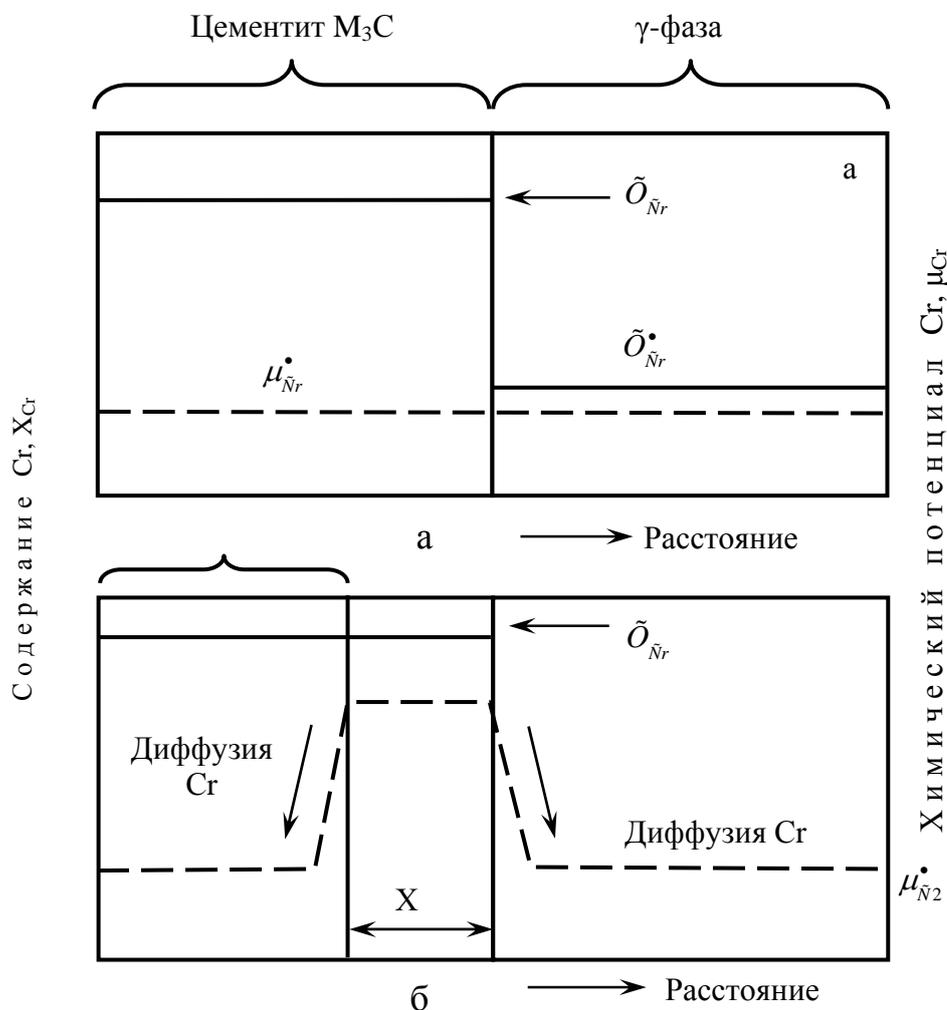


Рис. 1.14. Схема к механизму образования остаточных карбидов

Поэтому сначала хром остается в слое X почти в том же количестве, как и в M_3C (показано стрелкой на рис. 1.14 б). В этом случае химический потенциал хрома в аустенитном слое X сильно увеличивается (если допустить применимость закона Генри к данному случаю в виде условия $\Delta a_{Cr}/\Delta x_{Cr} = \text{const}$) в сравнении с μ^0_{Cr} . Возникает мощный термодинамический стимул для переноса хрома как влево (в сторону растворяющейся карбидной фазы), так и вправо, т.е. в аустенит. Это приводит к обогащению карбидной фазы хромом, причем сначала обогащается прилегающий к межфазной границе слой.

Однако именно ему и предстоит в первую очередь исчезнуть в процессе расширения слоя X . При этом унаследованная вновь образовавшимся аустенитом концентрация хрома будет еще выше, чем величина x_{Cr} (см. рис. 1.14 б).

Возникает самоускоряющийся процесс, который в конце концов приводит к обогащению остаточных карбидов настолько хромом, что теряется способность графитизироваться (по данным А.А.Жукова, углеродный потенциал P_c в них снижается до нуля). Эти карбиды могут восстановить свою способность графитизироваться только после очень длительного высокотемпературного диффузионного отжига, способствующего удалению из них накопившегося избыточного количества хрома.

Марганец ведет себя аналогично хрому, однако его влияние на снижение P_c в 3-4 раза слабее. Поэтому марганец лишь усиливает роль хрома, но самостоятельно не вызывает образования избыточных карбидов. Возникает вопрос: необходимо ли подвергать жидкий чугуны инокулирующему модифицированию, если отливка все равно получается отбеленной и подвергается графитизирующему отжигу? Исследование проблемы позволило дать положительный ответ на этот вопрос.

Чем дисперснее карбидная фаза в исходном отбеленном чугуне, тем меньший путь проходит слой X при своем расширении и тем меньше степень обогащения хромом и марганцем растворяющегося цементита. При достаточно малом размере исходных частиц цементита (пластин и сотовых включений) остаточные карбиды вообще не образуются.

В кокильных отливках ледебурит намного дисперсней, чем в отливках, получаемых в песчаных формах. В них доля пластинчатого ледебурита выше, а сотового меньше. Как установлено экспериментально, модифицирование дополнительно размельчает ледебуритный цементит, причем по двум причинам:

- за счет собственно модифицирующего эффекта (размельчение зерна);
- за счет уменьшения доли ледебуритной составляющей и увеличения доли графитной составляющей в отбеленном чугуне.

Сказанное выше показывает эффективность инокулирующего модифицирования даже при получении отбеленных отливок, подвергаемых затем графитизирующему отжигу. Однако вышесказанное говорит о том, что целесообразно продолжить работы по усилению инокулирующего действия комплексных модификаторов вплоть до полного устранения отбела даже в тонкостенных кокильных отливках корпусного типа. При этом достигается, кроме известных преимуществ, еще и два малоизвестных:

- раз отпадает явление растворения цементитной фазы, исключается возможность скопления хрома и марганца в отдельных микрообъемах металла;
- раз не образуются остаточные карбиды, можно повысить содержание перлита в структуре металлической основы чугуна без существенного снижения обрабатываемости металла резанием.

**Результаты испытаний чугунов на износостойкость и обрабатываемость
отливок резанием**

Расход модификатора, %				т/о	НВ	Износ		Обраба- тывае- мость резанием K _{об}
ФС75	Bi	Te	Bi ₂ Te ₃			абсолютный, кг/м ² ·10 ⁻³	относитель- ный	
-	-	-	-	-	235	2,01±9,25	100,0±12,6	1,00±0,055
0,3	-	-	-	-	179	2,58±0,24	128,6± 9,7	1,28±0,049
-	0,002	-	-	-	212	2,12±0,31	105,7±14,8	1,05±0,052
-	-	0,002	-	-	207	2,26±0,36	112,0±16,1	0,91±0,051
-	-	-	0,002	-	196	2,40±0,37	119,0±15,1	1,03±0,054
0,3	0,002	-	-	-	170	1,49±0,13	74,3±8,4	1,33±0,041
0,3	-	0,002	-	-	174	1,11±0,10	55,7±8,9	1,40±0,043
0,3	-	-	0,002	-	183	1,87±0,19	93,3±9,5	1,34±0,047
-	-	-	-	+	137	4,16±0,43	207,0±10,3	1,39±0,054
0,3	-	-	-	+	163	3,04±0,25	151,0± 8,2	1,11±0,045
-	0,002	-	-	+	156	3,29±0,41	164,0±12,5	1,49±0,044
-	-	0,002	-	+	153	3,44±0,47	171,0±13,6	1,46±0,042
-	-	-	0,002	+	156	3,48±0,45	172,0±12,9	1,32±0,055
0,3	0,002	-	-	+	149	3,10±0,21	154,0±6,8	1,55±0,046
0,3	-	0,002	-	+	146	3,01±0,20	149,0±6,5	1,43±0,050
0,3	-	-	0,002	+	140	3,19±0,27	158,0±8,5	1,40±0,052
0,3	0,004	-	-	-	179	1,37±0,16	68,3±11,5	1,21±0,053
0,3	-	0,004	-	-	192	1,15±0,11	57,6±9,4	1,36±0,062
0,3	-	-	0,004	-	170	1,41±0,15	70,2±10,8	1,39±0,047

Примечание. В колонке 5 приведены данные по наличию (+) или отсутствию термообработки (-).

В табл. 1.8 приведены данные по износостойкости и обрабатываемости резанием кокильных отливок из модифицированного и немодифицированного чугуна в литом и отожженном состояниях. Анализ данных табл. 1.6 показывает, что при комплексном модифицировании (0,3% ФС75+0,002% Те или 0,002% Bi или Bi₂Te₃) уровень обрабатываемости отливок, не подвергнутых термообработке, повышается до значений, приближающихся к термообработанным отливкам (отличие обрабатываемости не более 10%).

Глава 2. Обоснование и разработка технологии получения комплексных модификаторов

Лигатуру с РЗМ на железокремниевой основе в соответствии с ТУ 14-5-136-81 поставляют в кусках массой не более 10 кг. На ПО «Кургансельмаш», как и на других предприятиях, лигатуру с РЗМ перед использованием подвергают дроблению и рассеvu. Для модифицирования применяли лигатуру с крупностью кусков 1-8 мм. Отсевы крупностью менее 1 мм, количество которых составляет 40-50% от массы поставляемой лигатуры, являлись отходами производства, так как не пригодны для модифицирования чугуна. Это приводило к большим потерям дорогостоящего модификатора и значительным трудозатратам.

Среди различных методов подготовки модификаторов к использованию наиболее эффективным является гранулирование из расплава, на основе которого можно организовать производство классифицированных по крупности модификаторов. Сведения о возможности гранулирования лигатур с РЗМ и ферросилиция с барием в лигатуре отсутствуют. В связи с этим авторами совместно с кафедрой технологии металлов Челябинского института механизации и электрификации сельского хозяйства проведены исследования по разработке малоотходной технологии изготовления гранул для модифицирования серого чугуна. Для выяснения возможности применения способа мокрого гранулирования, который в отличие от охлаждения гранул на воздухе не требует значительных площадей, исследовали кинетику взаимодействия лигатур РЗМ, ферросилиция и бария с водой [8].

2.1. Исследование кинетики взаимодействия РЗМ, ферросилиция и бария с водой в процессе грануляции

Взаимодействие лигатур с водой изучали по описанной в работе [8] методике. Скорость выделения водорода при взаимодействии сплавов с водой зависит от их химического и гранулометрического состава, температуры воды, содержания в ней ингибиторов коррозии и других факторов. Как показали эксперименты, при температуре воды 40°C скорость реакции воды с ферроцерием выше, чем с кремнием. Это согласуется с величиной изменения свободной энергии реакций церия и кремния с водой, которая при температуре 25°C составила 483,5 и 349,4 кДж/моль соответственно. При температуре 80°C кремний химически активней ферроцерия, что можно объяснить слабым торможением процесса окисления кремния гидрофильными соединениями (SiO_2 , H_2SiO_3 , H_4SiO_4) и сильным торможением окисления церия его гидрофобными окислами, образующимися на поверхности модификатора. Скорость реакции лигатуры ферросилиция и бария с водой выше, чем лигатур, содержащих РЗМ. Подтверждено, что с увеличением концентрации бария в силикобарии его активность резко возрастает. Указанная закономерность свидетельствует об ускорении ре-

акции за счет образования гидроксида бария и повышения химической активности кремния в щелочной среде.

Установлено, что влияние концентрации активных элементов в сплаве на реакцию ферросилиция с барием и лигатур с РЗМ имеет различный характер. С повышением концентрации бария в сплаве скорость и полнота реакции монотонно возрастают, тогда как для лигатур с РЗМ эта зависимость носит экстремальный характер (рис. 2.1). Лигатуры с РЗМ наиболее активны при низкой (менее 30%) и высокой (более 70%) концентрации РЗМ.

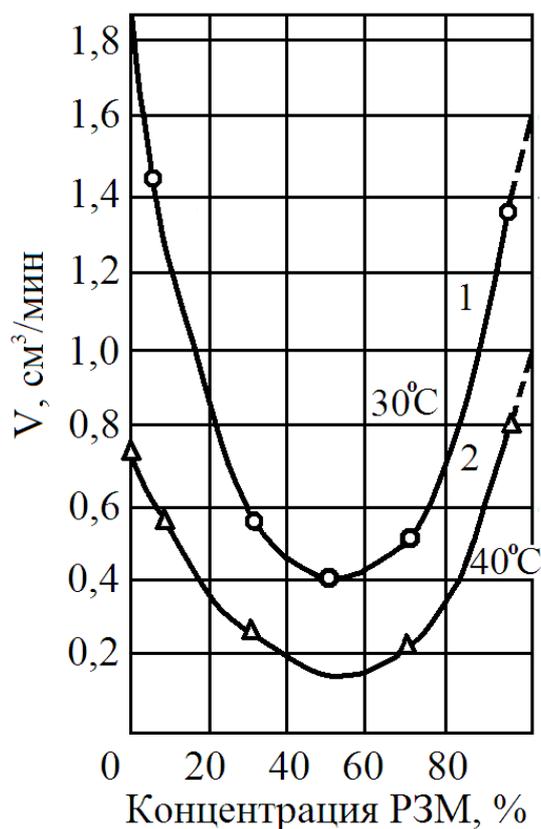


Рис. 2.1. Скорость выделения водорода в зависимости от концентрации РЗМ в сплаве и температуры воды: 1 – 80°C; 2 – 40°C; масса сплава – 1 г; крупность частиц – менее 1 мм

Низкая активность силицидов РЗМ обусловлена значительной величиной теплоты образования, которая, по данным Элиота, при 25°C может достигать 288 кДж. Следовательно, для выбранного гранулирования наиболее приемлемы сплавы, содержащие 30-70% РЗМ. Гранулирование ферросилицием с барием можно производить при минимальном содержании в нем бария (марки ФС65Ва1, ФС75Ва1).

В процессе хранения лигатур происходит их взаимодействие с влагой воздуха, сопровождающееся выделением водорода и потерей активности модификатора.

Значительное влияние на реакцию ферросилиция с барием и лигатур с РЗМ оказывала крупность частиц и условия кристаллизации сплава. Так, за 30 мин полнота реакции дробленных порошков крупностью менее 1 мм, полученных из

слитка толщиной 20-39 мм (медленная кристаллизация), больше в 1,7 раза, чем гранул размером 1-5 мм (закалка в воде). Это связано с однородностью гранулированного закаленного сплава и отсутствием в нем мелкодисперсных фаз с повышенной реакционной способностью.

Для выяснения возможности уменьшения реакционной способности лигатуры с РЗМ исследовали влияние ингибиторов коррозии на процесс выделения водорода. Введение кремния молибденовокислого или фосфорновольфрамовокислого аммония в количестве 0,1% существенно (в 15-20 раз) снизило скорость процесса. Наиболее эффективным ингибитором реакции является фосфорновольфрамовокислый аммоний. Добавка нитрата натрия при указанной концентрации малоэффективна. Однако с увеличением концентрации NaNO_2 до 40% скорость реакции снижается в три раза. Торможение процесса связано со смещением электродного потенциала в положительную сторону.

Полученные результаты использованы при разработке технологии гранулирования лигатур с РЗМ.

2.2. Оптимизация параметров гранулирования

Отсевы лигатуры с РЗМ переплавляли в индукционной печи ИСТ-0,16 с графитовой футеровкой. Металлический расплав при температуре 1400-1450°C выпускали из печи в ковш. Гранулирование производили на грануляторе центробежного типа с замкнутой системой водоснабжения. Струя расплава при температуре 1300-1350°C, падая на вращающийся графитовый диск, под действием центробежных сил разбрызгивалась на вращающуюся водяную воронку. В ней капли модификатора кристаллизовались в гранулы, которые после остывания подвергали сушке и рассеву. При оптимальных параметрах гранулирования (скорость вращения диска 800-900 об/мин, скорость подачи расплава на диск 2,5-3 кг/мин, концентрация ингибитора коррозии в воде 0,1%) выход гранул крупностью 1-8 мм составил 90-92%. В этих условиях выделение водорода в процессе гранулирования не наблюдали.

Показана возможность гранулирования лигатуры ферросилиция с барием при концентрации бария 1-3%. Однако при концентрации бария в лигатуре 3,5% и выше происходит выделение и горение водорода, что создает предпосылки для возникновения пожароопасной ситуации.

2.3. Эффективность внедрения промышленной установки и технологии для получения порошкообразных и гранулированных модификаторов

Создана установка и разработана малоотходная технология получения гранул лигатур с редкоземельными металлами марки ФС30РЗМ30, обеспечивающая снижение потерь модификатора с 40-50% до 10-12%, улучшение его качества, исключение операций дробления и отсева. Возможности получения

гранул ферросилиция с барием путем мокрого гранулирования ограничены. Из всех марок этого модификатора гранулированию можно подвергать лишь марки ФС65Ва1 и ФС75Ва1.

Микрорентгеноспектральным анализом показано, что на гранулах лигатуры с РЗМ и ферросилиция с барием образуется пленка оксидов толщиной 1-2 и 0-50 мкм соответственно. Ее наличие явилось, по-видимому, причиной снижения максимального ($1,9 \text{ см}^3/\text{г}$) и среднего ($1,6 \text{ см}^3/\text{г}$) значений удельного объема выделившегося при хранении модификатора водорода (по результатам шести замеров в течение двух месяцев) по сравнению с аналогичными величинами для дробленного модификатора, близкого по химическому и гранулометрическому составу ($2,6$ и $1,9 \text{ см}^3/\text{г}$). Это связано также с однородностью гранулированного (закаленного) сплава и отсутствием в нем пылевидных частиц, которые образуются при хранении дробленного модификатора, полученного из слитка.

Исследованиями не обнаружена тенденция к снижению активности гранулированных и дробленных порошков лигатур РЗМ в течение двух месяцев. Практически не изменилась также активность порошка ферросилиция с барием марок ФС65Ва1 и ФС65Ва4, тогда как даже после двадцати суток активность сплава марки ФС60Ва22 заметно снизилась.

Глава 3. Управление тепловым режимом формирования чугунных отливок в металлических формах

Термический режим металлической формы определяет производительность процесса, скорость охлаждения сплава в форме и продолжительность затвердевания отливки, ее структуру и качество, а также долговечность кокиля.

3.1. Особенности формирования отливок в металлических формах

Продолжительность затвердевания отливки из данного сплава, ее структура и термический режим кокиля определяются следующими основными факторами:

- температурой заливки сплава $T_{\text{зал}}$;
- начальной температурой формы перед заливкой T_0 ;
- фактором $\lambda_{\text{кр}}\delta_0/\delta_{\text{кр}}$, где δ_0 и $\delta_{\text{кр}}$ – толщины стенки отливки и слоя кокильного покрытия; $\lambda_{\text{кр}}$ – теплопроводность кокильной краски;
- толщиной газового зазора между поверхностью затвердевающей отливки и внутренней поверхностью формы $\delta_{\text{зав}}$;
- относительной толщиной стенки формы $\delta_{\text{ф}}/\delta_0$;
- фактором αS , где α – коэффициент теплоотдачи с наружной поверхности формы; S – площадь наружной поверхности формы.

С тепловой точки зрения литейный цикл при кокильном литье можно разбить на 2 этапа. Первый этап начинается с заливки формы сплавом при температуре $T_{\text{зал}}$ и заканчивается в момент раскрытия кокиля. При изготовлении первой отливки температура формы перед заливкой сплава равна T_0 , а в момент раскрытия кокиля – $T_2^1 > T_0$. На втором этапе, длительность которого определяется темпом работы литейной машины, происходит охлаждение металлической формы, т.к. она в этот период уже не контактирует с отливкой. В конце этого этапа, т.е. в начале следующего литейного цикла, средняя температура формы равна $T_2^2 < T_2^1$. В зависимости от темпа работы литейной машины величина T_2^2 может быть как больше предписанного технологией значения T_0 , так и меньше. При большом темпе работы машины температура T_2^2 при последовательном изготовлении отливок непрерывно растет, а при малом темпе – уменьшается. Как показал анализ производственных данных, колебания значений T_2^2 в процессе изготовления отливок могут достигать 50% и более. Это приводит к существенному разбросу значений продолжительностей затвердевания получаемых отливок, параметров их структуры и механических свойств. При большом темпе работы машины T_2^2 непрерывно увеличивается, а механические свойства отливок уменьшаются. В этом случае, как хорошо известно из практики, форма и стержни настолько разогреваются, что процесс приходится останавливать.

Для исключения этих явлений предусматривают систему искусственного охлаждения кокилей, применяют воздушное и струйное водяное охлаждение наружной поверхности кокилей, водяное охлаждение стенок кокилей путем

пропускания воды через каналы, предусмотренные в стенках формы. Однако эти приемы, усложняя конструкцию оснастки, не решают проблемы стабилизации теплового режима металлической формы. Кардинальным является использование систем термостабилизации работы кокилей, при которой через стенку формы пропускается специальная жидкость, имеющая высокую температуру кипения, и благодаря применяемым средствам автоматики обеспечивается стабилизация теплового режима кокиля. Но этот метод очень усложняет оснастку и технологическое оборудование.

В литературе большое внимание уделяется определению толщины металлической формы. Толщина формы немонотонно влияет на продолжительность затвердевания отливки. В тонкостенных кокилях при $\delta_{\text{ф}}/\delta_0 \ll 1$ с увеличением толщины формы продолжительность затвердевания отливки увеличивается, т.к. растет термическое сопротивление теплоотводу в окружающую среду. При некотором значении толщины формы продолжительность затвердевания достигает максимума и при дальнейшем увеличении толщины стенки уменьшается, что вызывается уменьшением средней температуры формы. Предложенные методы определения толщины стенки формы (методы А.И.Вейника, Н.П.Дубинина, Г.Ф.Горбульского, А.М.Петриченко) основаны на анализе уравнения теплового баланса, т.е. на обеспечении аккумуляции поступающего от отливки тепла формой без повышения ее температуры выше температуры солидуса сплава.

Специфика кокильного литья связана с условиями на границе отливки и металлической формы. При литье в песчаные формы поверхность отливки достаточно плотно примыкает к поверхности формы. Поэтому в тепловых расчетах для данной границы обычно применяют граничное условие четвертого рода. При кокильном литье на границе отливки и окрашенной металлической формы возникает газовый зазор. Схема, поясняющая образование зазора, приведена на рис. 3.1 [19].

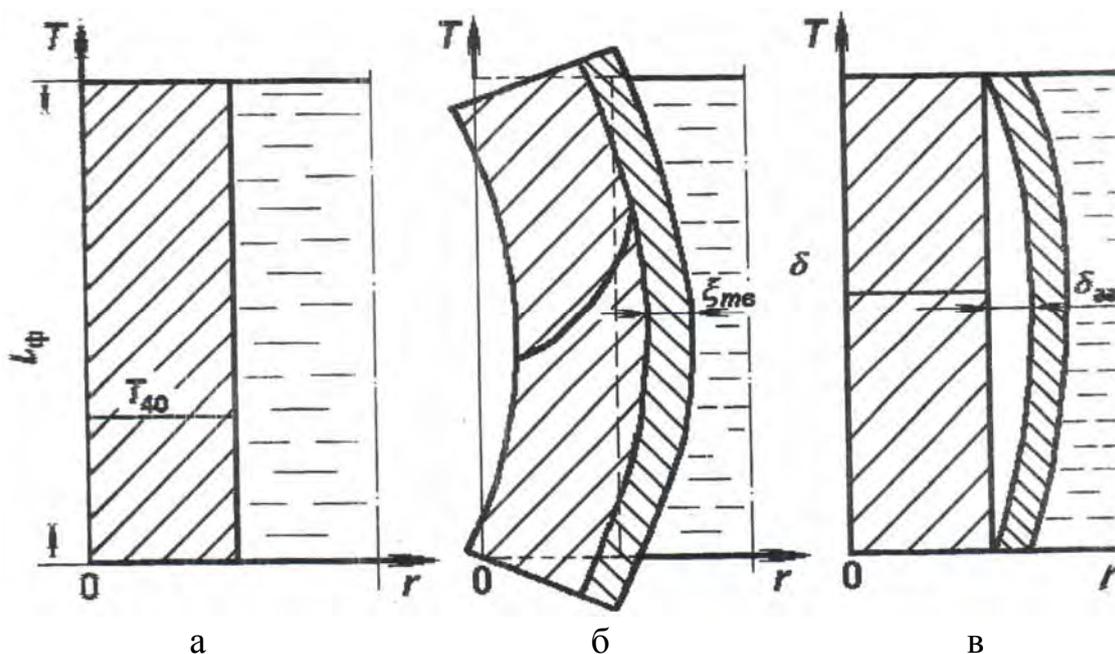


Рис. 3.1. Конфигурация стенки формы в момент заливки (а), при $t=t_1$ (б) и при $t=t_2 > t_1$ (в)

Перед заливкой сплава температуру по толщине стенки формы можно принять равномерно распределенной и равной T_0 (рис. 3.1а). После заливки сплава температура внутренних слоев металлической формы резко повышается, в стенке возникает перепад температур. Вследствие нагрева слои формы испытывают термическое расширение. Так как внешние (холодные) слои препятствуют расширению нагретых слоев, происходит деформация формы во внутрь расплава (рис. 3.1 б). На выпуклой поверхности стенки формы формируется слой затвердевшего сплава $\xi_{ТВ}$. По мере прогрева стенки формы температура по ее толщине выравнивается и упругая деформация снимается (рис. 3.1в). При этом возникает газовый зазор $\delta_{зз}$. Г.А.Анисович связывает его образование с усадкой отливки и термическим расширением полости формы при ее прогреве. Но как показывают расчеты и экспериментальные данные фактическая величина зазора значительно превышает толщину зазора, образовавшегося по данным причинам. Термическая проводимость зазора $\alpha_{зз}$ складывается из конвективной и лучистой составляющих.

$$\alpha_{зз} = \lambda_{газ} / \delta_{зз} + \alpha_{луч},$$

где $\alpha_{луч} = C[(T_1/100)^4 - (T_2/100)^4] / (T_1 - T_2)$;

$$C = 1 / (1/C_1 + 1/C_2 - 1/C_0);$$

C_1 , C_2 и C_0 – лучеиспускательные способности поверхностей отливки, кокильной краски и абсолютно черного тела ($C_0 = 5,76 \text{ Вт/м}^2\text{К}^4$);

T_1 и T_2 – температуры поверхностей отливки и кокильной краски, °К.

Полную термическую проводимость зазора между отливкой и стенкой формы, включая слой кокильной краски, можно определить по формуле

$$\alpha = \alpha_{газ} \alpha_{кр} / (\alpha_{газ} + \alpha_{кр}),$$

где $\alpha_{кр} = \lambda_{кр} / \delta_{кр}$ – термическая проводимость слоя кокильной краски.

Толщина газового зазора составляет десятые доли миллиметра. Вследствие низких значений теплопроводности газа $\lambda_{газ}$ газовый зазор оказывает существенное влияние на кинетику затвердевания отливки и прогрева стенки формы. Толщина газового зазора зависит от конструкции кокиля, его жесткости, конфигурации, размеров отливки и тепловых условий литья. Надежные методы расчета толщины газового зазора не разработаны. Поэтому аналитический расчет кинетики затвердевания отливок является проблематичным.

После заливки в форму сплав сначала плотно прилегает к поверхности окрашенной формы, т.е. газовый зазор отсутствует ($\delta_{зз} = 0$). Этот период характеризуется высокой интенсивностью охлаждения расплава. Применительно к литью чугуна скорость затвердевания при этом может составлять 1 мм/с, что обуславливает формирование отбела несмотря на применение модифицирования чугуна. Время начала формирования газового зазора $\tau_{нач}$ зависит от толщины отливки $\delta_{отл}$. По данным, представленным в работе [9], для чугунонного литья при $\delta_{отл} = 14$ мм $\tau_{нач} / \tau_{затв} = 0,5$, при $\delta = 28$ мм $\tau_{нач} / \tau_{затв} = 0,4$, а при $\delta = 40$ мм $\tau_{нач} / \tau_{затв} = 0,3$. При изготовлении тонкостенных отливок их формирование происходит практически при плотном контакте расплава с поверхностью формы, т.е. в условиях больших скоростей охлаждения расплава. Это не позволяет полу-

чать тонкостенные чугунные отливки без отбела. При непосредственном контакте расплава с поверхностью формы ее температура быстро повышается и к моменту начала образования газового зазора достигает максимума. Затем эта температура уменьшается, т.к. интенсивность теплопередачи от отливки к форме через зазор существенно снижается, ранее образовавшийся в поверхностных слоях отливки отбел после образования зазора может быть снят за счет самоотжига при передаче тепла из центральных объемов отливки. Максимальная температура поверхности формы при чугунном литье может превышать 600°C , что ведет к развитию в кокиле пластических деформаций и быстрому выходу его из строя. Следует отметить, что применение кокильных покрытий увеличивает время начала образования зазора и снижает интенсивность охлаждения отливки.

Нестабильность тепловых характеристик формирования отливок в металлических формах обусловлена также непостоянством толщины кокильного покрытия. В процессе изготовления отливок слой краски изнашивается и через определенное число заливок приходится наносить новый. Влияние нестабильности толщины слоя краски уменьшается с уменьшением ее величины. Рекомендовано при литье алюминиевых сплавов наносить слой краски толщиной 0,1 мм, при чугунном литье толщина покрытия зависит от типа покрытия (чаще всего 0,3-0,5 мм). При этом тепловые режимы затвердевания отливки и прогрева формы можно регулировать изменением значения температуры нагрева формы перед заливкой T_0 .

3.2. Кокильные покрытия

Кокильные покрытия в процессе формирования отливки выполняют следующие функции:

- управление условиями затвердевания и охлаждения отливки;
- предохранение рабочей стенки кокиля от термического и эрозионного воздействия жидкого металла;
- повышение смачиваемости поверхности кокиля жидким металлом;
- создание в полости формы определенной газовой атмосферы;
- при необходимости осуществление модифицирования и поверхностного легирования сплава;
- снижение силы трения между отливкой, элементами формы и металлическими стержнями.

Основное назначение кокильных покрытий сводится к управлению теплообменом между отливкой и формой. Однако при изготовлении чугунных отливок покрытие не оказывает существенного влияния на теплообмен между отливкой и формой при наличии газового зазора.

Краскам, применяемым для покрытия металлических форм, необходимо соответствовать следующим требованиям:

- не должны взаимодействовать с расплавом;

- должно обеспечиваться плотное сцепление краски с поверхностью формы или стержня, не расслаиваться;
- краска должна быть жаростойкой и термостойкой;
- возможность нанесения краски пульверизатором;
- краска должна быть малотеплопроводной.

К краскам, применяемым при литье различных сплавов, предъявляются специфические требования, обусловленные свойствами сплавов.

Используют покрытия различной долговечности: разовые, многоразовые и постоянные. Долговечность постоянных покрытий соизмерима с межремонтным сроком службы кокилей. Эти покрытия получают пламенным или плазменным напылением, методами электрохимической и химико-термической обработки и др. В качестве покрытий временного действия, т.е. периодически возобновляемых в процессе эксплуатации, применяют огнеупорные облицовки и краски. В состав кокильных красок входят наполнители (шамот, пылевидный кварц, тальк, мел, окись цинка, асбест и др.), связующие (жидкое стекло, бура, борная кислота и др.) и добавки для повышения сцепления краски с поверхностью формы (марганцовокислый калий).

К важнейшим свойствам красок относятся: теплопроводность, термомеханические и термохимические свойства, прочность покрытия, газотворность, технологические свойства.

Теплопередача через слой краски осуществляется путем теплопроводности, конвекции и теплового излучения. Теплофизические свойства покрытия характеризуются эффективным коэффициентом теплопроводности. Его значения в зависимости от состава колеблются в пределах 0,05-0,5 Вт/м·К, наибольшим коэффициентом теплопроводности обладает анодная пленка на кокиле из сплава АК7ч, а наименьшим – асбестовая краска.

Термомеханические свойства состоят в способности покрытия сопротивляться растрескиванию, отслоению от поверхности кокиля, а также размыву расплавом при заполнении формы.

Прочностные свойства покрытия характеризуются прочностью на срез и на отрыв, а также работой адгезии покрытия к кокилю. Они зависят от вида и содержания связующих и активирующих добавок, например, марганцовокислого калия. Эти зависимости носят экстремальный характер.

Высокая газотворная способность недопустима, если трудно обеспечить высокий уровень искусственной вентиляции формы. Часто газотворную способность используют для создания в полости формы восстановительной атмосферы. Количество и состав выделяющихся из покрытий газов зависит от содержащихся в них примесей.

При получении чугунных кокильных отливок применяют поверхностно-модифицирующие составы красок, позволяющие изготавливать чугунные отливки без отбела. Поверхность отливки насыщается веществом покрытия (ферросилицием) благодаря фильтрации расплава в поры покрытия и расплавившегося покрытия в капилляры между затвердевшими в порах покрытия дендрита-

ми металла. Движущей силой переноса служит капиллярное давление. Поэтому необходимым условием поверхностного модифицирования и легирования является смачивание расплава покрытием.

При чугунном литье к числу наиболее распространенных относятся краски, содержащие углеродистые компоненты – сажу, графит, молотый кокс и ацетиленовую копоть. Теплоизолирующее действие указанных красок обусловлено двумя факторами. Во-первых, между отливкой и кокилем образуется газовая прослойка, обладающая малой теплопроводностью. Во-вторых, при нанесении углеродсодержащих красок и ацетиленовой копоти на поверхности кокиля образуется слой с высокой пористостью, достигающей до 40%. В результате этого снижается интенсивность теплообмена между отливкой и формой. Составы данных красок приведены в табл. 3.1. Покрытия 2 и 4 предназначены для многократного использования. Они наносятся в качестве подслоя 1-2 раза в сутки. Остальные покрытия являются разовыми. Они могут наноситься на многократный подслой или непосредственно на рабочую поверхность формы. При изготовлении массивных чугунных отливок в красках как огнеупорный наполнитель применяют циркон. Для осуществления поверхностного легирования и графитизирующего модифицирования в краски вводят теллур и ферросилиций. Краски наносят пульверизатором или кистью при температуре кокиля 180-220 °С. Толщина покрытия составляет 0,4-0,6 мм, но не более 1,5 мм.

Таблица 3.1

Составы * красок для чугунного литья, % (массовая доля)

№	Сажа ТМ-15	Глина огне- упор-ная	Тальк моло- тый	Шамот моло- тый	Копоть ацети- лено- вая	KMnO ₄ сверх 100%	Бура сверх 100%	Жид- кое сте- кло	Сма- чива- тель ОП-7 или ОП-10
1	-	2	23	-	-	-	1,2	4	-
2	-	-	-	40	-	0,05	-	6	-
3	4	4	-	-	-	9,05	-	8	-
4	10-15	10-15**	-	-	-	-	-	5-7	0,5
5	7-10	-	-	-	-	-	-	-	0,4-0,6
6***	-	-	-	-	100	-	-	-	-

Примечание: * – огнеупорная глинистая суспензия плотностью 1300-1400 кг/м³;

** – остальное - вода;

*** – безводное покрытие.

Кроме рассмотренных красок возможно применение так называемых жирных красок на основе низкомолекулярных органических веществ, после перегонки которых при высоких температурах на поверхности кокиля остается

пористый коксовый остаток. Обычно жирными составляющими здесь являются минеральные (иногда растительные) масла (машинное, льняное), а также мазут, керосин. Пористость коксового остатка в данном случае выше пористости негазифицированного остатка углеродсодержащих красок. Это обуславливает их меньшую теплопроводность. Однако применение этих красок нецелесообразно с экологической точки зрения.

В практике кокильного литья для предупреждения отбела чугуна используются в красках полимерные материалы, например, одноразовые полимерные покрытия на основе мелкодисперсных полимеров фторуглерода. Благодаря возможности изменять в широких пределах молекулярную массу полимеров и их свойства имеется вероятность регулирования процесса газовой выделенности из покрытий при неизменной толщине их слоя. Это позволяет эффективно воздействовать на процессы кристаллизации чугуна. Предложен ряд составов красок с применением различных полимеров. Совершенствование составов ведется в направлении уменьшения выделения вредных газов.

В качестве постоянных покрытий при чугунном и стальном литье используют покрытия, полученные плазменным или газопламенным напылением Al_2O_3 и ZrO_2 . Толщина подслоя должна составлять 0,2 мм.

3.3. Управление тепловым режимом металлической формы при получении тонкостенных чугунных отливок без отбела

В конструкции многих чугунных отливок (например, корпусов электродвигателей, вакуумных насосов и т.п.) содержатся тонкостенные элементы (например, ребра) толщиной 3-5 мм. В обычных условиях кокильного литья, как правило, нельзя обеспечить получение чугунных отливок без отбела в указанных элементах даже из чугунов с высоким углеродным эквивалентом применением модифицирования.

Для исключения отбела в тонкостенных элементах необходимо разработать методы управления тепловым режимом кокилей, устраняющие отбел, снижающие уровень напряжений и температуру рабочей поверхности формы. Эффективным способом решения этих проблем является применение облицованных кокилей. Однако при этом существенно усложняется конструкция формы, требуется специальное оборудование и повышается трудоемкость изготовления отливок. Известно, что величина теплового потока от отливки к рабочей поверхности формы, а следовательно, и скорость затвердевания отливки зависят от величины газового зазора между поверхностью отливки и формы. Зазор, возникающий в естественных условиях, по величине мал, его параметрами трудно управлять и формирование тонкостенных отливок происходит без образования зазора. Целесообразно обеспечивать создание искусственного зазора после формирования на поверхности отливки достаточно прочной затвердевшей корки сплава путем раздвигания на некоторое расстояние элементов формы, оформляющих поверхность отливки, способной выдержать механическое

воздействие со стороны центральных объемов жидкого сплава отливки. При соответствующем выборе параметров этого процесса вследствие резкого увеличения термического сопротивления на границе отливка-форма температура поверхности формы существенно снижается, а температура поверхностных слоев отливки за счет теплопередачи из внутренних слоев увеличивается. При этом если даже при затвердевании этих слоев формируется отбел, то происходит распад образовавшегося ранее цементита, т.е. «самоотжиг».

Несмотря на принципиальную простоту успешная реализация этого метода возможна лишь при правильном определении оптимальных параметров процесса и их обеспечении на практике. К ним можно отнести: время раздвигания элементов формы и образования зазора t_1 , толщину образованного зазора $\delta_{\text{зав}}$, время извлечения отливки из формы $t_{\text{в}}$, длительность полного цикла изготовления отливки $t_{\text{ц}}$, при которой быстро наступает установившийся тепловой режим кокиля.

Так как разработка аналитических методов определения этих параметров очень сложна и недостаточно надежна, их определение осуществлялось на основе обобщения производственного опыта изготовления отливок корпусов электродвигателей, корпусов, крышек и роторов вакуумных насосов. При этом [17] записывали кривые нагрева кокиля по показаниям термопар, устанавливаемых в разных местах по толщине кокиля, изучалась структура отливок и их свойства.

Для иллюстрации приведем результаты исследований применительно к отливке «Корпус вакуумного насоса».

На рис. 3.2 приведены термические кривые нагрева и охлаждения кокиля при оптимальных условиях: $t_1=30$ с, $t_{\text{в}}=62$ с, $\delta_{\text{зав}}=5$ мм. Видно, что после раздвигания стенок формы (через 30 с после начала процесса) температуры внутренних слоев формы начинают резко снижаться при незначительном повышении температур в наружных слоях. Это иллюстрирует уменьшение теплового потока от отливки к поверхности формы, что приводит к повышению температуры поверхностных слоев отливки за счет теплопередачи из внутренних слоев.

Как показали эксперименты, увеличение толщины зазора более 5 мм мало эффективно, т.к. в процессе теплопередачи начинает превалировать тепловое излучение, интенсивность которого практически не зависит от расстояния между теплоизлучающими поверхностями.

При $t_{\text{ц}}=240$ с установившийся тепловой режим наступает уже после третьей заливки. При дальнейших заливках начальная при каждой заливке температура рабочей поверхности кокиля при ритмичной работе поддерживается на уровне 190-210°C. Максимальный на высоте ребра нагрев на рабочей поверхности кокиля не превышает 480°C.

Аналогичные параметры были определены для крышек и роторов вакуумных насосов, а также корпусов электродвигателей. Так как исследованные отливки охватывают широкую область конфигураций и размеров, то получен-

ные данные могут быть рекомендованы для использования при организации производства других классов отливок.

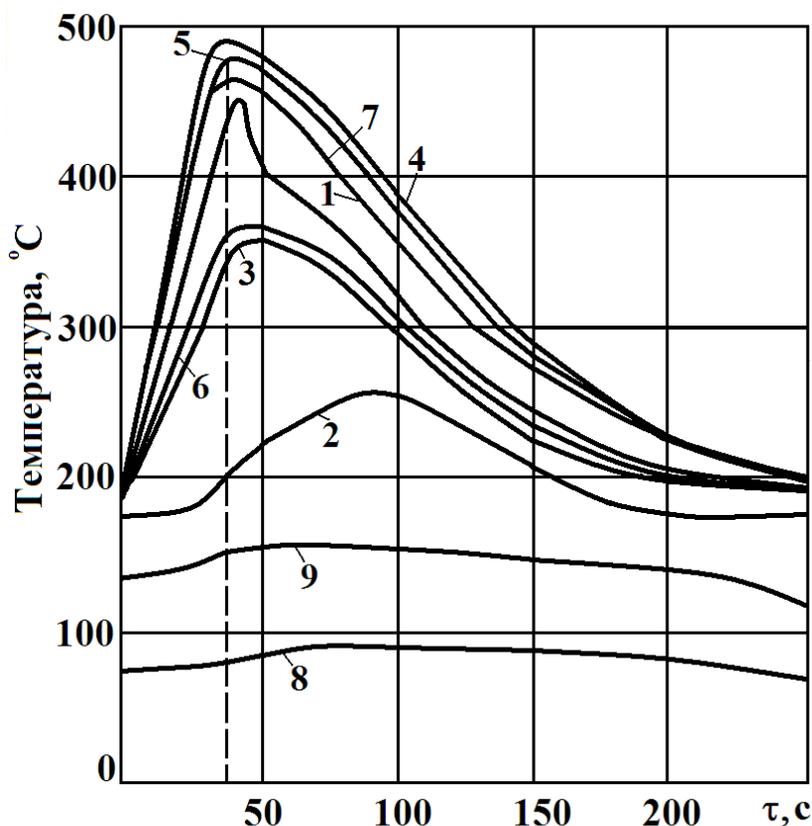


Рис. 3.2. Термические кривые нагрева и охлаждения кокиля: кривые 4, 5, 1, 6, 3, 2, 9 – спаи термопар на расстояниях 2, 3, 10, 20, 30, 40, 50 мм; 7 – температура на рабочей поверхности кокиля; 8 – температура на внешней поверхности кокиля

Для реализации предложенного метода управления тепловым режимом кокиля разработана специализированная кокильная машина, оснастка и технологический процесс литья в кокиль корпусов вакуумных насосов. Конструктивная схема кокилей определяется конфигурацией отливки. Схема кокиля корпус для отливки «Корпус вакуумного насоса» приведена на рис. 3.3, а конструкция кокиля представлена на рис. 3.4.

Взаимно перпендикулярная ориентация охлаждающих ребер однозначно определила конструкцию кокиля: четыре части с вертикальными разъемами и центральный стержень. Кокиль включает неподвижную торцевую 1, подвижную торцевую 3, подвижные 2, 4 части и верхний стержень 5. Сборка кокиля производится в следующей последовательности: вводится верхний стержень 5, подвижная торцевая часть 3 смыкается с неподвижной торцевой частью 1, фиксируя положение стержня 5, затем смыкаются части 2 и 4.

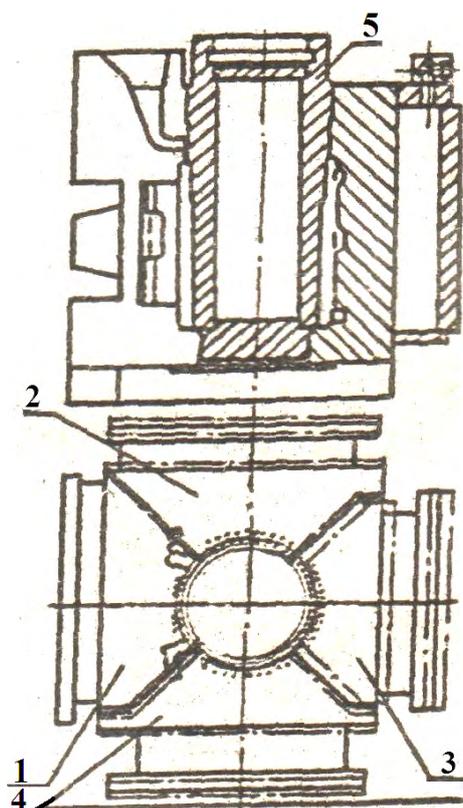


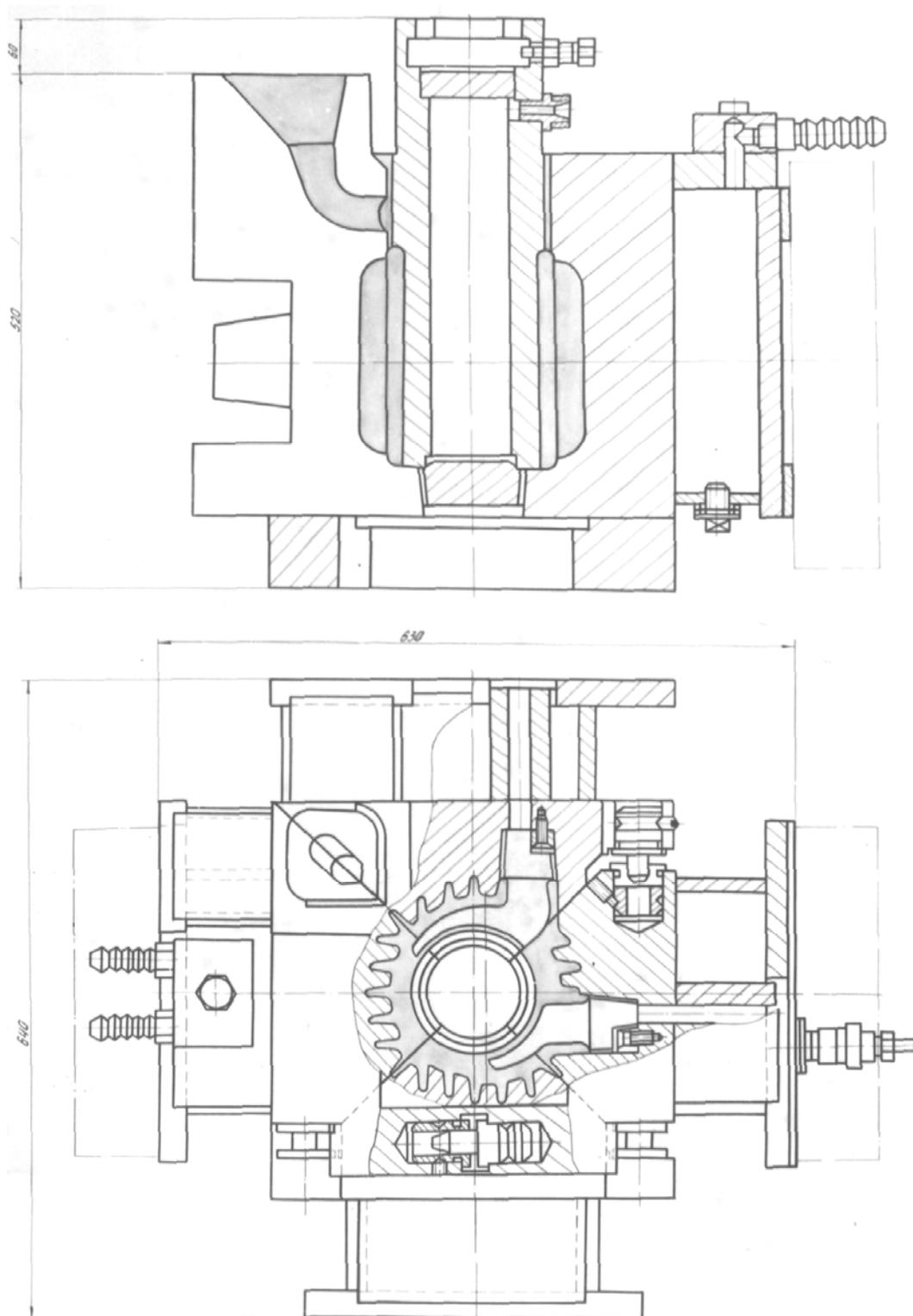
Рис. 3.3. Схема кокиля для отливки «Корпус вакуумного насоса»

При отливке корпусов в водоохлаждаемый кокиль применен метод раннего раскрытия кокиля.

Для оценки влияния создаваемого искусственного зазора на формирование структуры и свойства отливки проведена серия экспериментов с литьем станин электродвигателей и корпусов вакуумного насоса на специальной кокильной оснастке, обеспечивающей практическое осуществление процесса литья с искусственным зазором на определенном этапе затвердевания отливки. Были приняты следующие параметры процесса:

- химический состав чугуна: 3,6-3,7% C; 2,1-2,3% Si; 0,5-0,7% Mn;
- температура заливки сплава 1300-1310 °С;
- температура кокиля перед заливкой сплава;
- время заливки 10-12 с;
- время выдержки металлического стержня до его подрыва 20-30 с от начала заливки;
- время образования зазора 30 с;
- толщина зазор 5 мм;
- выдержка отливки в форме 60-70 с.

После заливки металла в кокиль и образования поверхностной корки подрывали металлический стержень, который обратными уклонами верхнего и нижнего знаков раздвигал подвижные части кокиля, создавая искусственный воздушный зазор между отливкой и кокилем.



*Рис. 3.4. Схематический чертеж кокиля для отливки
«Корпус вакуумного насоса»*

На рис. 3.5 представлена схема образования структуры элементов ребристой отливки при обычной кристаллизации и при наличии искусственного зазора.

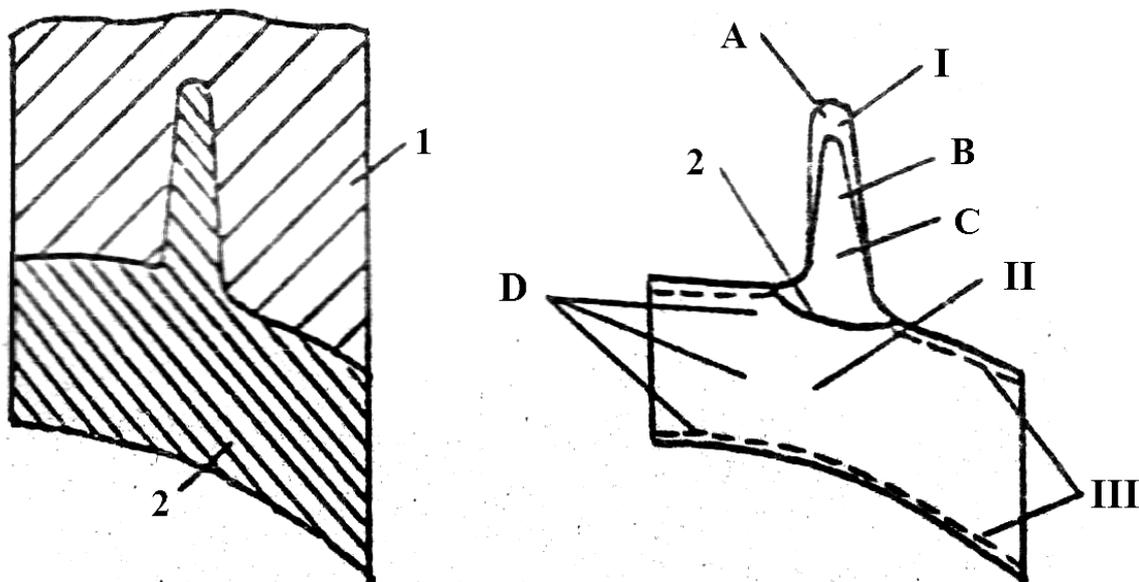


Рис. 3.5. Схема распределения структурных зон в ребристой кокильной отливке (1 – кокиль; 2 – отливка): I – зона отбела с границей в верхней 1 и нижней 2 частях отливок; II, II – зоны серого чугуна в основной массе при поверхностных слоях отливки соответственно; A, B, C и D – места контрольного анализа структуры

При формировании отливки без зазора структура в литом состоянии включает три зоны: I – точечная Гр8-Граз45 – П6-Ц40; II – точечная 15% Гф2-Гр8, 15% Гр2-Граз45-П6; III – точечная Гр8-Граз45-П0.

При образовании искусственного зазора между кокилем и отливкой структура отливок выравнивается по всему сечению – П92 (Фе8), графит точечный Гр8, 20% Гф4-Гр2. Только по боковым поверхностям и на самом торце ребер, где не удастся создать нужный искусственный зазор, цементит остается на глубине до 1 мм.

Анализ показывает, что созданный зазор между отливкой и кокилем замедляет охлаждение поверхностных слоев отливки и способствует распаду цементита в затвердевшем слое за счет тепла центральной части. Таким образом, установлено, что для процессов литья в водоохлаждаемые кокили для тонкостенных отливок весьма эффективно использование модифицированного чугуна с повышенным углеродным эквивалентом и применение метода литья с создаваемым искусственно зазором.

Глава 4. Технология плавки чугуна

Плавку чугуна при кокильном литье во многих случаях проводят в индукционных печах. Например, в цехе кокильного литья ОАО «Кургансельмаш» установлено 3 индукционных печи емкостью 1 т. Основные преимущества индукционной плавки чугуна сводятся к следующему:

- достижение необходимого перегрева чугуна, что необходимо для эффективного проведения процесса модифицирования чугуна и нужной температуры заливки кокильных отливок;
- получение гомогенного по составу и температуре чугуна вследствие эффективного электромагнитного перемешивания расплава;
- минимальный угар элементов по сравнению с другими плавильными агрегатами;
- возможность оперативного регулирования состава чугуна за счет введения необходимых ферросплавов и других составляющих шихты, чему способствует электромагнитное перемешивание шихты;
- возможность использования дешевых шихтовых материалов в виде стружки, высечки и т.п.;
- существенное улучшение условий труда и экологической обстановки вследствие низкого уровня выбросов пыли и газов;
- сравнительно низкий удельный расход дешевых огнеупорных материалов (на уровне около 2 кг кварцита на 1 т металла);
- индукционные печи хорошо вписываются в состав технологических кокильных линий, в том числе и автоматических.

К недостаткам индукционной плавки можно отнести:

- сравнительно высокие капитальные затраты на оборудование;
- более высокая потребность в производственных площадях для размещения энергетического оборудования;
- необходимость в тщательной подготовке шихты по габаритам и по удалению влаги, масла и т.п.;
- необходимость в использовании дорогостоящей и дефицитной электроэнергии;
- низкая химическая активность шлаков, что требует применения чистых по сере и фосфору шихтовых материалов;
- низкий КПД печи при работе на твердой завалке;
- возможность зависания шихты в тигле.

При плавке на твердой завалке в печах низкой частоты необходимо иметь остаток жидкого металла в тигле не менее 10-15% от садки или применять пусковой слиток такой же массы. Плавку можно вести без использования «болота» и пускового слитка только на крупногабаритной шихте. В начале плавки на прогретый пусковой слиток загружается твердая шихта на всю высоту тигля. Сначала загружают литники и мелкий чугуновый или стальной лом, на них чугуновую или стальную стружку и карбюризатор, а далее легковесную часть кусковой шихты. При плавке нужно следить, чтобы не образовывались по высоте тигля мосты из нерасплавившегося металла, которые приводят к прекращению плавления в вышележащих слоях и чрезмерному перегреву жидкого расплава в нижней части.

После полного расплавления скачивают шлак, перегревают металл и доводят его до химического состава за счет ввода легирующих компонентов. Кремний вводят в виде ферросилиция марок ФС20 И ФС45 при температуре 1450°С. Выдержка чугуна при температуре меньше 1400°С практически не влияет на величину угара компонентов, которая составляет: С – 4,3%; Si – 4,1%; Mn – 1,4%. При более высоких температурах угар углерода и марганца увеличивается, а кремния уменьшается из-за протекания реакции восстановления кремния из кремнезема шлака и футеровки тигля.

Ввиду низкой активности шлак при кислой индукционной плавке имеет подчиненное значение. Однако при недостатке СаО в шлаке увеличивается угар железа. Поэтому содержание СаО в шлаке должно быть на уровне 1-2%. Шлак предотвращает металл от контакта с внешним воздухом. Для обеспечения стойкости кислой футеровки и приемлемой жидкоподвижности шлаков их основность, равная отношению суммы концентраций (СаО+MnO+ FeO+MgO) к сумме (SiO₂+Al₂O₃), должна быть в пределах от 0,25 до 0,35. Шлак должен полностью закрывать зеркало расплава в тигле. При необходимости для наведения шлака в нужном количестве и нужной основности используют песок и известь.

Наилучшие экономические результаты достигаются при исключении из шихты дорогостоящих доменных чугунов (особенно при выплавке синтетического чугуна). В последнем случае основу шихты составляют стальная и чугунная стружка, стальной и чугунный лом, а химический состав чугуна доводят присадкой в жидкий расплав ферросплавов. Содержание углерода обеспечивают присадкой карбюризаторов, например, электродного боя.

Выше было сказано, что для изготовления сложных кокильных чугунных отливок применяются чугуны с высоким углеродным эквивалентом. Поэтому необходимо осуществлять оперативный контроль углеродного эквивалента. Упрощенная формула для его расчета по данным химического анализа имеет вид [16] $CE=C + 0,3 \cdot (Si+P)$, а более полная

$$CE=C+0,3Si+0,25P-0,07 \cdot (Mn-2S).$$

Углеродный эквивалент характеризует положение чугуна данного состава как многокомпонентного железоуглеродистого состава по отношению к сплаву эвтектического состава, т.е. эффективное с учетом влияния остальных элементов содержание углерода в чугуне.

Описав с некоторым приближением линию ликвидуса стабильной диаграммы железо – углерод линейной функцией, получаем следующее уравнение для расчета интервала кристаллизации в зоне эвтектического превращения в зависимости от содержания углерода в чугуне

$$\Delta T=487,5-115,2CE.$$

Для метастабильного превращения (с образованием цементита) аналогичная зависимость имеет вид

$$\Delta T=523,6-121,8CE.$$

Разрешив эти уравнения относительно CE, получим следующие формулы для определения значения углеродного эквивалента CE в зависимости от определенной экспериментально величины интервала кристаллизации чугуна:

- для стабильного превращения (с выделением графита)

$$CE_{\text{гп}}=4,23-0,0087\Delta T;$$

- для метастабильного превращения (с выделением цементита)

$$CE_{\text{ц}}=4,3-0,0082\Delta T.$$

Для определения интервала кристаллизации чугуна термографическим методом в ЦНИИМ под руководством В.Б.Поля разработана методика и сконструирован прибор, который прошел производственную проверку.

Сущность предложенной методики сводится к следующему:

- заливается небольшая проба исследуемого чугуна в специальную форму;
- снимается температурная кривая охлаждения;
- при анализе термических кривых определяются температуры ликвидуса и солидуса. При этом температура ликвидуса $T_{\text{л}}$ соответствует точке перегиба на температурной кривой, а температура солидуса $T_{\text{с}}$ – горизонтальному участку кривой в координатах температура-время:

$$\Delta T = T_{\text{л}} - T_{\text{с}}.$$

Схема устройства для термографического анализа приведена на рис. 4.1 [16]. Устройство состоит из следующих составных частей: стакана-кристаллизатора-пробницы, пирометрического датчика и регистрирующего прибора. Пробница 1 служит для заливки жидкого чугуна. В нее устанавливается конец кварцевого колпачка 2. Пирометрический датчик состоит из двух свинчивающихся цилиндрических частей. В головной части корпуса 5 при помощи стопора 4 и зажимного винта 3 фиксируется открытый конец кварцевого колпачка. В средней части корпуса 5 датчика крепится двумя кольцами с резьбой линза 6. С противоположной кварцевому колпачку стороны датчика закреплен блок фотодиода 8. Перед блоком фотодиода в корпус ввинчена диафрагма 7. В блоке 8 установлен фотодиод и клеммная колодка для подключения соединительных проводов, идущих к потенциометру 9.

В устройстве можно использовать линзы из стекла К-8 диаметром 12-14 мм с фокусным расстоянием 60 мм, фотодиоды типа ФД-27К или другие с аналогичными характеристиками.

Для отбора жидкого металла служит стакан-кристаллизатор (пробница), который выполняется из стержневой смеси.

Величина углеродного эквивалента определяется непосредственно на заливочной площадке или в плавильном отделении цеха. Проба металла с достаточной для производственных условий точностью позволяет оценить влияние изменяющихся технологических параметров плавки и внепечной обработки на такую важную характеристику чугуна, как углеродный эквивалент. Использование метода термографического анализа для определения углеродного эквивалента позволяет оценить качество чугуна с достаточной быстротой и своевременно принять меры по корректировке химического состава (если это требуется) по ходу плавки и путем ввода модификаторов в расплав на выпуске или в процессе заливки.

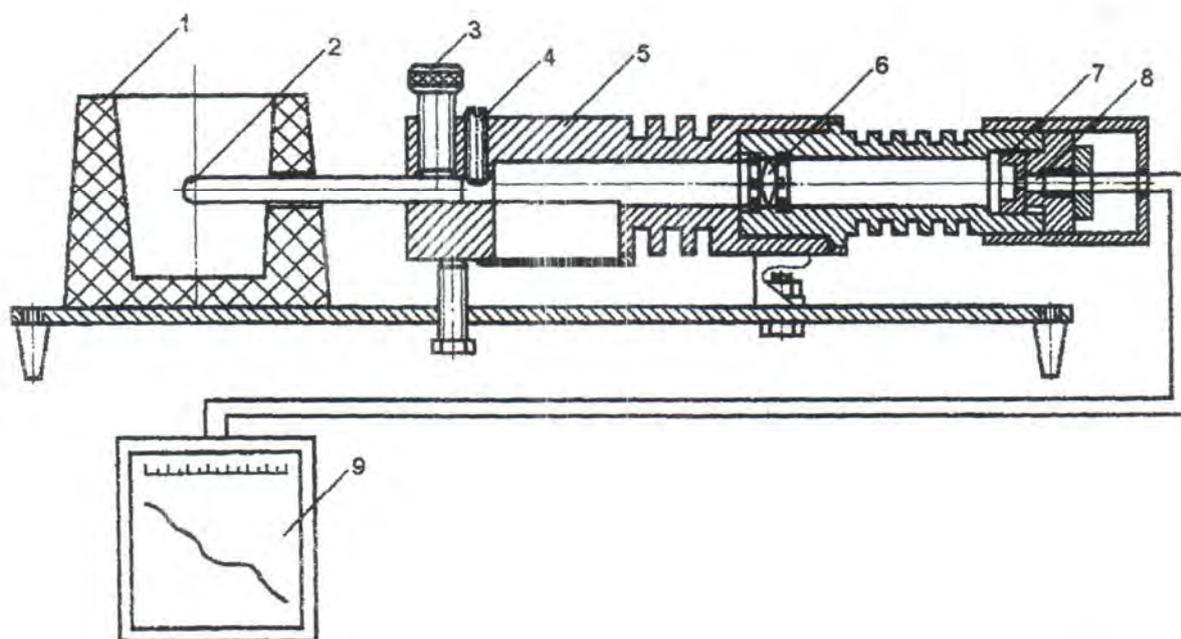


Рис. 4.1. Схема устройства для термографического анализа:
 1 – стакан-кристаллизатор; 2 – кварцевый колпачок;
 3 – зажимной винт; 4 – стопор; 5 – корпус; 6 – линза;
 7 – диафрагма; 8 – блок фотодиода; 9 – потенциометр

Глава 5. Разработка технологии керамических форм для изготовления сложных кокилей с литой рабочей поверхностью

Выполнить формообразующую часть кокилей для изготовления сложных отливок типа вакуумного насоса со сложным рельефом и глубокими тонкими полостями можно только на специальных электроэрозионных станках. Это повышает себестоимость кокиля при стойкости не более 1000 съемов. На ПО «Кургансельмаш» разработана технология получения кокилей в керамических формах для изготовления отливок массой более 500 кг. Формообразующие части литых заготовок кокилей должны быть прочными и высокоточными. Поэтому использовать только кварцевые материалы при их изготовлении невозможно, т.к. при полиморфном превращении кварца (при 575°С) они резко расширяются и разупрочняются.

Такие формы могут разрушиться при заливке больших масс металла. Поэтому необходимо разработать новые составы композиций для керамических форм.

5.1. Исследование влияния составов смесей на свойства керамических форм

В качестве наполнителей керамических форм исследовали шамот, дунит и плавный муллит. Качество керамических форм зависит от зернистости наполнителя и соотношения между твердой и жидкой фазами.

При изменении содержания пылевидной фракции в шамотной смеси с 20 до 40% улучшается чистота поверхности отливок, снижается коэффициент линейного расширения. Подвижность смеси с 30% уменьшается, но остается достаточно высокой, чтобы воспроизводить элементы модели шириной 2 мм на глубину 25-30 мм. При 20-30% пылевидной фракции в формах появляются грубые трещины, приводящие к искажению геометрических размеров и частичному разрушению форм. При дальнейшем увеличении содержания пылевидной фракции трещины не появляются. Однако при увеличении содержания пылевидной фракции выше 40% резко падает подвижность смеси.

Таким образом, оптимальным для шамотного наполнителя содержанием пылевидной фракции является 35-40%.

Аналогичная картина получена при применении в качестве огнеупорной составляющей дунита и муллита, но в этом случае оптимальным содержанием пылевидной фракции является 50%.

Дилатометрические исследования керамических смесей, проведенные на стандартных цилиндрических образцах (диаметр и высота равны 50 мм) при содержании пылевидной составляющей 40-50% и соотношении жидкой фазы и твердой 1:4, привели к результатам, пример которых показан на рис. 5.1. На полученных дилатометрических кривых видно, что в первый момент при нагреве происходит резкая усадка Δ , связанная с испарением растворителя. Линейная

усадка образцов, изготовленных с использованием дунита и муллита (кривые 2 и 4), ниже, чем у образцов, полученных с использованием шамота (кривая 3) и кварца (кривая 1). При нагреве со 100 до 700° С кривые расширения шамота, дунита и муллита идут почти параллельно, в то же время кривая расширения кварца идет резко вверх (расширение 1,3%).

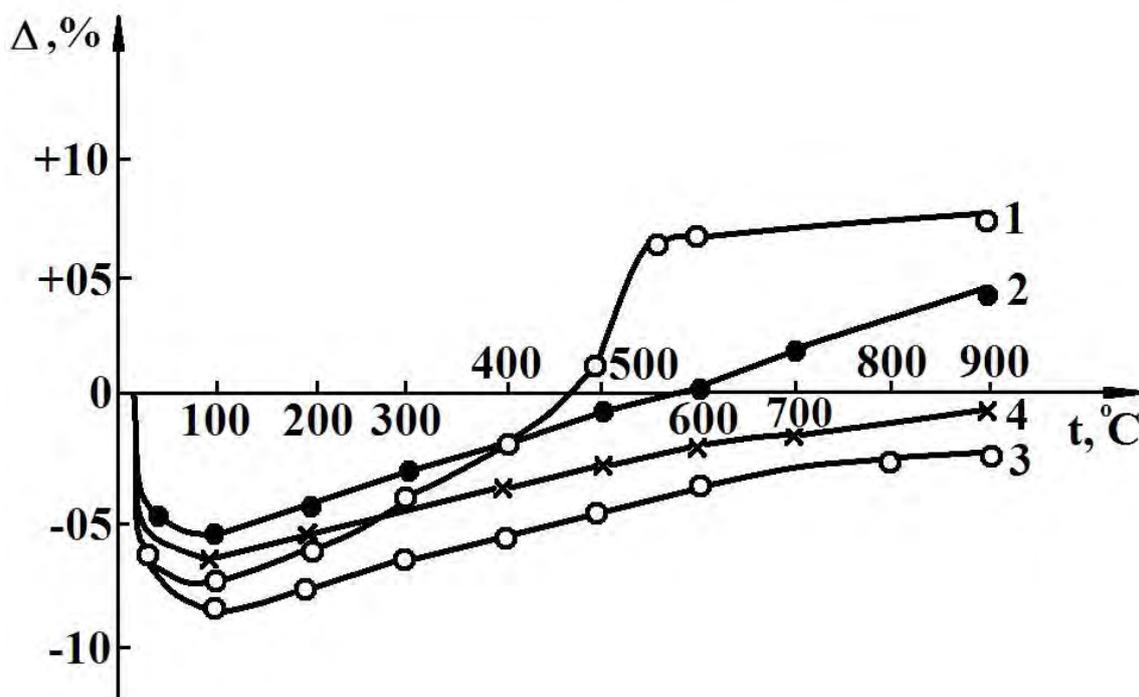


Рис. 5.1. Дилатометрические кривые образцов керамических смесей: 1 – наполнитель кварц; 2 – наполнитель дунит; 3 – наполнитель шамот; 4 – наполнитель муллит

По данным дилатометрического анализа можно сказать, что наибольшую точность форм обеспечивают дунит и муллит. Были проведены работы по частичной или полной замене кварцевого наполнителя керамических смесей дунитом и муллитом. При этом значительно повышается прочность и трещиностойкость форм. Прочность керамики значительно повышается, если пылевидная фракция состоит из 50% пылевидного кварца и 50% пылевидного дунита. Наибольшую прочность форм обеспечивает смесь, наполнитель которой состоит из пылевидного кварца и плавленного муллита, несмотря на то, что расширение (1,25%) этих форм значительно превышает расширение (0,8%) керамики на основе дунита и муллита (рис. 5.2, кривые 2 и 1 соответственно).

При изготовлении смеси на основе пылевидного дунита и зернистого муллита не удастся ввести в смесь более 70-75% наполнителя, т.к. эти материалы обладают большей удельной поверхностью, чем кварцевые. Особенно повышает дунит тиксотропность смеси и снижает ее текучесть. При этом смесь плохо заполняет углубления модели, на поверхности формы образуются раковины.

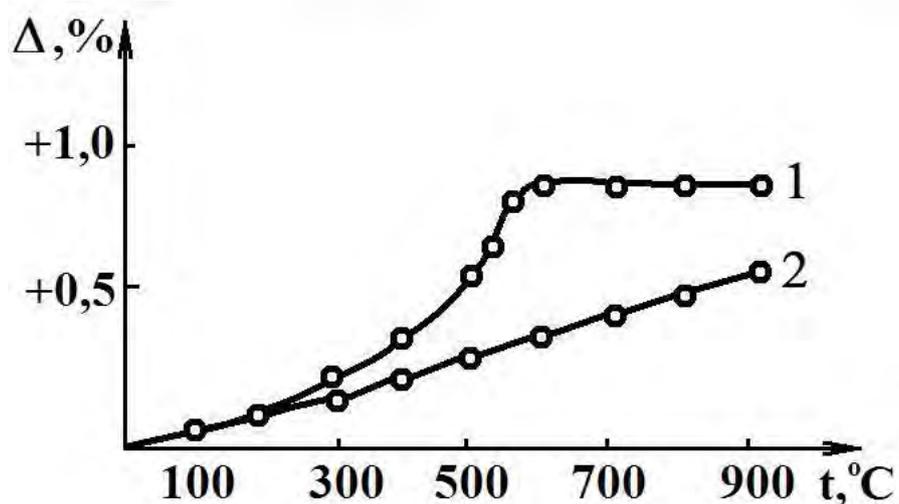


Рис. 5.2. Дилатометрические кривые обожженных образцов керамики

Недостаточная степень наполнения форм смесью снижает их прочность и точность. Производственные испытания показали, что хорошую прочность и точность деталей обеспечивает смесь, состоящая из 50% пылевидного кварца и 50% плавленого муллита. Однако удалить такую смесь из узких тонких полосок отливки практически невозможно.

При получении отливки корпуса вакуумного насоса, имеющего ребра высотой 50, шириной 5 и длиной 200 мм, форму для изготовления кокиля выполняли из густой суспензии («условная вязкость» 120-130 мм), содержащей в качестве наполнителя большой процент зернистых материалов. Такая форма достаточно прочна, но на ребрах будут раковины, так как эта суспензия плохо заполняет узкие углубления на модели. Если всю форму выполнить из жидкой суспензии («условная вязкость» 150-160 мм), содержащей в качестве только наполнителя зернистые материалы, то после прокаливании на ребрах образуются глубокие трещины, а форма будет иметь низкую прочность.

Ликвидировать трещины в форме можно, но только если наряду с зернистым наполнителем вводить в смесь волокнистые материалы. Однако прочность форм, изготовленных из жидких суспензий, остается недостаточной для получения крупных отливок.

5.2. Обоснование составов смесей и технологии изготовления кокилей

Для того чтобы форма имела высокую прочность и в то же время хорошо выбивалась, был разработан способ изготовления форм с применением двух суспензий. Облицовочная смесь содержит в своем составе волокнистые материалы. Выполненные из этой смеси выступающие части формы не имеют раковин и грубых трещин и обладают прочностью, достаточной для того, чтобы вы-

держат напряжения, возникающие при изготовлении и заливке керамических форм металлом.

Улучшение выбиваемости смеси при введении в ее состав 2-5% каолиновой ваты происходит по двум причинам. Волокнистый материал, распределяясь между зернами, предотвращает растрескивание керамики, но ее структура остается достаточно рыхлой, что обеспечивает хорошую выбиваемость. Без ввода каолиновой ваты необходимое соотношение между количеством связующего и наполнителя создать не удастся из-за разрушения формы. Если для суспензии, обеспечивающей максимальную прочность форм (2,5 МПа), соотношение между количествами гидролизованного раствора этилсиликата и огнеупорного наполнителя составляет 1:4-4,5), то для предложенной суспензии – 1:(2-2,6) при прочности на сжатие 1,4-1,5 МПа.

Огнеупорные волокна каолиновой ваты, располагаясь между отдельными блоками керамического материала, препятствует спеканию керамики в единый монолит. При очистке она легко разрушается по местам расположения волокон, так как во время заливки выступающие части форм (высокие тонкие ребра) разогреваются до 1200-1300°С, а при нагреве каолиновых волокон до 1100°С они кристаллизуются, становятся хрупкими и разупрочняются. Кристаллизация волокон сопровождается их усадкой, что способствует разрушению керамики.

Естественно, что применять для этих целей волокнистые материалы типа минеральной ваты, не обладающей высокой огнеупорностью нельзя, так как при заливке они сплавляются, керамическая смесь спекается и удалить ее из глубоких полостей невозможно. Поэтому в качестве добавки, предотвращающей растрескивание форм и улучшающей их выбиваемость, предложена каолиновая вата. Это высокоглиноземистый и высокоогнеупорный материал, средний диаметр волокон которого 2-3 мкм, длина составляет 100-200 мм, огнеупорность каолиновой ваты больше 1750°С.

Порядок ввода ваты в суспензию не имеет значения. При перемешивании составляющих суспензии вата разбивается на мелкие части длиной 1-3 мм, которые равномерно распределяются по всему объему. Такая суспензия хорошо течет (ее условная вязкость 150-160 мм), выполняя сложный рельеф формы. После испарения растворителя элементы формы из этой суспензии имеют глянцевую поверхность. Остатки керамики легко удаляются из глубоких полостей отливки.

В качестве огнеупорного наполнителя можно применять дунит, муллит, дистенсилиманит, циркон, высокоглиноземистый шамот и другие огнеупорные материалы соответствующего зернового состава.

Облицовочной смесью выполняют элементы сложного рельефа модели. Для выполнения остальной части формы используют керамическую смесь, содержащую в качестве огнеупорного наполнителя по 50% пылевидного кварца и плавленного муллита, оптимальное соотношение между жидкой и твердой составляющими в этой смеси 1:4,5. Ее условная вязкость составляет 120-130 мм. Применение данной смеси позволяет получать отливки высокой точности с хо-

рошей чистотой поверхности, а также сократить время их очистки в 5-8 раз. Формы при этом сохраняют необходимую прочность и трещиностойкость.

Внедрение этой технологии на ОАО «Кургансельмаш» позволило сэкономить 500 т металлопроката, получить годовую экономию более 200 тыс. руб. в ценах 1990 г.

На основе проведенных исследований разработана технологическая инструкция по изготовлению керамических форм по постоянным моделям, технологическая инструкция на приготовление огнеупорной смеси на этилсиликатном связующем для изготовления керамических форм, технологическая инструкция на приготовление гидролизного раствора этилсиликата для изготовления керамических форм.

Глава 6. Технологическое обоснование комплекса оборудования, обеспечивающего функции управления и контроля параметров технологии кокильных чугунных отливок

В основу организации технологического процесса производства отливок, его механизации и автоматизации должны быть положены следующие принципы:

- плавильное оборудование должно обеспечивать реализацию разработанных методов модифицирования чугуна. На основании высказанного выше положения о полезности наличия в чугуне серы в количестве до 0,1% целесообразно применять индукционные печи с кислой футеровкой;
- разливочное оборудование должно обеспечивать заливку форм в течение времени, согласованного с длительностью сохранения эффекта модифицирования при использовании применяемых модификаторов;
- при отсутствии централизованного снабжения цеха рассмотренными выше комплексными модификаторами в цехе должно функционировать оборудование для их дробления, отсева и смешения;
- неотъемлемой частью организации производства кокильных чугунных отливок является реализация описанной выше технологии изготовления кокилей в керамических формах с литой рабочей поверхностью;
- стабильное получение отливок без отбела и применения графитизирующего отжига предъявляет повышенные требования к стабилизации теплового режима кокилей и отливок. Поэтому необходимо строго выдерживать заданный темп работы кокильной машины. Этим требованиям должны удовлетворять конструкции кокилей и литейных машин. Им необходимо обеспечивать возможность создания регулируемого газового зазора между поверхностями кокиля и отливки;
- при переводе отливок на изготовление в металлических формах следует привести их конструкцию к соответствию требованиям технологии кокильного литья, упростив ее и снизив припуски на механическую обработку;
- так как при кокильном литье повышаются требования по стабилизации всех важнейших технологических параметров, то оборудование должно обеспечивать их контроль, регулирование и стабилизацию. К таким параметрам следует отнести:
 - температурные режимы плавки и разливки чугуна;
 - параметры модифицирования и разливки;
 - тепловые параметры кокиля и темп работы кокильной машины;
 - температурный режим охлаждения отливки после удаления ее из кокиля и т.п.;
 - очевидно, что выполнение всех сформулированных требований возможно лишь при максимальной механизации и автоматизации всего производственного цикла.

Указанные выше принципы были реализованы в созданном на ОАО «Кургансельмаш» цеха кокильного литья деталей вакуумного насоса. Здесь установлены индукционные печи ИЧТ – 10, три поточные линии: линия для изготовления роторов насосов на базе кокильных станков 59С19; линия для изго-

товления крышек вакуумного насоса и линия для изготовления корпусов вакуумных насосов. В цехе функционирует участок литья в керамические формы для получения кокилей с литой рабочей поверхностью. Имеется также стержневой участок для изготовления стержней по горячим ящикам.

На рис. 6.1 и 6.2 показан общий вид линий для изготовления крышек и корпусов вакуумных насосов, отличающихся высокой степенью автоматизации и механизации.

Реализация предложенной технологии потребовала создания специальных конструкций кокилей и литейных машин.

На рис. 6.3 показана схема карусельной литейной машины для изготовления кокильных отливок роторов вакуумных насосов, в которой на поворотном столе 1 установлено 8 кокильных секций 2, где последовательно в процессе поворота стола выполняются технологические операции: заливка кокиля расплавом, кристаллизация отливки, подрыв половин кокиля и развод кокильных плит, выталкивание отливки на транспортер, очистка и окраска отливок, установка металлических стержней и сборка формы [4].

На рис. 6.4 представлен фрагмент чертежа кокиля для изготовления корпуса вакуумного насоса [5]. Видно, что элементы кокиля, оформляющие наружную ребристую часть отливки, имеют возможность в некоторый момент времени отходить во взаимно перпендикулярных направлениях, образуя газовый зазор.

На рис. 6.5 показана схема карусельной кокильной машины для отливки крышки вакуумного насоса [6], на рис. 6.6 – фрагменты чертежей кокилей для корпуса и крышки вакуумного насоса.

При внедрении данной технологии получены следующие технико-экономические показатели: выпуск отливок на одного работающего увеличился в два раза, за счет снижения припусков на механическую обработку, стабилизации конфигурации отливки и снижения брака получена экономия металла 1640 т/год, экономия формовочных песков составила 4 тыс. тонн в год. Кроме того, существенно снизилась трудоемкость изготовления отливок и энергетические затраты за счет устранения или сокращения применения графитизирующего отжига отливок. Резко улучшилась санитарно-гигиеническая и экологическая обстановка внутри цеха и вокруг него.



Рис. 6.1. Линия для изготовления крышек вакуумных насосов

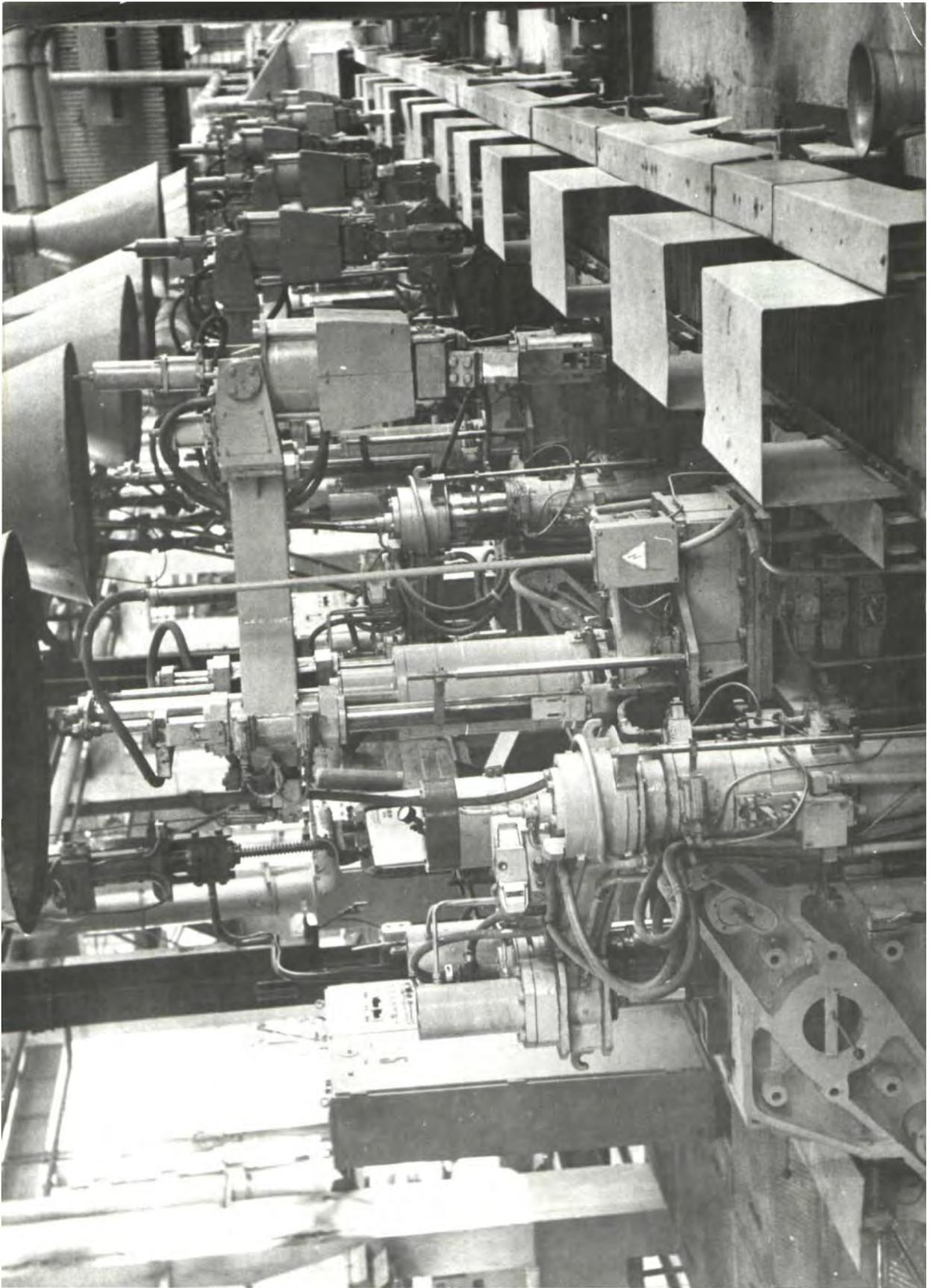


Рис. 6.2. Линия для корпусов вакуумных насосов

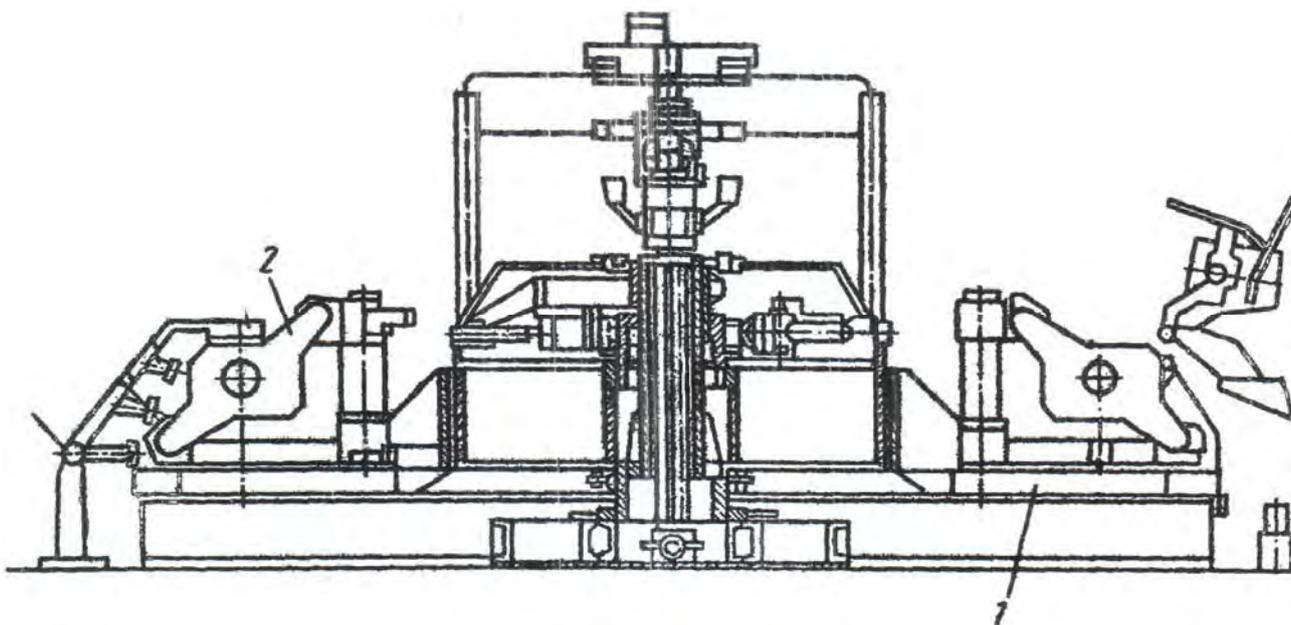


Рис. 6.3. Схема кокильной карусельной машины для изготовления роторов вакуумного насоса

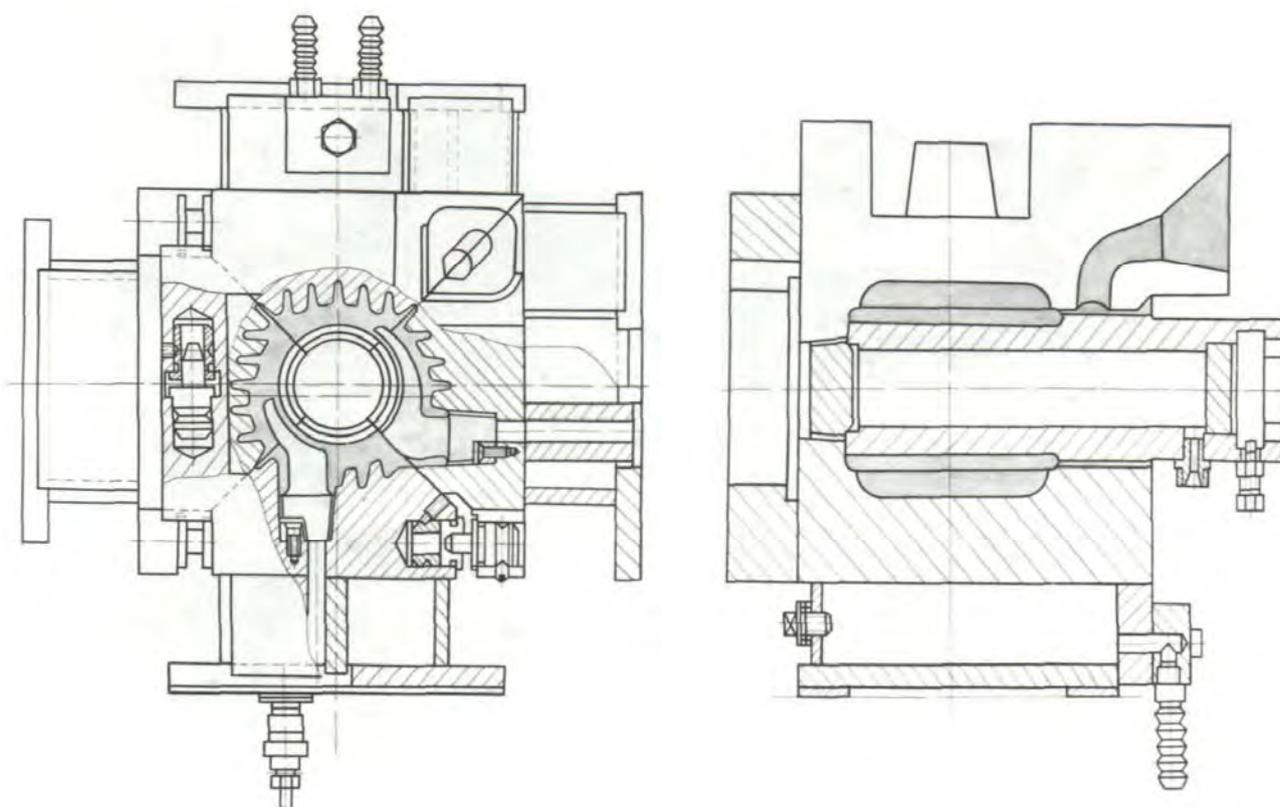
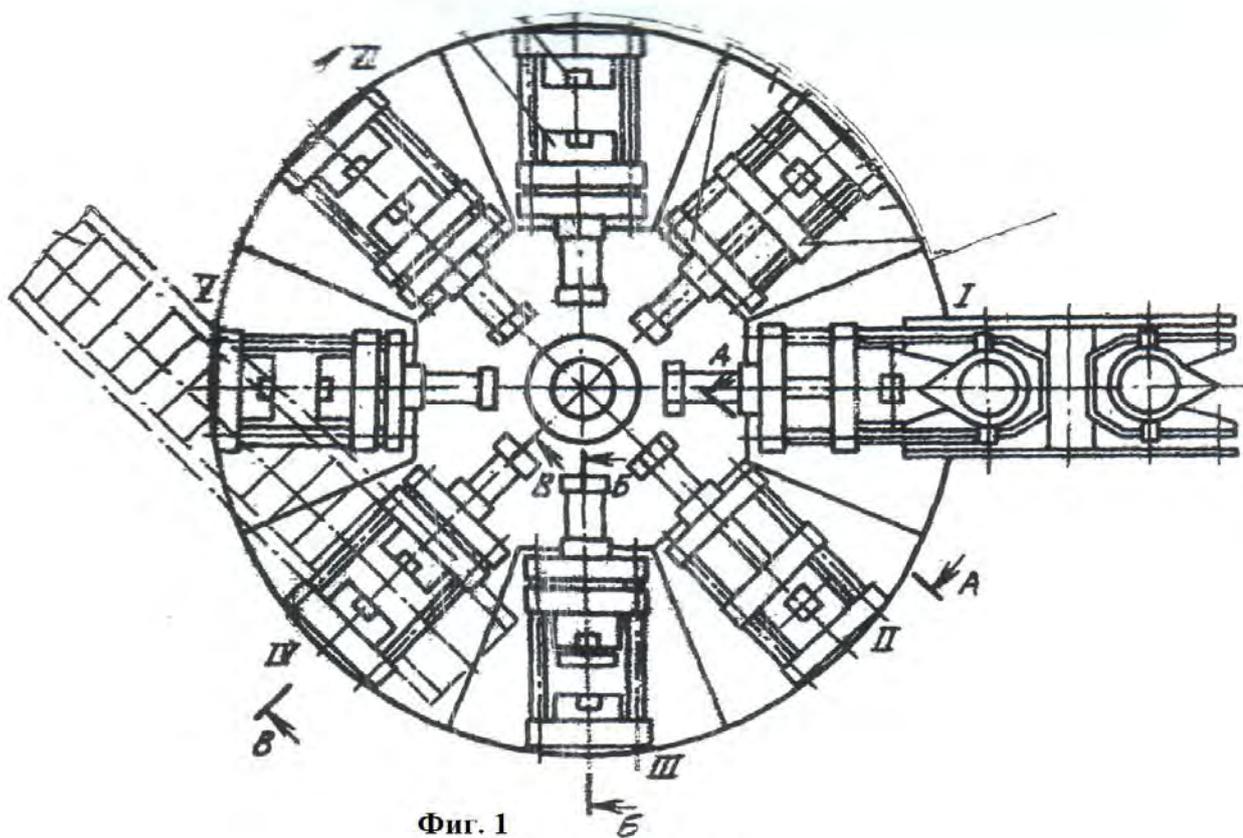


Рис. 6.4. Фрагмент чертежа кокиля для изготовления отливки «Корпус вакуумного насоса»



Фиг. 1
Б-Б повернуто

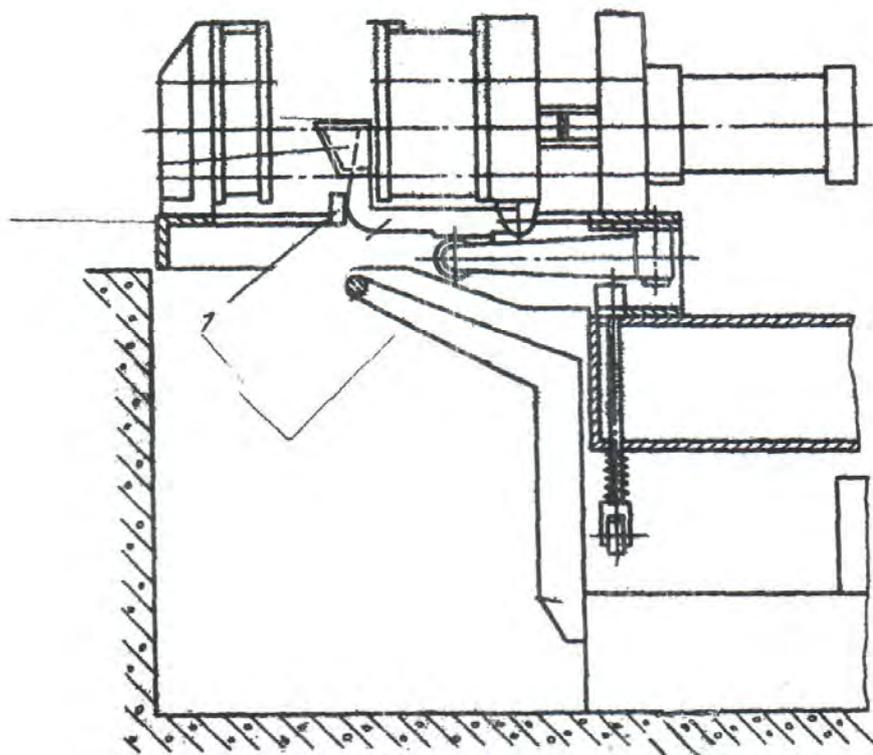


Рис. 6.5. Чертеж кокиля для отливки крышки вакуумного насоса

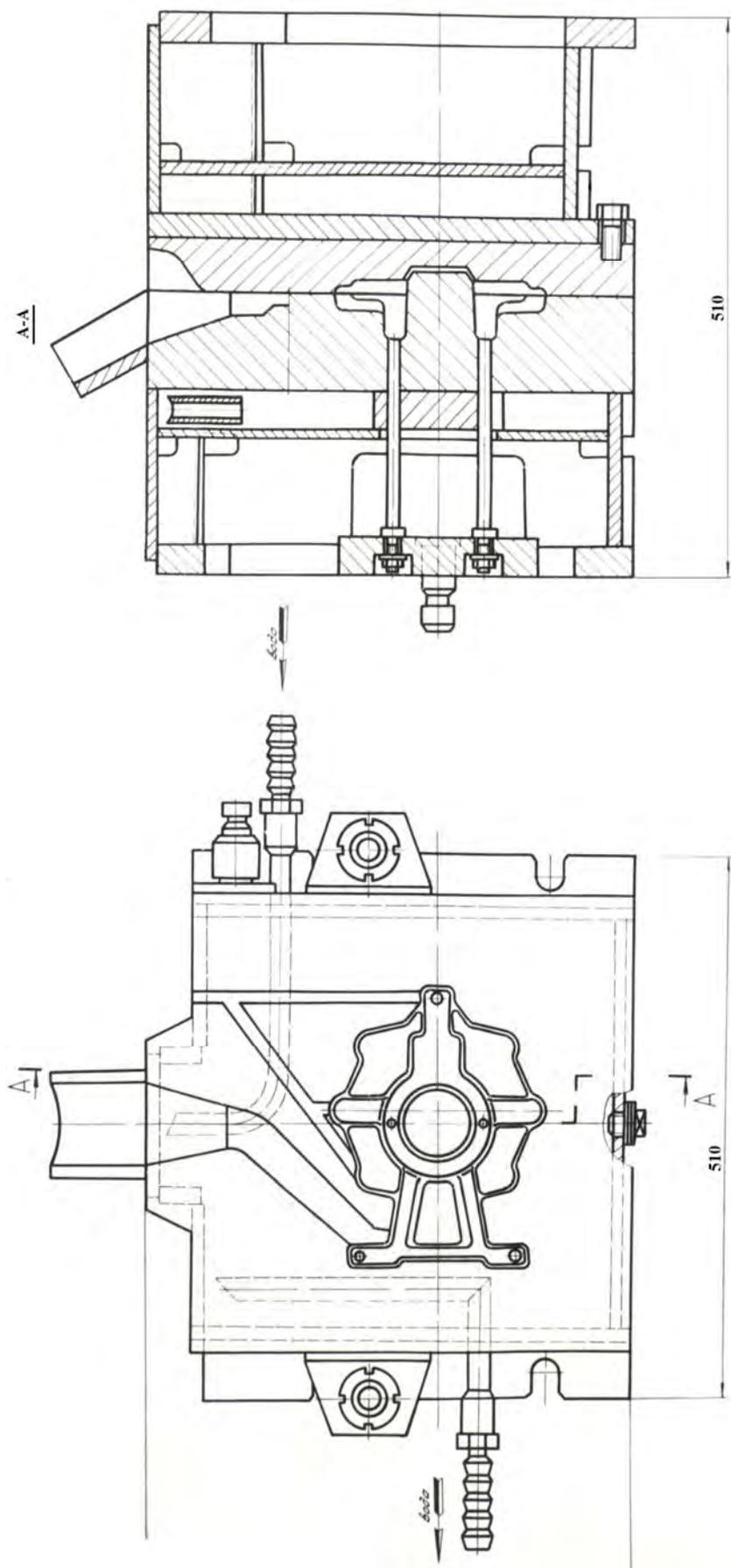


Рис. 6.6. Чертеж кокиля для отливки «Крышка вакуумного насоса»

Заключение

Приведенные выше результаты исследований и производственный опыт показали принципиальную возможность изготовления сложных чугунных отливок при литье в металлические формы. Предложенная технология основана на применении эффективной внепечной обработки жидкого чугуна с использованием комплексного модифицирования. Разработанные составы модификаторов и режимы модифицирования обеспечивают высокую модифицируемость чугуна с высоким углеродным эквивалентом и длительное сохранение эффекта модифицирования. В работе предложен новый тип модифицирования на основе комплексного использования модификаторов первого и второго рода. Сравнительный анализ эффективности модифицирования чугунов с высоким углеродным эквивалентом, которые обычно применяются при кокильном литье, показал, что наивысший эффект с точки зрения устранения отбела и повышения доли перлита в металлической матрице достигается применением при модифицировании композиции Si-РЗМ + FeSiBa + Bi, а также ФС 75+ Bi₂Te₃. Из практики известно, что эффективность модифицирования в значительной мере зависит от качества модификаторов, которое очень часто не удовлетворяет предъявляемым требованиям. Поэтому для достижения поставленных в данной работе целей необходимо применять разработанные оптимальные составы модификаторов и параметры технологии их получения.

Заслуживает внимания предложенная авторами методика управления тепловым режимом кокилей и отливок путем создания газового зазора между поверхностями кокиля и затвердевающей отливки. Основные параметры процесса экспериментально определены для ряда изготавливаемых в цехе отливок. Для реализации данной идеи разработаны и защищены авторскими свидетельствами конструкции комплексно-механизированных кокилей и литейных машин. На практике применение данной методики позволило получать без отбела сложные корпусные чугунные отливки с тонкими ребрами.

Широкое использование кокильного литья не только при литье чугуна, но и при литье алюминиевых сплавов ограничивается высокой стоимостью металлических форм и трудоемкостью их изготовления. Разработанная технология изготовления сложных кокилей с литой рабочей поверхностью для отливок массой до 500 кг существенно снизила стоимость кокилей. Созданы оптимальные составы смесей для керамических форм на основе муллита, дунита и волокнистых материалов.

Выполненный комплекс исследовательских и конструкторских работ позволил создать на ОАО «Кургансельмаш» высокомеханизированный цех кокильного литья для изготовления сложных чугунных отливок.

Список литературы

1. Анализ процесса графитизации при отжиге чугуна отбеленных кокильных отливок при помощи высокотемпературной металлографии / А.В.Афонаскин, О.Д.Опалихина, А.А.Жуков и др. Винница: Винницкий политехнический институт, 1991. 16с.
2. Афонаскин А.В. Программа для расчета на ЭВМ газового режима процесса литья в кокиль. М.:ВНИИТЭМР, N179-мш 87. Библиографический указатель ВИНТИ. Депонированные научные работы. 1987. № 7 (189). С.107.
3. А.С. 922154 СССР. Способ модифицирования серого чугуна. Бюл. № 15. С. 127.
4. А.С. 4009680/23-02 СССР. Кокильная карусельная машина. Бюл. № 10. 15.03.88.
5. А.С. 3253152/22-02 СССР. Кокильная машина. Бюл. № 8. 28.02.84.
6. А.С. 3383810/22-02 СССР. Кокильная карусельная машина. Бюл. № 30. 30.15.08.83.
7. Афонаскин А.В. Литье в керамические формы сложной оснастки // Литейное производство. 1990. № 12. С. 28-29.
8. И.В.Рябчиков, Н.М.Соловьев, А.В.Афонаскин и др. Влагодостойкость комплексных сплавов с РЗМ и ШЗМ // Всесоюзная научно-техническая конференция. Челябинск, 1990. С. 29.
9. Есьман Р.И., Жмакин Р.П., Шуб Л.И. Расчеты процессов литья. Минск: Высшая школа, 1977. 261 с.
10. Жуков А.А., Вашуков И.А., Афонаскин А.В. Литье в кокиль отливок из чугуна // Изв. АН СССР, Металлы. 1991. № 1. С. 31-32.
11. Афонаскин А.В., Рябчиков И.В., Соловьев Н.М. и др. Использование встречного модифицирования на базе создания новых лигатур с целью повышения технологических и эксплуатационных свойств отливок // Всесоюзная научно-техническая конференция. Челябинск, 1990. С. 37.
12. Фраге Н.Р., Гуревич Ю.Г., Филинков М.Д., Афонаскин А.В. Модифицирование чугуна малыми добавками лигатуры Si-РЗМ // Изв. Вузов. Черная металлургия. 1980. № 10. С. 89-92.
13. Фраге Н.Р., Гуревич Ю.Г., Филинков М.Д., Афонаскин А.В. Модифицирование чугуна малыми добавками лигатуры Si-РЗМ // Изв. Вузов. Черная металлургия. 1981. № 2. С. 93-97.
14. Афонаскин А.В., Опалихина О.Д., Жуков А.А. и др. Модифицирование чугуна смесями ферросилиция, висмута и теллура // Литейное производство. 1991. №7. С. 12-13.
15. А.А.Жуков, Дыбенко Н.В., Абдуллаев Э.В., Афонаскин А.В. Новое в теории графитизации. Инокулирующее модифицирование чугуна // Металловедение и термическая обработка металлов. 1989. № 2. С. 11-18.
16. Поль В.Б., Чуркин Б.С., Гофман Э.Б. Технология производства чугуна для отливок. Екатеринбург: РГППУ, 2007. 261с.

17. Снежной Р.Л., Вейзер Г.Н., Афонаскин А.В. Улучшение механических свойств тонкостенных отливок из чугуна // Технология производства, научная организация труда и управления. 1980. № 10. С. 2-4.
18. Фраге Н.Р., Афонаскин А.В., Шипулина А.П. Влияние малых добавок РЗМ-лигатуры на механические свойства и структуру серого чугуна // Развитие машиностроения Кургана за годы Советской власти: тезисы конференции. Курган, 1977. С. 165-169.
19. Чуркин Б.С. Теория литейных процессов. Екатеринбург: РГППУ, 2006. 451 с.

СОДЕРЖАНИЕ

Введение	3
Глава 1. Механизмы и технология комплексного модифицирования чугуна, обеспечивающие получение чугунных кокильных отливок без отбела и с заданной структурой.	5
1.1. Зависимость модифицируемости от состава чугуна.	6
1.2. Сущность и закономерности комплексного модифицирования.	10
1.3. Анализ взаимодействия редкоземельных металлов (РЗМ) с примесями чугуна. Оптимальные составы Si-РЗМ модификаторов.	13
1.4. Разработка комплексных модификаторов и технологии комплексного модифицирования чугуна	20
1.5. Исследование влияния комплексного модифицирования чугуна на структуру, механические свойства и обрабатываемость кокильных отливок после графитизирующего отжига.	25
Глава 2. Обоснование и разработка технологии получения комплексных модификаторов	30
2.1. Исследование кинетики взаимодействия РЗМ, ферросилиция и бария с водой в процессе грануляции.	30
2.2. Оптимизация параметров гранулирования.	32
2.3. Эффективность внедрения промышленной установки и технологии для получения порошкообразных и гранулированных модификаторов.	32
Глава 3. Управление тепловым режимом формирования чугунных отливок в металлических формах	34
3.1. Особенности формирования отливок в металлических формах	34
3.2. Кокильные покрытия	37
3.3. Управление тепловым режимом металлической формы при получении тонкостенных чугунных отливок без отбела	40
Глава 4. Технология плавки чугуна.	46
Глава 5. Разработка технологии керамических форм для изготовления сложных кокилей с литой рабочей поверхностью	50
5.1. Исследование влияния составов смесей на свойства керамических форм.	50
5.2. Обоснование составов смесей и технологии изготовления кокилей ...	52
Глава 6. Технологическое обоснование комплекса оборудования, обеспечивающего функции управления и контроля параметров технологии кокильных чугунных отливок	55
Заключение.	62
Список литературы.	63

Научное издание

Афонаскин Александр Васильевич
Чуркин Борис Сергеевич
Быстров Михаил Викторович

**ТЕХНОЛОГИЯ ПРОИЗВОДСТВА СЛОЖНЫХ
ТОНКОСТЕННЫХ ЧУГУННЫХ
ОТЛИВОК В МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ФОРМАХ**

Монография

Редактор: Н.Л. Попова

Подписано в печать	Формат 60×84 1/16	Бумага тип. № 1
Печать трафаретная	Усл. печ. л. 4,13	Уч-изд. л. 4,13
Заказ	Тираж	Цена свободная

Редакционно-издательский центр КГУ.
640669, г. Курган, ул. Гоголя, 25.
Курганский государственный университет.