

Министерство высшего и среднего специального
образования БССР

Белорусский ордена Трудового Красного Знамени
политехнический институт

Республиканские межведомственные
сборники

М Е Т А Л Л У Р Г И Я
ЛИТЕЙНОЕ ПРОИЗВОДСТВО
Выпуск 11

М и н с к 1 9 7 7

669
M54

Редакционный совет

Н.И. Гурдус, А.М. Дмитриевич, Н.П. Жмакин (отв. секретарь), Е.Б. Ложечников, Л.С. Ляхович, П.А. Пархутик, В.С. Пашенко (гл. редактор), О.В. Роман, В.П. Северденко, В.И. Харитонович, Д.Н. Худокормов (зам. главного редактора).

Ответственный за выпуск
канд. техн. наук, доцент А.М. Дмитриевич

В сборнике приведены результаты теоретических исследований и экспериментальных работ в области производства литых заготовок из сплавов цветных и черных металлов.

Приведенные в сборнике материалы предназначены для научных сотрудников и инженерно-технических работников, занятых в области литейного производства. Сборник может быть использован студентами соответствующих специальностей вузов.

КЕРАМИЧЕСКИЙ ФИЛЬТР ДЛЯ ЛИТЕЙНЫХ ФОРМ

В литниковых системах с существующей в настоящее время фильтровальной сеткой расход металла регулируется местным сопротивлением. Это достигается путем сочетания определенных сечений отверстий сетки с соответствующим проходным сечением дросселя. В качестве дросселя используется часть хвостовика (перо) нижнего металлоприемника.

Так как перо дросселя выполняется в формовочной смеси, всегда существует опасность его разрушения струей металла, вследствие чего образуются земляные раковины и нарушается режим заливки формы.

Недостатком литниковых систем с фильтровальной сеткой, работающих в паре с дросселем, является и то, что они обеспечивают лишь узкую область изменения расходов металла. Это требует использования большого числа типоразмеров сеток. Например, для литниковых систем, рассчитанных на сравнительно небольшую пропускную способность - до 5 кг/сек, необходимо три типоразмера фильтровальных сеток [1]. Между тем производство каждого типоразмера керамической сетки требует изготовления дорогостоящей отдельной прессформы.

Вышеперечисленные недостатки ранее известных фильтровальных сеток можно устранить применением в литниковых системах универсальной сборной фильтровальной сетки, которая представляет собой две плоские цилиндрические пластины из керамики, сложенные вместе. В каждой из пластин выполнен ряд сквозных шелевых каналов, расположенных по окружностям различных радиусов, причем расположение каналов и их размеры в обеих пластинах идентичны.

Вид нижней пластины сетки представлен на рис. 1. В теле пластины 1 имеются шелевые каналы 2. По внешнему диаметру в теле пластины расположены фиксирующие гнезда 3, а в середине - посадочное гнездо 4.

Вид верхней пластины сетки представлен на рис. 2. В теле пластины 1 выполнены аналогичные нижней пластине шелевые каналы 2. По наружной части пластины находится фиксирующий выступ 3, а в ее центре - посадочный штырь 4.

На рис. 3 универсальная керамическая сетка изображена в

сборе. Нижняя пластина 1 накрывается верхней пластиной 2 при непосредственной установке в литейную форму.

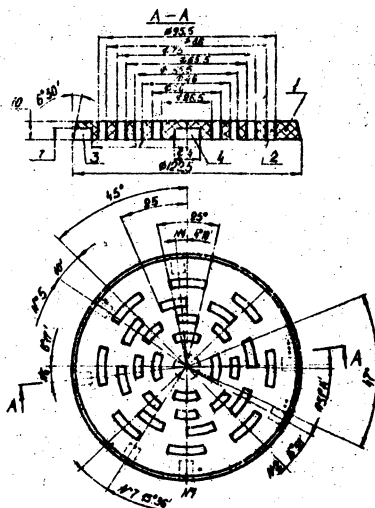


Рис. 1. Верхняя пластина универсальной керамической сетки.

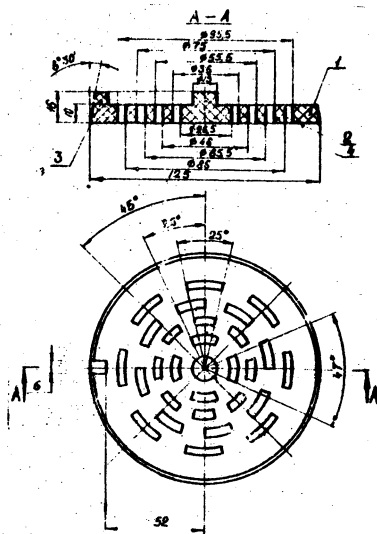


Рис. 2. Нижняя пластина универсальной керамической сетки.

Фиксация пластин для нужного полного или частичного совмещения проходных отверстий в одном из положений производится за счет совпадения фиксирующего выступа на верхней пластине с требуемым фиксирующим гнездом нижней пластины.

Универсальная керамическая сетка рассчитана и спроектирована на диапазон изменения суммарного проходного сечения в пределах от 9,12 до 20 см². Подобное изменение проходного сечения сетки достигается путем поворота при сборке верхней пластины относительно нижней на определенный угол.

Возможность получения широкого диапазона проходных сечений позволяет существенно уменьшить количество типоразмеров существующих фильтров и радикально сократить расходы на изготовление прессформ.

Установка предложенного керамического фильтра в литниковой системе позволяет не только получить нужное проходное сечение и заданный расход металла, но и исключает применение

ние отформованного дросселя.

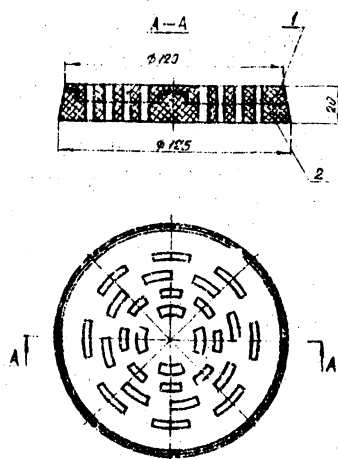


Рис. 3. Универсальная керамическая фильтровальная сетка

Преимущества универсальной сборной керамической фильтровальной сетки полностью подтвердились при испытаниях на прозрачных моделях методом гидромоделирования и при испытаниях ее в заводских условиях на чугунных отливках весом от 40 до 1500 кг, получаемых в разовых песчано-глинистых формах.

Л и т е р а т у р а

1. Рабиневич Б.Р. Введение в литейную гидравлику. М., "Машиностроение", 1966.

ХОЛОДНОТВЕРДЕЮЩАЯ СТЕРЖНЕВАЯ СМЕСЬ

Минским филиалом НИИТАВТОПРОМа разработана холодно-твердеющая смесь (ХТС), в состав которой с целью устранения подкорковых газовых раковин в отливках и интенсификации процесса твердения ХТС вводится добавка окиси железа Fe_2O_3 . Однако использование в составах ХТС чистых окислов железа не только неэкономично, но и не позволяет достичь стабильных технологических свойств смеси.

С целью устранения указанных недостатков и для более полной реализации преимуществ окислов железа, как составной части ХТС, на кафедре машин и технологии литейного производства БПИ разработана холоднотвердеющая смесь. В нее наряду с традиционными компонентами ХТС, дополнительно вводится колчеданный огарок, благодаря чему смесь приобретает повышенную скорость твердения и улучшенные прочностные свойства. Объясняется это особенностями минерального и химического состава колчеданного огарка (ТУ 45-86, БССР). В окисном и минеральном выражении в колчеданном огарке содержится 70 - 75% гематита Fe_2O_3 , 2 - 3% FeO , остальное - сложные полиминеральные примеси в виде силикатов кальция, магния, сульфатов меди и свинца, сульфидов, примесей селена и др.

Применение огарка в составе ХТС выгодно не только по технологическим, но и по экономическим причинам, так как он миллионами тонн сбрасывается в отвал химическими комбинациями и может отпущаться для нужд металлургии фактически бесплатно.

Для испытания ХТС были приготовлены три состава смеси, содержащие каждая (в весовых частях): кварцевого песка 1К02А-100, связующего УКС-Л ($\gamma = 1,24 \text{ г/см}^3$) - 1,0; фурилового спирта - 0,7; ортофосфорной кислоты ($\gamma = 1,20 \text{ г/см}^3$) - 0,6; отличающиеся друг от друга содержанием колчеданного огарка - 0,4; 0,6; 0,8 вес. частей. Одновременно были проведены сравнительные испытания ХТС с 0,6 вес. ч. окиси железа Fe_2O_3 вместо колчеданного огарка и исходной ХТС без добавок.

Перемешивание компонентов смеси осуществлялось в лопастном смесителе, при этом загрузка компонентов производилась в следующем порядке: вначале в течение 1,5 - 2 минут перемешивался песок с кислотой и огарком или Fe_2O_3 , а затем

вводился раствор фурилового спирта в связующем УКС-Л и процесс перемешивания продолжался еще 1,5 минуты. Из приготовленной ХТС изготавливались стандартные образцы, которые подвергались испытаниям на прочность, твердость и осыпаемость.

Таблица 1

| Добавки колчеданного огарка (в.ч.) | Свойства ХТС | | | | |
|---|--|---------|-----------|---------------------------------------|---------------------------------------|
| | прочность на разрыв (кг/см ²) через | | | твердость через 180 мин, ед. | осыпаемость через 180 мин, % |
| | 30 мин | 60 мин | 180 мин | | |
| 0,4 | 1,6-1,7 | 3,2-3,4 | 9,1-9,3 | 72-75 | 2,6-2,8 |
| 0,6 | 1,9-2,1 | 3,8-4,1 | 10,2-10,5 | 80-85 | 2,0-2,2 |
| 0,8 | 1,7-1,8 | 3,6-3,8 | 9,5-9,7 | 75-80 | 2,6-2,7 |
| 0,6 в.ч. Fe ₂ O ₃ | 1,3-1,5 | 2,8-3,0 | 7,8-8,0 | 65-70 | 3,0-3,2 |
| ХТС без добавок огарка и Fe ₂ O ₃ | 0,5-0,6 | 1,4-1,6 | 3,3-3,6 | 60-63 | 4,6-4,8 |

Свойства полученных смесей представлены в табл. 1. Испытания показали, что прочностные свойства ХТС с добавками огарка выше, чем у известной смеси с Fe₂O₃ и исходной ХТС. Оптимальное количество колчеданного огарка находится в пределах 0,5-0,6 вес.ч. и дальнейшее увеличение его содержания не улучшает качество ХТС.

Помимо повышения технологических свойств введение колчеданного огарка позволяет почти в два раза сократить расход ортофосфорной кислоты в составах ХТС.

А.М. Дмитриевич, А.М. Милов, С.В. Кузнецов
ИССЛЕДОВАНИЕ ЛИТНИКОВЫХ СИСТЕМ С ПРИМЕНЕНИЕМ
ТЕРМОСТОЙКИХ ФИЛЬТРУЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ

Наиболее перспективной для чугунового литья является литниковая система с местным сопротивлением. При этом в качестве местного сопротивления используется термостойкий фильтрующий элемент — керамический фильтр, работающий в паре с дросселем.

Исследование и отработка методики расчета литниковых систем с керамическими фильтрами проводились путем гидромоделирования на деталях-представителях Каунасского завода "Центролит".

Литниковая система, изображенная на рис. 1, является наиболее характерной для целой группы отливок, получаемых на среднем конвейере завода. Металлоемкость форм колеблется в пределах 60–120 кг при средней преобладающей толщине стенок отливок 30–35 мм.

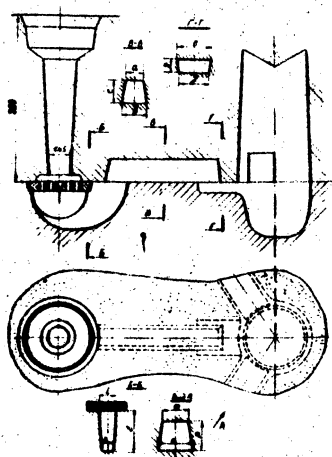


Рис. 1. Схема литниковой системы

Исследования процесса заполнения форм на прозрачных моделях показали, что фильтр, установленный в основании стояка, позволяет: быстро создать зеркало металла в чаше; обеспечить положительное давление во всех элементах литниковой системы

задержать неметаллические включения, имеющие размер больше диаметра отверстий; снизить пьезометрический напор в шлакоуловителе, а следовательно, уменьшить линейную скорость подачи металла в полость формы при заданном расходе.

На основании результатов исследований была разработана конструкция керамического фильтра с проходным сечением $11,5 \text{ см}^2$, охватывающего весь необходимый диапазон расходов исследуемой группы отливок.

В основу расчета литниковых систем с керамическими фильтрами была положена методика, разработанная Б.В. Рабиновичем.

На основании экспериментальных данных выявлена зависимость расхода от напора (рис. 2), позволяющая определить проходное сечение дросселя при необходимом расчетном расходе металла. На левой ординате отложены истинные расходы при

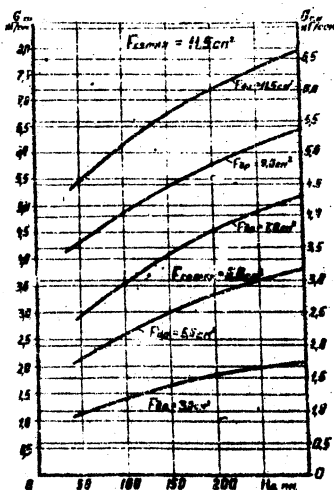


Рис. 2. Влияние напора на расход

установившемся течении, а на правой, предназначенной для расчетов - уменьшенные на 20% (в связи с влиянием на расход в реальных условиях квалификации заливщика, высоты коша над формой, затраты времени на заполнение литниковой системы и др.).

По разработанной методике на Каунасском заводе "Центролит" были рассчитаны и смонтированы литниковые системы

для целого ряда отливок. Проверка в промышленных условиях работы керамического фильтра и методики расчета показала, что отклонение опытного времени заполнения от расчетов не превышает 15%.

Использование керамических фильтров позволило уменьшить брак из-за нерациональности литниковых систем на 2,5%, что дало экономический эффект около 20 000 руб в год.

Ю.П. Ледян

ИССЛЕДОВАНИЕ ЭЛЕКТРОФИЗИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СВЯЗУЮЩИХ МАТЕРИАЛОВ И СТЕРЖНЕВЫХ СМЕСЕЙ

Большинство связующих веществ, применяющихся для приготовления стержневых смесей, являются либо коллоидными, либо высокомолекулярными растворами и обладают электрической проводимостью. В процессе приготовления смеси происходит распределение связующего вещества по поверхности зерен наполнителя. Распределение связующего по поверхности зерен песка сопровождается образованием двойного электрического слоя на границе раздела кварц - связующее.

Структура и электрофизические характеристики двойного электрического слоя зависят от электрофизических свойств контактирующих фаз. Поверхностный электрический заряд зерен кварцевого песка связан с пьезоэлектрическим и трибоэлектрическим эффектами, а также состоянием поверхности зерен и в первую очередь с наличием глинистых и окисных пленок.

Величина электрического заряда коллоидных частиц и макромолекул связующего материала зависит от его химического состава, степени разбавления и ряда других факторов. Формирование технологических свойств стержневых смесей и прежде всего адгезионной прочности неразрывно связано с образованием двойного электрического слоя на границе раздела фаз.

Удельная электрическая проводимость стержневой смеси характеризует электрофизические свойства связующего вещества, а также состояние двойного электрического слоя на границе раздела связующее - кварц и определяется выражением:

$$\chi_c = k_1 k_2 (\chi_o + \chi_{II}), 0_{\text{м}}^{-1} \text{ см}^{-1},$$

где χ_o - удельная электрическая проводимость связующего

вещества, $\text{Ом}^{-1} \text{см}^{-1}$; $\chi_{\text{п}}$ - удельная поверхностная проводимость смеси, $\text{Ом}^{-1} \text{см}^{-1 \text{п}}$; k_1 - коэффициент, характеризующий содержание связующего в смеси; k_2 коэффициент, характеризующий распределение связующего по поверхности зерен наполнителя.

Удельная электрическая проводимость связующего вещества χ_0 практически не зависит от равномерности его распределения по поверхности зерен и определяется только лишь температурой связующего и его исходными физико-химическими свойствами. Величина χ_0 колеблется для различных связующих в весьма широких пределах (табл. 1).

Таблица 1

| Связующее | Плотность γ , г/см ³ | Удельная электропроводность |
|---------------------------|---|--|
| | | $\chi_0 \cdot 10^{-5}$, $\text{Ом}^{-1} \text{см}^{-1}$ |
| Жидкое стекло с $m=2,4$ | 1,40 | 1450,00 |
| Сульфитно-спиртовая барда | 1,24 | 1300,00 |
| Фенолоспирт | 1,226 | 350,00 |
| Смола М-19-62 | 1,24 | 3,25 |
| Смола БС-70 | 1,39 | 3,49 |
| Смола БГФ | 1,42 | 0,71 |

Удельная поверхностная проводимость $\chi_{\text{п}}$ характеризует свойства двойного электрического слоя и зависит от величины электрического потенциала, состояния и суммарной поверхности твердой фазы, наличия окисных и глинистых пленок, а также степени уплотнения смеси.

Удельная электрическая проводимость стержневых смесей, приготовленных на электропроводных связующих веществах, в процессе перемешивания изменяется в широких пределах, причем изменение величины $\chi_{\text{с}}$ носит экстремальный характер. В начальный момент перемешивания $\chi_{\text{с}} = 0$, так как связующее еще не распределилось по объему замеса и не смочило поверхность зерен. В этот момент $\chi_{\text{п}}$ также практически равна нулю.

По мере распределения связующего вещества на поверхности зерен песка удельная электрическая проводимость смеси возрастает и достигает своего максимального значения в мо-

мент наиболее равномерного распределения связующего. Этому же моменту перемешивания соответствует оптимум технологических свойств смеси, так как при наиболее равномерном распределении связующего по поверхности зерен наполнителя смесь обладает максимальной прочностью в сухом состоянии, максимальной газопроницаемостью и минимальной осылаемостью.

Увеличение времени перемешивания смеси приводит к высыханию пленки связующего, в результате чего снижается χ_o . Происходит также обдирание пленки и образование мелких комочков связующего, располагающихся в промежутках между зёрнами песка, в результате чего снижается χ_p .

Таким образом, удельная электрическая проводимость смеси может быть использована в качестве критерия длительности перемешивания стержневой смеси. Для получения смесей с оптимальными технологическими свойствами и более эффективного использования связующих веществ необходимо перемешивание смеси прекращать в момент достижения максимума ее проводимости.

Удельная электрическая проводимость связующих веществ может быть изменена под воздействием электрического поля (табл. 2). Это происходит в результате ослабления водородных связей и повышения степени диссоциации функциональных групп, что приводит к увеличению количества свободных носителей заряда в растворе. Дополнительная диссоциация функциональных групп способствует увеличению заряда цепи макромолекул, что сказывается на структуре и распределении потенциала в двойном электрическом слое. Результатом является повышение когезии пленки и адгезии связующего к поверхности зерен наполнителя.

Таблица 2

| Связующее | Удельная электрическая проводимость $\chi_o \cdot 10^{-5} \text{ Ом}^{-1} \text{ см}^{-1}$ | | | | | |
|-----------|---|---|---|---|---|----|
| | напряженность поля E, в/см | | | | | |
| | 0 | 2 | 4 | 6 | 8 | 10 |
| 1 | 2 | 3 | 4 | 5 | 6 | 7 |

Фенолоспирт
 $\gamma = 1,226 \text{ г/см}^3$

350,00 364,30 373,20 382,10 390,00 410,00

Продолжение

| 1 | 2 | 3 | 4 | 5 | 6 | 7 |
|--|---------|---------|---------|---------|---------|---------|
| Смола М-19-62 $\gamma = 1,24 \text{ г/см}^3$ | 3,25 | 3,60 | 3,75 | 3,87 | 4,00 | 4,00 |
| Сульфитно-спир- товая барда $\gamma = 1,24 \text{ г/см}^3$ | 1300,00 | 1770,00 | 1900,00 | 1950,00 | 1990,00 | 2000,00 |

Электроактивация связующих материалов приводит к изменению не только их электрофизических, но и технологических свойств. При электроактивации смолы М-19-62 постоянным полем напряженностью $E = 20 \text{ В/см}$ в течение 10 мин краевой угол смачивания кварца уменьшается с 33 до 28°. Условная вязкость, определявшаяся с помощью вискозиметра ВЗ-4, уменьшается с 33 до 26 сек при $E = 40 \text{ В/см}$. В процессе электроактивации связующего происходит уменьшение его плотности.

Исходная удельная прочность пленки М-19-62, определявшаяся методом отрыва кварцевых пластин, составляет 0,90 - 0,95 г/мм². Электроактивация связующего постоянным электрическим полем $E = 20 \text{ В/см}$ приводит к увеличению прочности пленки до 1,4 - 1,5 г/мм² и возрастанию реакционной способности, в результате чего длительность твердения сокращается на 35 - 40%.

Электроактивация связующего значительно повышает технологические свойства приготовленных на нем смесей, и в первую очередь прочностные характеристики. Аналогичные результаты получены при электроактивации сульфитно-спиртовой барды, фенолоспирта и ряда других связующих веществ.

Процесс активации связующих веществ электрическими полями целесообразно осуществлять в колонках и таким образом совмещать технологическую операцию (электроактивацию) с транспортировкой связующего материала от дозатора к смеси-телю.

Электрофизические свойства связующих веществ в процессе твердения стержневых смесей также изменяются, особенно сильно - электропроводность. В табл. 3 приведены результаты определения удельной электрической проводимости фенолоспирта, отвердевавшего при температуре 220 С, и смолы М-19-62, отверждавшейся ортофосфорной кислотой.

При тепловом отвердевании удельная электрическая прово-

димось вначале в результате разогрева связующего несколько возрастает за счет повышения степени диссоциации, а затем начинается процесс полимеризации и электропроводность падает (табл. 3).

Таблица 3.

| Связующие | Удельная электропроводность $\chi \cdot 10^{-5}$, $\text{Ом}^{-1} \text{см}^{-1}$ | | | | | | |
|---|---|--------|--------|--------|--------|-------|-------|
| | длительность твердения τ , мин | | | | | | |
| | 0 | 2 | 4 | 6 | 8 | 10 | 12 |
| Фенолоспирт $\rho = 1,226 \text{ г/см}^3$ | 350,00 | 459,00 | 308,00 | 250,00 | 100,00 | 92,00 | 92,00 |
| Смола М-19-62 $\rho = 1,24 \text{ г/см}^3$ | 3,25 | 2,52 | 0,82 | 0,62 | 0,40 | 0,40 | 0,40 |

В случае химического твердения электрическая проводимость сразу же начинает уменьшаться в результате сокращения количества свободных носителей зарядов. Остаточная электрическая проводимость после полного затвердевания в обоих случаях определяется электрофизическими свойствами твердого остатка и практически не изменяется при дальнейшей выдержке.

Измерение электрической проводимости связующих материалов непосредственно в процессе их твердения позволяет определять реакционную способность вещества. Этот метод может быть использован для экспресс-анализа свойств связующих, так как он не требует приготовления стержневой смеси, изготовления стандартных образцов и последующих их испытаний.

Л и т е р а т у р а

1. Скорчилетти В.В. Теоретическая электрохимия, Л., "Химия", 1967.
2. Баландин Г.Ф., Васильев В.А. Физико-химические основы литейного производства, М., "Машиностроение", 1971.
3. Авторское свидетельство № 379304. Способ приготовления смеси.
4. Авторское свидетельство № 438485. Способ приготовления формовочной смеси на жидком связующем.

ПОВЫШЕНИЕ КАЧЕСТВА ХОЛОДНОТВЕРДЕЮЩИХ СМЕСЕЙ

Одним из путей повышения вязких свойств органических связующих материалов является предварительная обработка их электрическими полями. Наложение на растворы связующих материалов электрического поля приводит к значительному изменению таких основных технологических свойств, как поверхностное натяжение, вязкость, краевой угол смачивания и др., во многом определяющих качество формовочных и стержневых смесей. В связи с этим исследовалось влияние воздействия электрических полей на изменение свойств карбамидного связующего УКС-Л, используемого для изготовления стержней из холоднотвердеющих смесей (ХТС).

Электрообработка связующего осуществлялась в колонке, состоящей из диэлектрического корпуса прямоугольного сечения, внутри которого по всей длине установлены два металлических электрода. Термостатирование электродов осуществлялось с помощью охлаждающей жидкости, пропускаемой вдоль внешней поверхности колонки. Таким образом, в процессе всех экспериментов температура связующего поддерживалась постоянной в пределах 20 ± 2 °С.

Установлено, что эффективность электрообработки зависит от плотности связующего, типа и напряженности электрического поля, скорости движения связующего в зоне обработки и длины участка электрообработки. Так, например, у связующего УКС-Л ($\rho = 1,22$ г/см³) максимальный прирост свойств наблюдается при движении связующего в межэлектродном пространстве длиной 0,5 - 0,8 м со скоростью 0,2 - 0,3 м/сек. Возрастание плотности УКС-Л до $\rho = 1,28$ г/см³ вызывает необходимость увеличить длину участка обработки до 0,8 - 0,9 м, т.е. повысить длительность электрообработки.

Но более существенное влияние на эффективность активации оказывает тип и величина напряженности электрического поля. На рис. 1 представлена зависимость изменения краевого угла смачивания и удельной электропроводности связующего от величины напряженности и типа электрического поля. Изменение этих параметров связующего прискладит, в основном, при увеличении напряженности до $E = 50 - 60$ В/см, дальнейшее повышение напряженности не вызывает значительного изменения свойств связующего УКС-Л. При этом установлено, что большая эффективность достигается после обработки постоянным

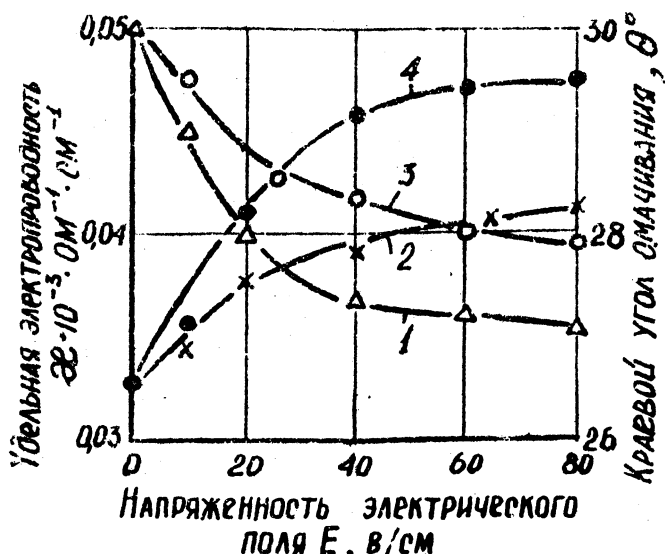


Рис. 1

электрическим полем (кривые 1, 4). Подобное улучшение смачиваемости происходит в связи с тем, что при наложении внешнего электрического поля в растворе высокомолекулярного связующего материала увеличивается количество свободных полярных функциональных групп, обеспечивающих повышение гидрофильности УКС-Л. Связь между смачиваемостью и количеством свободных полярных групп подтверждается обратной зависимостью между удельной электропроводностью (кривые 2, 4) и краевым углом смачивания (кривые 1, 3). Кроме краевого угла смачивания на качество распределения связующего по поверхности зерен песка в процессе смесеприготовления большое влияние оказывает вязкость связующего, которую в результате электрообработки можно уменьшить на 25 – 30%.

Результаты экспериментов показывают, что свойства связующего УКС-Л, изменившиеся в результате воздействия электрического поля, сохраняются в течение некоторого времени, а затем начинают восстанавливаться. При этом подобная "структурная память" зависит от плотности связующего, режима электрообработки и находится в пределах 5 – 7 часов.

Изменение свойств связующего УКС-Л, обработанного электрическим полем, создает предпосылки для повышения тех-

нологических свойств ХТС.

Холоднотвердеющая смесь состава: песок кварцевый 1К02А - 100%; связующее УКС-Л ($\gamma = 1,22 \text{ г/см}^3$) - 2,4%; ортофосфорная кислота ($\gamma = 1,15 \text{ г/см}^3$) - 1,0% приготавливалась в лопастном смесителе, после чего изготавливались образцы для испытания технологических свойств. На рис. 2 представлена зависимость прочности образцов из ХТС (через 3 часа отверждения)

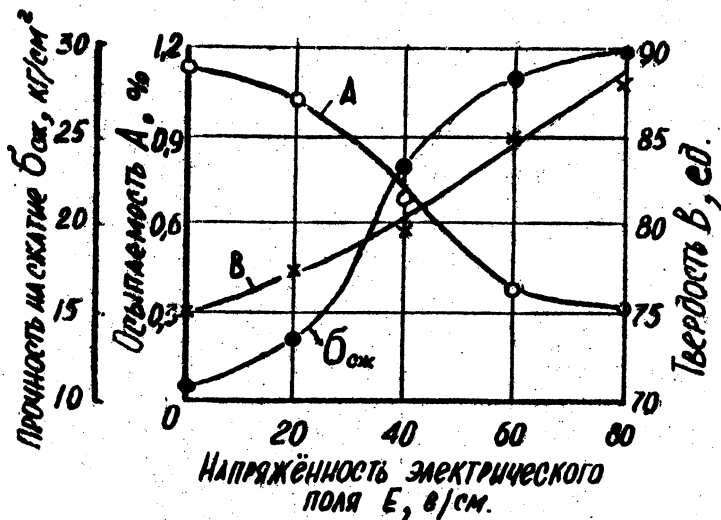


Рис. 2

дения) от напряженности постоянного электрического поля, в котором обрабатывалось связующее УКС-Л. Результаты экспериментов показывают, что электрическая активация связующего УКС-Л позволяет не только почти в два раза увеличить прочностные свойства ХТС, но и на 40 - 45% повысить скорость твердения смеси, что весьма важно для повышения производительности участка изготовления стержней. Кроме того, вследствие уменьшения вязкости и краевого угла смачивания связующего после обработки электрическим полем, значительно улучшаются условия приготовления смеси. При этом зерна песка более полно и равномерно обволакиваются пленкой связующего, что также сказывается на повышении свойств ХТС.

Подобное улучшение технологических свойств ХТС, происхо-

дующее в результате электрической активации УКС-Л, позволяет не только повысить качество стержней, но и сократить на 20-25% расход дорогостоящего карбамидного связующего материала.

И.К. Игнатик, И.З. Логинов,
А.А. Мурог

ИССЛЕДОВАНИЕ АБРАЗИВНОГО ИЗНОСА МАТЕРИАЛОВ ДЛЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ МОДЕЛЬНОЙ ОСНАСТКИ

Необходимым условием возможного проявления абразивного изнашивания является большая твердость в процессе трения изнашивающегося тела, чем изнашиваемого [1]. Это условие полностью находит подтверждение в литейном производстве.

Оснастку (модели, стержневые ящики) для литейных цехов с массовым типом производства в основном изготавливают из алюминиевых сплавов. Твердость их значительно ниже кварцевого песка. Оснастка в процессе формообразования подвергается абразивному износу под воздействием формовочных и стержневых смесей. В результате геометрия моделей и стержневых ящиков при их эксплуатации изменяется, что приводит к искажению размеров изготавливаемых отливок.

Износ оснастки можно уменьшить за счет придания ее рабочим поверхностям более высокой твердости. Одним из методов получения более твердых материалов для оснастки является плазменное напыление. В качестве напыляемого материала был использован порошок марки ПГ-ХН80СР2.

Стержневые ящики подвергаются более интенсивному абразивному износу по сравнению с моделями. В процессе их заполнения смесь из пескострельной головки машины поступает в виде потока песчано-воздушной взвеси, скорость которого достигает десятков метров в секунду. Особенно значительный износ поверхностей ящиков наблюдается в местах удара смеси, по плоскости разъема и на поверхности вдувных отверстий.

На величину абразивного износа поверхности ящика, по-видимому, будут оказывать влияние следующие факторы: скорость струи стержневой смеси в ящике, расстояние от вдувного отверстия до поверхности ящика, качество абразива (форма и размер зерен песка), твердость поверхности материала оснастки и его структура, угол наклона струи смеси к поверхности

ящика (угол атаки), количество связующего материала в смеси.

Износостойкость материалов определялась в лабораторных условиях по методике, максимально приближенной к производственным условиям. Для этой цели была создана установка на базе пескоструйно-пескострельной машины марки 348 (рис. 1).

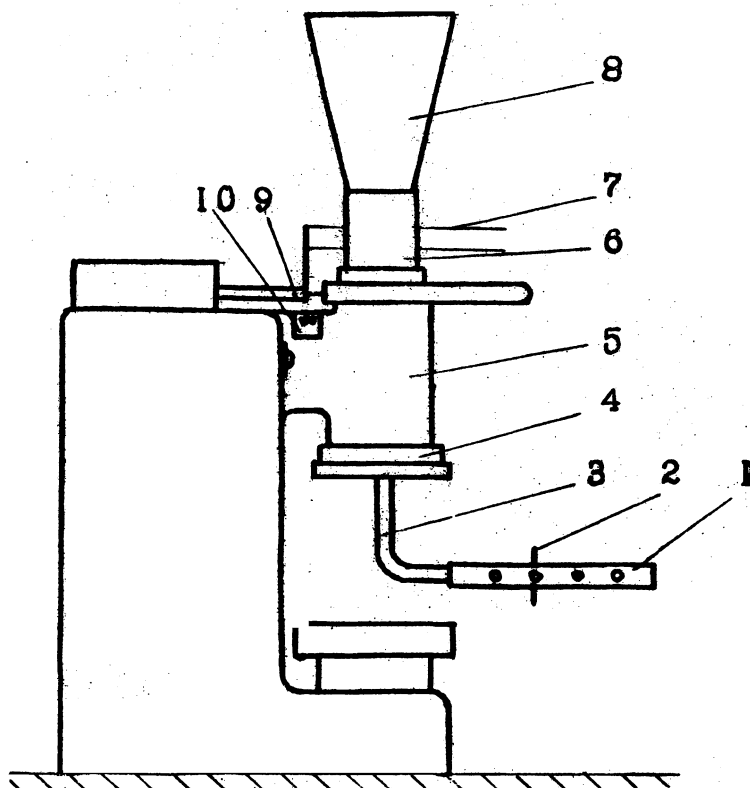


Рис. 1. Схема установки для определения абразивного износа материала

Над резервуаром пескострельной головки 5 машины установлен дозатор 6, шибер 7 которого жестко связан с шибером 9 машины. Абразивный материал (кварцевый песок) подается в дозатор из бункера 8, укрепленного над ним. Исследуемый материал устанавливается в рамке 1, в которой по длине предусмотрены отверстия на расстоянии 50 мм друг от друга для крепления пластинок 2. Рамка жестко соединена с трубой 3

диаметром $1/2''$. Труба присоединяется к пескострельной насадке 4, которая крепится к пескострельной головке тремя болтами. Давление воздуха в ресивере машины регулируется редуктором, смонтированным на установке. Количество вдувов регистрируется счетчиком 10, закрепленным на станине машины. При включении машины песок с определенной скоростью выносятся из пескострельной головки сжатым воздухом и ударяется об исследуемый материал, срезая при этом с пластинки мелкую стружку.

Образцы для определения абразивного износа изготавливались из исследуемого материала в виде пластинок с размерами $115 \times 90 \times 3$ мм. Такие размеры выбраны исходя из того, чтобы на расстоянии 50 - 200 мм от вдувного отверстия весь абразивный материал попадал на поверхность пластинки.

Величина абразивного износа определялась по потере объема пластинки после 300 вдувов. В качестве абразивного материала использовался кварцевый песок марки 1К02Б. Угол атаки при исследовании принимался равным 45° и 90° .

Результаты исследований представлены на рис. 2. Из гра-

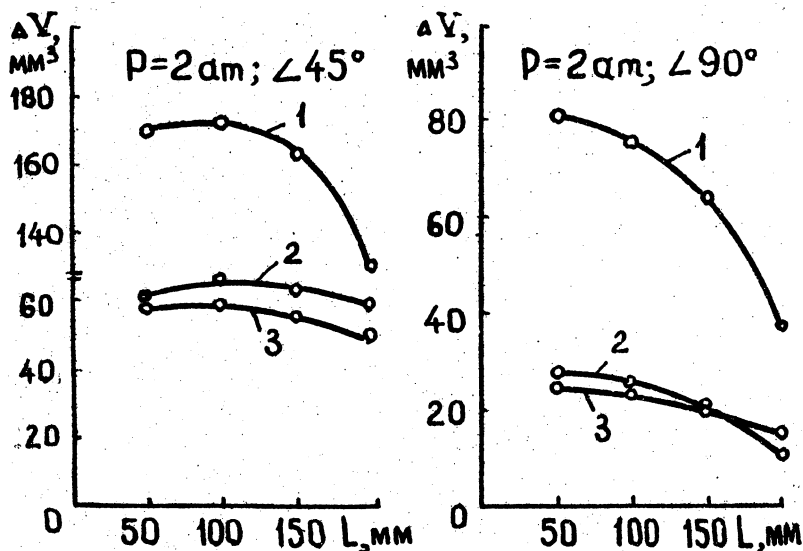


Рис. 2. Зависимость изменения объема образцов от расстояния: 1 - сплав АЛ10В; 2 - сталь Ст.3; 3 - материал из порошка ПГ-ХН80СР2.

фика видно, что наибольший абразивный износ наблюдается на расстоянии 50 мм от вдувного отверстия и при угле атаки 45° .

Более высокую износостойкость материала из порошка ПГ-ХН80СР2 можно объяснить его повышенной твердостью, которая достигается за счет присутствия карбидов хрома. Выявленные зависимости износа стержневых ящиков можно использовать при их проектировании и эксплуатации.

Л и т е р а т у р а

1. Хрушов М.М. Закономерности абразивного изнашивания. В сб.: "Износостойкость", М., "Наука", 1975.

А.М. Лазаренков

ПОЛУЧЕНИЕ ОТЛИВОК ГИЛЬЗ ЦИЛИНДРОВ МЕТОДОМ ЛИТЬЯ ПО ГАЗИФИЦИРУЕМЫМ МОДЕЛЯМ

Технологический процесс изготовления отливок гильз цилиндров методом литья по газифицируемым моделям был разработан кафедрой машин и технологии литейного производства Белорусского политехнического института совместно с Минским проектно-конструкторским технологическим институтом для Новороссийского завода "Красный Двигатель".

В соответствии с ГОСТ 1855-55 (группа В81) был назначен припуск на механическую обработку для верхней плоскости по положению отливки в форме, равный 5 мм, а для боковых и нижней плоскостей - половина припуска, предусмотренного этим же ГОСТом, т.е. 1,5 - 2 мм.

При конструировании прессформы учитывалась усадка металла и модели, равная 0,3% для пенополистирола марки ПСВ-Л плотностью 0,02 г/см³. Прессформу изготавливали из алюминиевого сплава АЛ-2, обладающего высокой теплопроводностью, стойкостью против коррозии при контакте с теплоносителем, достаточной механической прочностью и минимальной адгезией при контакте с полистиролом.

Для изготовления моделей использовали полистирол марки ПСВ-Л с размером гранул 1,0 - 2,5 мм. Время предварительного вспенивания гранул в ванне с кипящей водой составляло 1 - 2 мин, а время окончательного формирования модели в прессформе в автоклаве АГ-2 при 110 - 115 °С и давлении 1,1 - 1,4 кг/см² - 10 - 15 мин. Прессформы с моделями охлаждали в проточной воде при 12 - 15 °С в течение 2 - 3 мин. Извлечен-

ные из прессформы модели выдерживали при 25–30°С для устранения влаги.

Элементы литейной системы рассчитывались по известным методикам, применяемым при литье в песчаные формы, с учетом термо-механического сопротивления со стороны пеномодели. Исходя из расчета скорость подъема металла в форме принимали равной 1–2 см/сек. Элементы литейной системы изготавливали также из пенополистирола и приклеивали к пеномоделям гильзы.

Формовку моделей осуществляли в опоке заливкой жидкой самотвердеющей смесью (ЖСС) или в коробе засыпкой сухим кварцевым песком марки К016А с уплотнением вибрацией.

Формы заливали чугуном марки СЧ 21–40 (легированным никелем и хромом), который выплавляли в индукционной печи. Заливка форм производилась равномерно из ручного ковша, без разрыва струи металла и при постоянном гидростатическом давлении. Параллельно заливали форму из песчано-глинистой смеси, изготовленную по извлекаемой модели. Отливки после охлаждения извлекали из формы, отбивали литейную систему и очищали. Затем их разрезали на заготовки для изготовления образцов на растяжение и темплетов для изучения микроструктуры, а также отбирали стружку для определения химического состава металла. Химический состав отливок, полученных по газифицируемым моделям и контролируемым экземплярам, приведен в табл. 1.

Таблица 1

| Метод получения отливки | Содержание элементов в отливке, % | | | | | | | |
|--|-----------------------------------|------|------|-------|-------|------|------|-----------------|
| | C | Si | Mn | S | P | Cr | Ni | C _{CB} |
| По пеномодели в форме из ЖСС | 3,23 | 2,17 | 0,94 | 0,031 | 0,084 | 0,37 | 0,24 | 2,42 |
| По пеномодели в форме из сухого кварцевого песка | 3,24 | 2,20 | 0,90 | 0,028 | 0,075 | 0,35 | 0,27 | 2,48 |
| По извлекаемой модели в песчано-глинистой смеси | 3,18 | 2,18 | 0,93 | 0,031 | 0,077 | 0,35 | 0,28 | 2,37 |

Изучение данных химического анализа показывает, что изменения в содержании всех элементов находятся в пределах погрешности опыта за исключением углерода (некоторое повышение).

Прочностные характеристики отливок определяли при испытании 8–12 образцов. Средние значения полученных результатов приведены в табл. 2.

Таблица 2

| Механические свойства отливок | Метод получения отливки | | |
|---------------------------------|-------------------------|------------------------------|---|
| | по пеномодели | | по извлекаемой модели в песчано-глинистой смеси |
| | в формах из ЖСС | в формах из кварцевого песка | |
| Твердость, НВ | 230 | 234 | 229 |
| σ_B , кг/мм ² | 21,5 | 22,0 | 21,0 |

Как видно из табл. 2, между механическими свойствами отливок, полученных по газифицируемым моделям и контрольными экземплярами, существенная разница отсутствует. Их микроструктура различается незначительным изменением формы графита.

После механической обработки, визуального осмотра, исследований микроструктуры, прочностных характеристик и химического анализа было установлено, что отливки, полученные по газифицируемым моделям, не уступают по качеству отливкам, отлитым в песчаных формах.

Экономическую целесообразность изготовления отливок гильз цилиндров с использованием газифицируемых моделей определяют следующие факторы: снижение веса отливки за счет уменьшения припусков на механическую обработку и ликвидации литейных уклонов; отсутствие затрат, связанных с изготовлением полуформ низа и верха, а также затрат на изготовление стержней; снижение трудоемкости механической обработки благодаря уменьшению припусков.

Расчет условного экономического эффекта получения отливок гильз цилиндров при литье по газифицируемым моделям производили на основании сравнения метода производства с изготовлением отливок в песчаных формах на комплексно-механизированных конвейерных линиях машинной формовки.

Расчет велся только по тем элементам себестоимости изготовления отливок, которые различаются в сравниваемых вариантах. Экономический эффект от внедрения технологического процесса получения отливок гильз цилиндров по газифицируемым моделям только на Новороссийском заводе "Красный Двигатель" составит около 60 тыс.руб. в год.

Л.А. Бабицкий, Б.С. Голиков, И.З. Логинов,
А.А. Мурог, Е.И. Чернобрисов

О ТОЧНОСТИ РАБОЧИХ РАЗМЕРОВ ЛИТЕЙНОЙ ОСНАСТКИ, ИЗГОТАВЛИВАЕМОЙ ПЛАЗМЕННЫМ НАПЫЛЕНИЕМ

При изготовлении литейной оснастки плазменным напылением [1] металлическая модель может извлекаться из напыленной корки свободно или с некоторым усилием в зависимости от величин коэффициентов термического линейного расширения напыленного материала и материала модели. Коэффициент термического линейного расширения α напыленного материала из порошков на никелевой основе (ПГ-ХН80СР2, ПГ-ХН80СР3, ПГ-ХН80СР4) определяли на кварцевом dilatометре [2]. Из плиток размером 60x60x8 мм, полученных при различных режимах напыления (мощность источника тока, расход порошка, расход плазмообразующего газа, размер частиц порошка, дистанция напыления), вырезались образцы размером 5x5x50 мм. В процессе нагрева образцов со скоростью 2-3 С /мин замерялось их удлинение и затем по данным замеров на нескольких образцах определялся коэффициент термического линейного расширения материала.

Данные исследований показали, что коэффициент α для порошков на никелевой основе изменяется в зависимости от режимов напыления в пределах $(12 - 15) \times 10^{-6}$ 1/град. При режиме, обеспечивающем наибольшую производительность при полном проплавлении частиц порошка (сила тока 300 А, расход порошка 100-120 г/мин, фракция порошка 100-200 мкм, расход плазмообразующего газа (аргон+15% аммиака) 3 м³/час, дистанция напыления 0,1 м), коэффициент α равен 13×10^{-6} 1/град. Поэтому для изготовления моделей должен выбираться материал с коэффициентом термического линейного расширения равным или большим 13×10^{-6} 1/град, например, стали марок Х18Н9Т, ШХ15 или медь. Это позволяет легко извлечь модель и избе-

жать задиrow на ее поверхности и рабочей поверхности напыленного изделия.

Знание величины α для напыленного порошка и материала модели позволяет рассчитать размеры последней по заданным параметрам рабочей полости напыленного изделия.

Отклонение X размеров рабочей полости изделия от размеров модели можно определить по формуле:

$$X = (\alpha_1 - \alpha_2) LT, \text{ м,}$$

где α_1 - коэффициент термического линейного расширения материала модели, 1/град; α_2 - коэффициент термического линейного расширения напыленного материала, 1/град; L - размер рабочей полости, м; T - температура модели, для которой ведется расчет, град.

Опыты подтвердили, что величины реальных отклонений близки к расчетным.

Л и т е р а т у р а

1. Дмитриович А.М., Логинов И.З., Робинсон И.В., Голунов А.М. Изготовление матриц прессформ плазменным напылением. "Литейное производство", №9, 1972. 2. Павлушкин Н.М. и др. Практикум по технологии стекла и ситаллов. М., 1970.

Н.Е. Кулага, В.Ф. Бернадо,
О.А. Белый, И.О. Дворниченко

ПРИМЕНЕНИЕ НАУГЛЕРОЖЕННЫХ МЕТАЛЛИЗОВАННЫХ ОКАТЫШЕЙ ПРИ ВЫПЛАВКЕ СЕРОГО ЧУГУНА В ВАГРАНКЕ

Использование низкоуглеродистых металлизированных окатышей в качестве составной части шихты при выплавке в вагранке, как показали исследования, приводит к повышенному угару углерода, кремния и марганца, в результате чего затрудняется применение указанного шихтового материала в больших количествах. Повышенный угар активных к окислам железа элементов можно устранить путем создания восстановительной атмосферы в шахте плавильного агрегата. Подобный эффект достигается заменой низкоуглеродистых металлизированных окаты-

шей высокометаллизированными, содержащими в порах до 2–3% сажистого углерода. При нагреве в шахе вагранки сажистый углерод должен способствовать защите восстановленного железорудного сырья от окисления и привести к снижению угара элементов.

Процесс плавки серого чугуна с использованием в шихте науглероженных металлизированных окатышей, содержащих 2,5% углерода, 84% общего и 80% металлического железа, исследовался на экспериментальной вагранке диаметром 350 мм. Исходная шихта состояла из 20% стального лома, 50% возврата собственного производства, 30% литейного чугуна марки ЛКЗ и ферросплавов. В процессе плавки производилась как полная замена стального лома, так и частичная замена литейного чугуна. Диаграмма плавки приведена на рис. 1. Количество вводи-

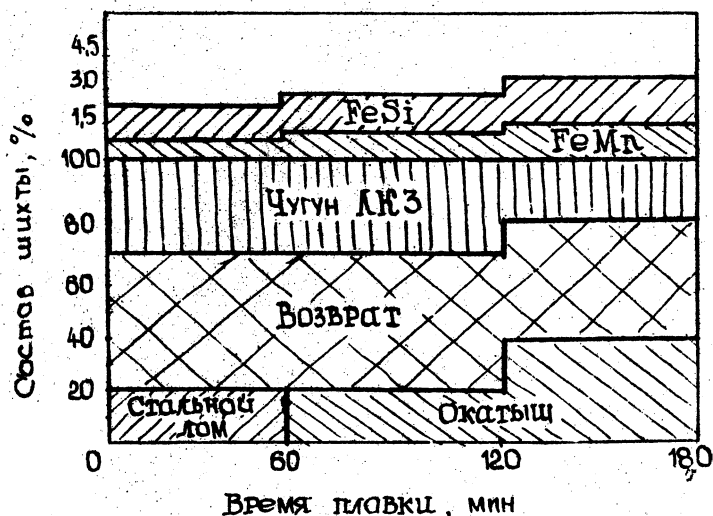


Рис. 1. Диаграмма плавки серого чугуна в вагранке.

мых ферросплавов определялось с учетом получения постоянно химического состава шихты по кремнию и марганцу.

В процессе плавки проводился замер давления и расхода дутья, температуры жидкого металла. Анализировались также химический состав и свойства серого чугуна, производитель-

ность плавильного агрегата.

В результате экспериментов установлено, что введение в шихту металлизированных окатышей приводит к снижению газопроницаемости шихты в вагранке, из-за чего несколько возрастает давление и снижается расход дутья (рис. 2).

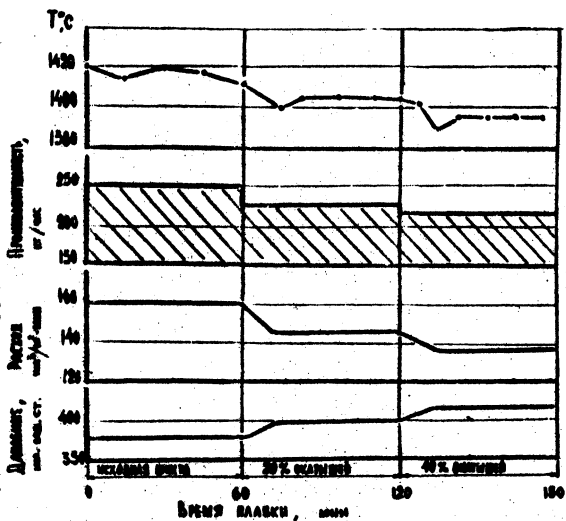


Рис. 2. Влияние добавки в шихту науглероженных окатышей на параметры ваграночной плавки

При введении в металлическую шихту 40% восстановленного железорудного сырья и постоянном расходе кокса температура жидкого металла снижается на 20–30 $^\circ\text{C}$, а производительность плавильного агрегата – на 10–12%.

Присутствие окислов железа в науглероженных металлизированных окатышах оказывает влияние на химический состав выплавляемого чугуна (рис. 3). Содержание кремния и марганца в сплаве снижается соответственно с 2,6% и 0,9% до 2,4% и 0,7% при замене стального лома металлизированными окатышами. Увеличение добавки металлизированных окатышей в шихту до 40% от веса металлозавалки приводит к повышению угара указанных элементов. Концентрация в сплаве фосфора при добавках окатышей уменьшается, а серы несколько возрастает, что также

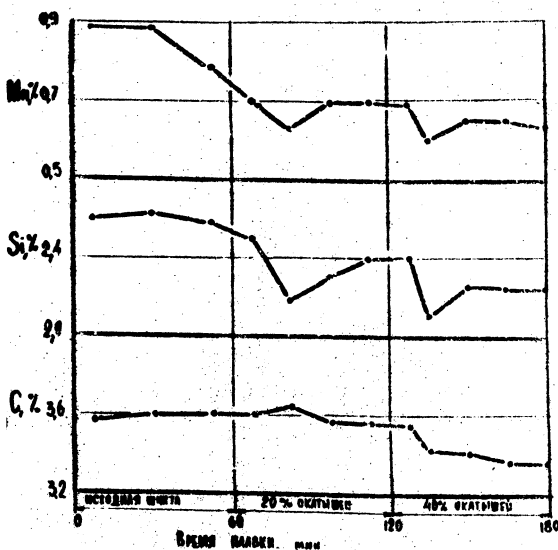


Рис. 3. Влияние добавки в шихту науглероженных окатышей на химический состав чугуна

зависит от степени окисленности шлака.

Сравнение величины угара активных элементов кремния и марганца при применении науглероженных и низкоуглеродистых металлизированных окатышей показывает, что в первом случае угар данных элементов значительно ниже. При одинаковой добавке восстановленного железорудного сырья в шихту (20% от веса металлозавалки) содержание кремния в чугуне снижается в случае науглероженных окатышей всего на 0,2%, в то время как при использовании низкоуглеродистого металлизированного сырья наблюдается снижение концентрации данного элемента на 0,4 – 0,8%. Аналогичная зависимость получена для марганца и углерода.

Характерно, что после ввода окатышей в шихту происходит резкое снижение содержания в сплаве кремния и марганца, которое в дальнейшем нивелируется. Данное обстоятельство определяется, по-видимому, ускоренным перемещением окатышей вдоль шахты вагранки.

Изменение механических свойств серого чугуна в процессе плавки в полной мере отражает описанное выше влияние ме-

таллизованных окатышей на химический состав чугуна. Вследствие снижения углеродного эквивалента чугуна прочность и твердость сплава при добавках окатышей возрастает. Повышается также склонность чугуна к отбелу. Следовательно, замена стального лома и части литейного чугуна в ваграночной шихте науглероженными металлизированными окатышами способствует повышению качества чугуна.

Г.В. Довнар, Б.М. Немененок

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ШИХТОВЫХ МАТЕРИАЛОВ НА СВОЙСТВА АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ

Наиболее распространенными литейными сплавами являются материалы на основе системы алюминий-кремний, для приготовления которых используется чушковый синтетический силумин. В последнее время начинает применяться силумин, получаемый электротермическим способом. Сущность его заключается в выплавке из глиноземо-содержащего материала в смеси с углем сплава, содержащего 30-40% кремния, с последующей переработкой на силумин [1]. Такой процесс позволяет полностью использовать кремний первичного алюминиевокремниевое сплава и сократить расход электролитического алюминия.

По данной технологии на Днепровском алюминиевом заводе изготавливаются чушковые сплавы типа СИЛ1, СИЛ2, АЛ25, АЛ26, АЛ30, АК12М2. Однако применение перечисленных сплавов в цветнолитейном производстве привело к увеличению брака отливок в результате пониженной жидкотекучести заливаемого металла и возросшего содержания неметаллических включений.

Для выяснения причин, вызывающих ухудшение свойств алюминиевых сплавов, исследовались исходные чушковые шихтовые материалы нескольких марок, полученных различными способами. В процессе исследования готовился сплав АЛ4, содержащий 9% кремния, 0,25% магния, 0,3% марганца, 0,2% меди и 0,6% железа на основе синтетического силумина СИЛ00 и электротермического силумина СИЛ2. Для получения требуемого состава использовались лигатуры алюминия с 10% железа, алюминия с 10% марганца, алюминия с 50% меди и магний. Температура перегрева расплава составляла 800 С. Разливка металла производилась при температуре 740 С.

Кроме того, по указанной технологии отливались образцы

для изучения свойств силуминов без каких-либо добавок, т.е. синтетического СИЛ00 и электротермического СИЛ2.

Результаты исследований приведены в табл. 1 и 2.

Таблица 1. Влияние способа производства силуминов на свойства сплава АЛ4

| Способ производства и марки силумина | Характеристики свой гв | | | | | |
|--------------------------------------|------------------------|---|----------------------------|-------------------------------|--|---------------------------------|
| | жидкотекучесть, мм | предел прочности при растяжении, кг/мм ² | относительное удлинение, % | твердость, кг/мм ² | удельное электросопротивление, Ом.см ⁻⁶ 10 | коэффициент коррозии, г/2 м.сут |
| Синтетический СИЛ00 | 360 | 20,95 | 2,9 | 65,5 | 5,52 | 0,33 |
| | | 32,9 | 2,7 | 102 | 4,47 | 0,23 |
| Электротермический СИЛ2 | 320 | 20,75 | 2,7 | 67,4 | 6,09 | 0,38 |
| | | 29,6 | 2,3 | 102 | 4,77 | 0,32 |

Примечание: в числителе - в литом состоянии сплава, в знаменателе - после термической обработки (Т6)

Таблица 2. Физико-механические свойства силуминов в литом состоянии

| Способ производства и марка силумина | Жидкотекучесть, мм | Предел прочности при растяжении, кг/мм ² | Относительное удлинение, % | Твердость, кг/мм ² | Удельное электросопротивление, Ом.см ⁻⁶ 10 | Коэффициент коррозии, г/2 м.сут |
|--------------------------------------|--------------------|---|----------------------------|-------------------------------|--|---------------------------------|
| Синтетический СИЛ00 | 520 | 18,95 | 4,35 | 53,7 | 4,67 | 0,32 |
| Электротермический СИЛ2 | 470 | 17,20 | 2,46 | 63,2 | 6,60 | 0,60 |

Из приведенных результатов видно, что сплав АЛ4 при использовании электротермического силумина имеет более низкую жидкотекучесть и коррозионную стойкость по сравнению со

сплавом АЛ4, приготовленном на основе синтетического силумина. Аналогично, силумин электротермического способа производства имеет более низкие значения указанных характеристик по сравнению с синтетическим. Поскольку сплав АЛ4, полученный путем применения различных силуминов, содержал одинаковое количество железа и марганца, которые являются основными примесями в силуминах, предполагалось, что снижение жидкотекучести и коррозионной стойкости связано с влиянием неучтенных примесей и наличием неметаллических включений.

Анализ макроструктур исследуемых сплавов показал, что электротермический силумин и сплав на его основе содержит повышенное количество неметаллических включений. Микроструктурные исследования позволили выявить в сплаве СИЛ2 и АЛ4 на основе этого силумина крупные равноосные включения сложного состава, в которых содержатся алюминий, кремний, железо, марганец, хром. В остальных сплавах таких соединений обнаружено не было. Вероятно, рассматриваемые включения сложного состава способствуют увеличению электросопротивления, снижению пластичности и коррозионной стойкости сплава. Дополнительные исследования сплавов на микроанализаторе MS 46 показали, что в электротермических сплавах имеются соединения кальция, свинца и олова, которые также могут отрицательно влиять на коррозионную стойкость и жидкотекучесть.

Л и т е р а т у р а

1. Ильинков Д.В., Чельцов В.М., Киселев В.П., Цен-тер Я.А., Гольштейн Р.М., Воробьев Г.Н., Елина Н.И., Мауритс И.И. "Цветные металлы", № 10, 1971.

А.М. Лазаренков

ГАЗОНАСЫЩЕННОСТЬ ОТЛИВОК ПРИ ЛИТЬЕ ПО ГАЗИФИЦИРУЕМЫМ МОДЕЛЯМ

При литье по газифицируемым моделям в результате деструкции пенополистирола образуется газообразная фаза, которая по своему составу значительно отличается от соответствующей фазы как при условиях заливки в разовые формы, так и от реальной атмосферы, существующей над зеркалом металла в процессе его плавления и перегрева.

В рассматриваемой газовой фазе, возникающей в зазоре между металлом и моделью, повышено содержание водорода,

азота и уменьшено содержание кислорода. Следовательно, можно ожидать изменения количества растворимых газов в металле, особенно водорода, парциальное давление которого возрастает по сравнению с газами.

Растворимость газа в многокомпонентных сплавах определяется по уравнению [1]

$$\lg [\% \Gamma] = \lg K + \lg P_{\Gamma_2}^{\frac{1}{2}} - \lg f_{\Gamma}^I,$$

где K - растворимость газа в железе; P_{Γ_2} - равновесное парциальное давление газа над сплавом; f_{Γ} - коэффициент активности газа; I - легирующий элемент.

Используя теорию регулярных растворов [2], растворимость водорода и азота для сплава Fe-Si-Mn-C-S-P-г при температуре T и давлении P_{Γ_2} находили по следующим уравнениям:

$$\begin{aligned} \lg [\% \text{H}] = & -\frac{1750}{T} - 1,677 + \lg P_{\text{H}_2}^{\frac{1}{2}} - \frac{2X_{\text{Si}}}{X_{\text{Fe}}} \frac{\varphi_{\text{HSi}}}{4,575T} - \\ & - \frac{2X_{\text{Mn}}}{X_{\text{Fe}}} \frac{\varphi_{\text{HC}}}{4,575T} - \frac{2X_{\text{S}}}{X_{\text{Fe}}} \frac{\varphi_{\text{HS}}}{4,575T} - \frac{2X_{\text{P}}}{X_{\text{Fe}}} \frac{\varphi_{\text{HP}}}{4,575T} + \\ & + \lg [1 + 2(X_{\text{Si}} + X_{\text{Mn}} + X_{\text{C}} + X_{\text{S}} + X_{\text{P}})]; \end{aligned} \quad (1)$$

$$\begin{aligned} \lg [\% \text{N}] = & -\frac{700}{T} - 0,98 + \lg P_{\text{N}_2}^{\frac{1}{2}} - \frac{2X_{\text{Si}}}{X_{\text{Fe}}} \frac{\varphi_{\text{NSi}}}{4,575T} - \\ & - \frac{2X_{\text{Mn}}}{X_{\text{Fe}}} \frac{\varphi_{\text{NMn}}}{4,575T} - \frac{2X_{\text{C}}}{X_{\text{Fe}}} \frac{\varphi_{\text{NC}}}{4,575T} - \frac{2X_{\text{S}}}{X_{\text{Fe}}} \frac{\varphi_{\text{NS}}}{4,575T} - \\ & - \frac{2X_{\text{P}}}{X_{\text{Fe}}} \frac{\varphi_{\text{NP}}}{4,575T} + \lg [1 + 2(X_{\text{Si}} + X_{\text{Mn}} + X_{\text{C}} + X_{\text{S}} + X_{\text{P}})], \end{aligned} \quad (2)$$

где X - атомные доли элементов; φ - энергия взаимодействия элементов по данным [1, 2].

Растворимость кислорода в металле не определяли, так как деструкция пенополистирола идет с его поглощением из газо-

ной атмосферы литейной формы. Растворимость водорода и углерода в многокомпонентных сплавах определяли по уравнениям (1) и (2).

Для подтверждения теоретического анализа растворимости газов при литье по газифицируемым моделям были проведены исследования изменения газонасыщенности металла при данном методе литья в зависимости от толщины стенки отливки, газопроницаемости формы, температуры металла, скорости заливки формы и вида сплава.

Толщина стенки отливки и скорость заливки определяли зависимость растворения газов от времени взаимодействия жидкого металла с газовой фазой. Температура металла влияла на активность растворения, а газопроницаемость формы — на парциальное давление газа над зеркалом металла. Толщина стенки отливки изменялась от 10 до 40 мм, скорость подъема металла в полости формы составляла от 1,6 до 6,0 см/сек. Исследования проводили на чугунах ($T_3 = 1350^\circ\text{C}$) и стали ($T_3 = 1550^\circ\text{C}$). Одновременно с экспериментальными образцами заливался контрольный образец по извлекаемой модели. Из полученных отливок вырезали образцы диаметром 6 мм и высотой 6 мм из нижней и верхней частей. Содержание газов в образцах устанавливали методом вакуумплавления. Результаты по определению содержания газов в исследуемых и контрольных образцах, полученных при различных скоростях заливки формы (v), газопроницаемости формы (K) по пенополистироловым моделям с противопожарным покрытием и без него, приведены в табл. 1.

Таблица 1

| Условия получения отливок | Содержание газов в металле, вес. % | | | |
|---------------------------|------------------------------------|----------------|----------------|--------------------------------------|
| | O ₂ | H ₂ | N ₂ | Суммарное содержание газов в металле |
| 1 | 2 | 3 | 4 | 5 |

Сталь 30Л

| | | | | | |
|------------------|-------------------|--------|---------|--------|---------|
| $v = 1,6$ см/сек | С покрытием верх. | 0,0079 | 0,00025 | 0,0028 | 0,01095 |
| $K = 19$ ед. | С покрытием низ. | 0,0112 | 0,00035 | 0,0008 | 0,01235 |
| | Без покрытия | 0,0077 | 0,00070 | 0,0042 | 0,01260 |

Продолжение

| | | 1 | 2 | 3 | 4 | 5 |
|-----------------------------------|----------------------|---------|---------|---------|---------|---|
| $v = 3,5$ см/сек $K = 18$ ед. | С покрытием | 0,0100 | 0,00050 | 0,0008 | 0,01130 | |
| | Без покрытия | 0,0084 | 0,00055 | 0,0037 | 0,01265 | |
| $v = 2,5$ см/сек $K = 380$ ед. | С покрытием | 0,0099 | 0,00040 | 0,0059 | 0,01620 | |
| | Без покрытия | 0,0113 | 0,00035 | 0,0008 | 0,01245 | |
| $v = 8$ см/сек $K = 380$ ед. | С покрытием | 0,0213 | 0,0011 | 0,0012 | 0,0236 | |
| | Без покрытия | 0,0133 | 0,0007 | 0,0032 | 0,0172 | |
| Контрольный образец | | | | | | |
| $v = 2$ см/сек $K = 200$ ед. | Заливка сифо- ном | 0,0131 | 0,0009 | 0,0017 | 0,0157 | |
| | Заливка свер- ху | 0,0118 | 0,0004 | 0,0020 | 0,0142 | |
| Ч у г у н СЧ 21-40 | | | | | | |
| $\delta = 10$ мм; $K = 260$ ед. | Без покрытия | 0,00947 | 0,00115 | 0,0006 | 0,0113 | |
| | | | | | | |
| $\delta = 10$ мм; $K = 32$ ед. | Без покрытия | 0,00985 | 0,0014 | 0,0014 | 0,01265 | |
| | | | | | | |
| $\delta = 40$ мм; $K = 260$ ед. | Без покрытия | 0,0149 | 0,00185 | 0,00175 | 0,0185 | |
| | | | | | | |
| $\delta = 40$ мм; $K = 32$ ед. | Без покрытия | 0,0094 | 0,0016 | 0,0030 | 0,0140 | |
| | | | | | | |
| Контрольный образец | | | | | | |
| $\delta = 40$ мм; $K = 200$ ед. | | 0,0121 | 0,0012 | 0,0004 | 0,0137 | |

Примечание. 1. Образцы для определения газонасыщенности вырезались из стальных отливок размером 200x100x20 мм, а из чугунных отливок размером 200x100x δ мм. 2. В табл. 1 приведены средние значения содержания газов.

Рассмотрим влияние толщины стенки отливки и газопроницаемости формы на растворимость газов в чугуне. Как видно из табл. 1, содержание кислорода не изменилось, так как его парциальное давление в газовой фазе при данном методе литья

меньше, чем при литье в разовые формы. При толщине стенки отливки 40 мм содержание водорода незначительно возрастает, а при толщине 10 мм оно практически не изменяется. Вопреки теоретическому анализу происходит процесс растворения азота. По сравнению с водородом и кислородом количество азота при низкой газопроницаемости возросло в три раза и снизилось при высокой газопроницаемости формы вдвое. Это явление можно объяснить тем, что реакции деструкции пенополистирола активизируют процесс диссоциации молекул азота, уменьшая химический потенциал $\mu_{[N]}$.

При применении противпригарных покрытий моделей количество кислорода в металле несколько ниже, чем в контрольных образцах. Содержание водорода также ниже, чем в исходной стали, причем с увеличением газопроницаемости формы оно падает. Покрытие снижает газопроницаемость формы, тем самым повышая парциальное давление водорода $P_{[H]}$ и содержание H_2 в металле, однако оно остается ниже, чем в контрольных образцах. Количество азота в металле повышается, причем с увеличением газопроницаемости значение $V_{[N]}$ падает. При применении покрытий содержание азота возрастает с ростом газопроницаемости. Очевидно, с увеличением пор в смеси, мелкодисперсные покрытия более интенсивно забивают поры и фактически снижают газопроницаемость, что увеличивает $P_{[N]}$ и, следовательно, $V_{[N]}$. При этом повышение скорости заливки хотя и увеличивает давление в форме, однако уменьшает время взаимодействия фазы с расплавом, что приводит к незначительному снижению растворимости газов при заливке в формы с малой газопроницаемостью.

При получении отливок в формах с высокой газопроницаемостью наблюдается значительный рост $V_{[H]}$ и $V_{[O]}$ при применении покрытий, за исключением $V_{[N]}$. Это можно объяснить тем, что под действием высоких температур из покрытия выделяются газы и увеличивают напряженность газового режима в форме.

Какой-либо закономерности влияния места отбора пробы из отливки на растворимость газов установить не удалось, что объясняется большей скоростью диффузии растворяемых газов в жидком металле.

Как видно из данных табл. 1, содержание газов в отливках, полученных по газифицируемым моделям, не превышает расчетных величин.

Л и т е р а т у р а

1. Бурылев Б.П. Растворимость азота в жидких сплавах железа, ЖФХ, т. 38, №8, 1964. 2. Бурылев Б.П. Растворимость водорода в жидких сплавах железа. "Узвестия ВУЗов СССР" - "Черная металлургия", № 2, 1965.

Ю.М. Погосбекян, Я.И. Медведев,
Л.Н. Зайцева, Д.М. Бобрищев-Пушкин

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА ФОРМОВЫХ ГАЗОВ

Для расчета загазованности заливочных отделений литейных цехов и оценки степени токсичности используемых формовочных и стержневых смесей необходимо знать химический состав формовых газов. В настоящей работе приводится методика и результаты анализа химического состава формовых газов, выделяющихся из смесей при заливке литейных форм жидким металлом.

Отбор проб формового газа, выделяющегося при заливке жидким металлом стержневых и формовочных смесей, проводился по схеме, приведенной на рис. 1.

Определение содержания водорода, кислорода, азота, окиси углерода и метана в формовом газе проводилось с помощью лабораторного хроматографа ХЛ-4 на колонке с молекулярными системами 13Х по известным методикам [1, 2]. Компоненты разделялись при следующих параметрах: длина колонки 40 мм; объем вводимой пробы - 1 мл; температура колонки - 30 С; ток детектора - катарометра - 100 ма; газ-носитель - аргон, его скорость 50 мл/мин. Чтобы определить содержание двуокиси углерода в качестве жидкой фазы применялся сложный эфир триэтиленгликоля нормальной кислоты, нанесенный на твердый носитель.

Расчет концентрации компонентов в неразбавленном формовом газе проводился на основе прямой калибровки прибора по эталонным смесям в диапазоне рабочих концентраций. Влажность формового газа определяется весовым методом. Через предварительно взвешенную трубку, наполненную прокаленным хлористым кальцием, пропускается определенный объем газа и по разности веса трубки (до и после пропускания) рассчитывается влагосодержание формового газа в объемных процентах.

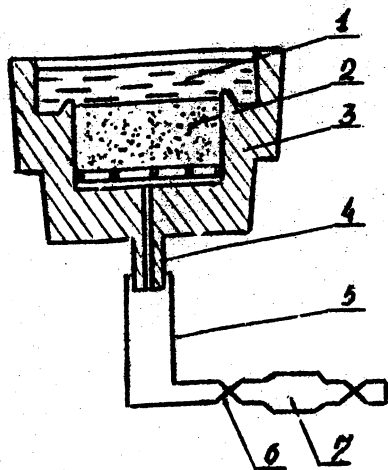


Рис. 1. Схема установки для отбора проб формового газа: 1 - жидкий металл; 2 - образец исследуемой смеси; 3 - металлическая полуформа; 4 - штуцер для подсоединения бюретки; 5 - трубка; 6 - зажимы; 7 - бюретка

Были проведены исследования формовых газов, выделяющихся из смесей следующих составов:

- I - смесь для оболочкового литья : кварцевый песок 1K02 - 94%, смола ПК-104 - 6%;
- II - облицовочная смесь: кварцевый песок 1K02 - 22%, отработанная смесь - 70,5%, глина огнеупорная - 2,5%, уголь газовый - 1%, глинисто-водная суспензия - 2%, кальцинированная сода - 0,02%;
- III - стержневая смесь: кварцевый песок 1K02 - 97,45%, олифа - 0,71%, 4ГУ - 1,54%, ПВС 10% - 0,3%;
- IV - формовочная смесь: кварцевый песок 1K02 - 5%, отработанная смесь - 94,4%, уголь газовый молотый - 0,2%, глинисто-водная суспензия (с содержанием глины не менее 35%) - 2,5%, кальцинированная сода - 0,02%.

Образцы толщиной 30 мм из смесей IV состава высушивались при температуре 220°С в течение 60 мин, образцы I состава выдерживались при температуре 280°С в течение 15 мин, образцы II и III составов высушивались при температуре 120°С

в течение 60 мин. Отбор формового неразбавленного газа производился через различные интервалы после заливки формы; длительность отбора пробы составляла 1,5 – 3 мин (толщина отливки 20 мм). Результаты исследования приведены в табл. 1 и на рис. 2.

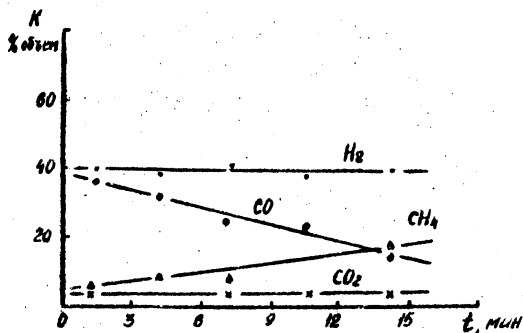


Рис. 2. Кинетика изменения состава формовых газов (смесь II)

Экспериментальные данные сглаживались линейными функциями вида:

$$K(t) = b \cdot t + c, \quad (1)$$

где t – текущее время, отсчитываемое с момента заливки образца жидким металлом; b , c – экспериментальные константы, подлежащие определению; $K(t)$ – текущая концентрация компонента формового газа ($K(t_i) \equiv K_i$, измеряется в объемных процентах).

Определение неизвестных констант b , c проводилось по методу наименьших квадратов. Для этого составлялась производящая функция

$$\Phi(b, c) = \sum_{i=1}^N (K_i - b \cdot t_i - c)^2, \quad (2)$$

1-й индекс i нумерует экспериментальные точки в выражении (2). Далее полагалось

$$\frac{d\Phi}{db} = 0, \quad \frac{d\Phi}{dc} = 0. \quad (3)$$

В результате преобразований получим:

$$\begin{aligned} \bar{K} &= b \cdot \bar{t} + c; \\ \overline{K \cdot t} &= b \cdot \bar{t}^2 + c \cdot \bar{t}, \end{aligned} \quad (4)$$

$$\text{где } \bar{K} = \frac{1}{N} \sum_{i=1}^N K_i, \quad \bar{t} = \frac{1}{N} \sum_{i=1}^N t_i, \quad \overline{K \cdot t} = \frac{1}{N} \sum_{i=1}^N K_i \cdot t_i;$$

$$\bar{t}^2 = \frac{1}{N} \sum_{i=1}^N t_i^2.$$

Решая систему уравнений, найдем:

$$c = \bar{K} - \bar{t} \frac{\overline{K \cdot t} - \bar{K} \cdot \bar{t}}{\bar{t}^2 - \bar{t}^2}; \quad b = \frac{\overline{K \cdot t} - \bar{K} \cdot \bar{t}}{\bar{t}^2 - \bar{t}^2}. \quad (5)$$

Так, для смеси II (рис. 2) аналитические зависимости ($[K]$ % объем) текущей концентрации формового газа от времени (в интервале 0 - 15 мин) имеют вид:

$$\begin{aligned} K_{H_2} &= 40,0; \\ K_{CO}(t) &= 38,7 - 2,0 t; \\ K_{CH_4}(t) &= 6,6 - 0,8 t; \\ K_{N_2}(t) &= 4,3 + 0,4 t. \end{aligned} \quad (6)$$

Адекватность полученных аналитических зависимостей экспериментальным: данным проверялась по критерию Фишера.

Для упрощения расчетов загазованности заливочных отделений литейных цехов [3] вместо значений текущей концентрации компонентов в уравнение (2) вводятся усредненные концентрации формовых газов по временному интервалу всего про-

цесса газовойделения, которые рассчитываются по формуле

$$\bar{K} = \frac{1}{t_{\text{э}}} \int_0^{t_{\text{э}}} K(t) dt \quad (7)$$

где $t_{\text{э}}$ - время, за которое прекращается процесс газовойделения из образца.

Значения средних концентраций компонентов формового газа приведены в табл. 1 (без учета паров воды).

Таблица 1. Усредненные по времени концентрации компонентов в формовом газе

| Состав смеси | H ₂ | CO | CO ₂ | CH ₄ | N ₂ | O ₂ | Прочие |
|--------------|--|------|-----------------|-----------------|----------------|----------------|--------|
| | средние концентрации компонентов, объем, % | | | | | | |
| I | 29,3 | 38,0 | 1,0 | 7,5 | 13,3 | 7,4 | 3,5 |
| II | 40,0 | 24,5 | 9,3 | 13,5 | 7,0 | 4,6 | 1,1 |
| III | 26,1 | 30,5 | 10,2 | 12,0 | 10,0 | 8,0 | 3,2 |
| IV | 44,2 | 26,0 | 7,4 | 8,0 | 5,3 | 4,2 | 4,9 |

Результаты исследований показали возможность отбора неразбавленного воздухом формового газа непосредственно из форм и достоверного определения его химического состава. Подтверждены также данные ряда работ о том, что наибольшая доля вредных токсичных компонентов формового газа падает на окись углерода.

Полученные результаты могут быть использованы на практике для расчета загазованности и кратности воздухообмена заливочных отделений литейных цехов.

Л и т е р а т у р а

1. Фроловский П.А. Хроматография газов, М., 1969.
2. Клесникова Л.П. Газовая хроматография в исследованиях природных газов, нефтей, конденсатов. М., 1972.
3. Медведев Я.И., Погосбекян Ю.М. Расчет загазованности заливочных отделений литейных цехов. "Литейное производство", № 12, 1975.

ИССЛЕДОВАНИЕ ЗАТВЕРДЕВАНИЯ ОТЛИВКИ В МЕТАЛЛОКЕРАМИЧЕСКОЙ ФОРМЕ

В работе исследовалась зависимость изменения времени затвердевания металла от толщины стенки отливки и формы.

Определение времени затвердевания проводилось на отливках типа плит с размерами 20x210x180 мм. Форма составлялась из двух полуформ. Торцевые стенки и дно формы изолировались листовым асбестом толщиной 10 мм.

Полуформы изготавливались методом свободной засыпки смеси с ее последующим спеканием.

Формовочная смесь приготавливалась из железного порошка марки ПЖМ2 в состоянии поставки. В качестве связующего использовался пульвербакелит марки ПК104. Увлажнителем металлического порошка и растворителем смолы служил ацетон. Для легирования в смесь добавлялась порошкообразная медь марки ПМ-2.

Перемешивание смеси производилось в смесителе типа "пьяная бочка" в течение трех часов.

Железный и медный порошок равномерно покрывался пленкой связующего, вследствие чего в такой смеси полностью исключалась сегрегация смолы и устранялось прилипание формовых изделий к модели. Спекание полуформ производилось в толкательной электропечи сопротивления марки ЦЭП-214А в защитной атмосфере при температуре 1100°С в течение двух часов. Необходимое количество газа получали от эндогенератора ОКБ-724А.

Температура в центральной части отливки измерялась хромель-алюмелевой термопарой, устанавливаемой по изотермической плоскости. Величина э.д.с. термопары измерялась автоматическим электронным потенциометром типа ЭПП-09. Термопара изолировалась от жидкого металла кварцевой трубкой. Спай термопары оставался открытым и находился в непосредственном контакте с заливаемым металлом.

Форма перед заливкой нагревалась до 200°С. Сплав АЛ-4 заливали при температуре 700°С.

На рис. 1 показаны результаты исследования времени затвердевания металла τ в зависимости от толщины отливки $2X_1$ и металлокерамической формы X_2 .

Первая кривая относится к форме с толщиной стенки 28 мм,

вторая - 18 мм; третья - 12 мм.

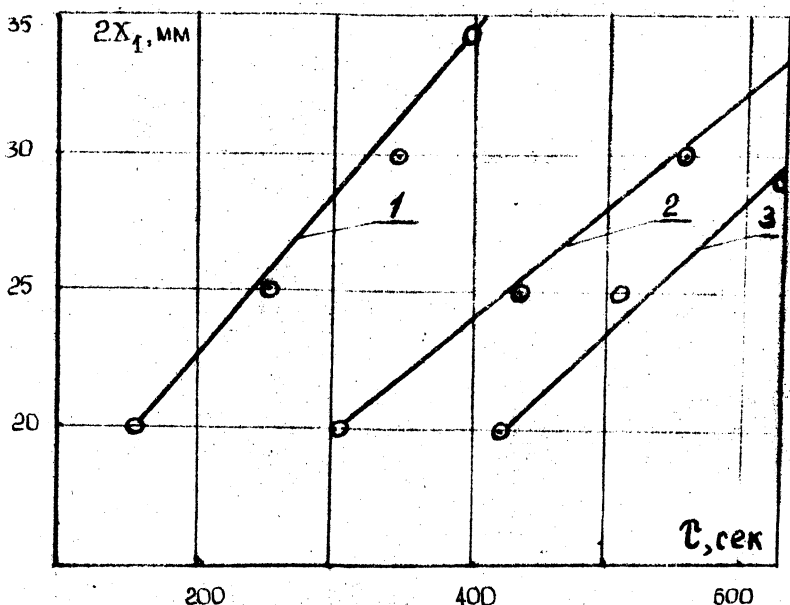


Рис. 1.

Из рис. 1 видно, что с повышением толщины стенки отливки время затвердевания возрастает. Время затвердевания отливок с толщиной стенки $2X_1 = 20$ мм и $2X_1 = 35$ мм, залитых в форму с толщиной стенки $X_2 = 28$ мм, составляло соответственно 150 и 400 сек. Аналогичные результаты получены для форм с толщиной стенки $X_2 = 18$ мм и 12 мм.

Время затвердевания металла зависит не только от толщины отливки, но и от толщины стенки формы. Увеличение толщины стенки формы X_2 от 12 до 28 мм привело к уменьшению времени затвердевания для отливки с $2X_1 = 20$ мм от 410 до 150 с-к.

Таким образом, в результате проведенных исследований выявлена закономерность изменения времени затвердевания отливки в металлокерамической форме в зависимости от толщины стенки формы и отливки.

КИНЕТИКА ФАЗОВЫХ И ХИМИЧЕСКИХ ПРЕВРАЩЕНИЙ
В ОБЛИЦОВКЕ КОКИЛЯ

Для расчета температурного поля облицовки кокля необходимо знать длительность прогрева облицовки в интервале температур ΔT_{ϕ} .

При достаточно тонкой облицовке можно применить приближенный прием решения задачи о прогреве такой облицовки.

Действительная температурная кривая 6 в сечениях облицовки 3 и разделительных неметаллических слоев 2 и 4 заменяется тремя отрезками прямой линии 7 (рис. 1).

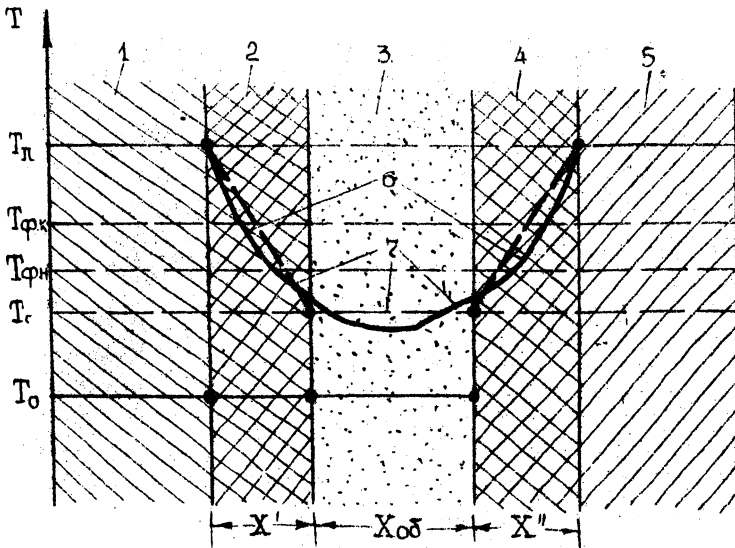


Рис. 1

Прогрев облицовки 3 рассматривается как процесс, происходящий при относительно малой интенсивности теплообмена ($Bi \ll 1$). Благодаря этому неравномерностью распределения температуры в сечении прослойки можно пренебречь для упрощения метода расчета.

Коэффициенты теплоотдачи α' со стороны кокля 1 и α'' со стороны модели 5 определяются через коэффициенты теплопроводности λ и λ'' и толщины X' и X'' боковых слоев:

$$\alpha' = \frac{\lambda'}{X'}, \quad \alpha'' = \frac{\lambda''}{X''}.$$

Условие $Bi \ll 1$ позволяет использовать в качестве расчетного средний коэффициент теплоотдачи:

$$\alpha_{\text{ср}} = \frac{1}{2} (\alpha' + \alpha'') = \frac{1}{2} \left(\frac{\lambda'}{X'} + \frac{\lambda''}{X''} \right). \quad (1)$$

Температуру $T_{\text{п}}$, до которой прогревается облицовка 3, выберем средней для X' и X'' . Изменением температуры $T_{\text{п}}$ со временем пренебрегаем. Начальная температура облицовки $T_{\text{о}}$, ее толщина X . Термодинамические свойства материала облицовки известны. Спектральную теплоту фазовых и химических превращений определим по приближенной формуле [1]:

$$r_{\Sigma \text{сп.эф.}} = c \pm g_{\text{о}} \frac{r_{\phi}}{\Delta T_{\phi}}, \quad \text{дж}/(\text{кг град}) \quad (2)$$

где r_{ϕ} - полное удельное тепло фазового превращения в интервале температур ΔT_{ϕ} , дж/(кг град); $g_{\text{о}}$ - содержание связующего в смеси, кг/кг; c - удельная массовая теплоемкость облицовочной смеси, дж/(кг град).

Теплоаккумулирующей способностью слоев 2 и 4 пренебрегаем, поскольку она весьма мала по сравнению с теплоаккумулирующей способностью облицовки. Прогр в облицовки разделим на две стадии. Первая стадия нагрева облицовки - от начальной температуры $T_{\text{о}}$ до температуры начала фазового превращения $T_{\text{ф.н.}}$, вторая стадия - в интервале температур ΔT_{ϕ} .

Окончательное решение задачи нагрева облицовки имеет вид:

$$\frac{v}{v_{\text{о}}} = e^{-A(t-t_1)} \quad (3)$$

Для первой стадии нагрева

$$v = T_{\text{п}} - T; \quad v_{\text{о}} = T_{\text{п}} - T_{\text{о}}; \quad A = \frac{2\alpha_{\text{ср}}}{X_{\text{об}} \rho c}; \quad t_1 = 0.$$

Для второй стадии нагрева в интервале температур ΔT_{ϕ}

$$v = T_{\text{п.}} - T ; v_{\text{о.}} = T_{\text{п.}} - T_{\text{ф.н.}} ; A = \frac{2\alpha_{\text{ср}}}{X_{\text{об}} \rho r_{\Sigma \text{сп.эф}}}$$

Здесь через t_1 обозначена длительность первой стадии нагрева.

Решение (3) относится к простейшему случаю нагрета тонкого тела при $Bi \ll 1$.

На практике с решением таких задач встречаются при изучении затвердевания оболочковых форм отвердевания облицовки, состоящей из смеси песка и пульвербакелита на поверхности кокиля, а также в других аналогичных случаях.

Л и т е р а т у р а

1. Вейник А.Н. Кокиль. Минск, 1972.

А.М. Галушко, Г.В. Довнар,
Б.М. Немененок, В.П. Шибанов

ВЛИЯНИЕ МИКРОЛЕГИРОВАНИЯ НА ПЕРВИЧНУЮ КРИСТАЛЛИЗАЦИЮ СПЛАВОВ АЛЮМИНИЯ, ПОЛУЧЕННЫХ ГРАНУЛИРОВАНИЕМ ИЗ ЖИДКОГО СОСТОЯНИЯ

Первичные интерметаллиды марганца, хрома, титана, циркония и других переходных металлов, образующиеся в алюминиевых сплавах при обычных условиях литья, находятся в слитках в виде грубых неравномерно распределенных включений, которые ухудшают механические свойства, особенно пластичность [1].

Вместе с тем известно, что увеличение скорости охлаждения жидкой фазы до начала кристаллизации и скорости самого процесса кристаллизации алюминиевых сплавов, имеющих в своем составе первичные интерметаллиды, способствует их измельчению и более равномерному распределению. Первичные кристаллы интерметаллических соединений в виде тонких выделений могут быть весьма полезным элементом структуры, особенно в жаропрочных сплавах [2].

Задачей настоящего исследования было изучение влияния микродобавок некоторых элементов на форму первично кристаллизующих интерметаллидов в некоторых алюминиевых сплавах, полученных методом гранулирования из жидкого состояния. При этом нами были выбраны гетерогенные алюминиевые сплавы

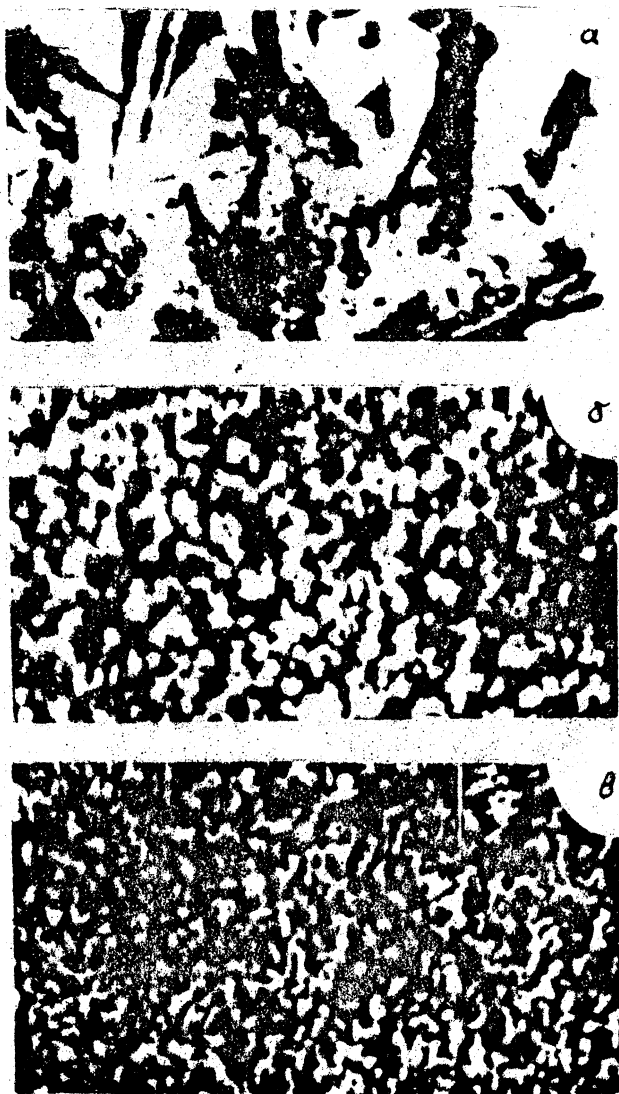


Рис. 1. Микроструктура гранул гетерогенного сплава алюминия с хромом без добавки (а), с добавкой 0,3% теллура (б) и 0,3% серы (в) х 500. Травлено 0,5% HF

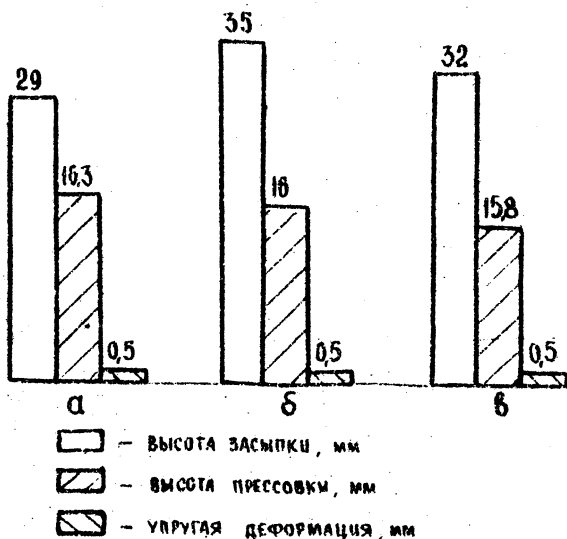


Рис. 2. Влияние состава гранул на прессуемость при нагрузке 8 т/см^2 : а - сплав алюминий-хром без добавки; б - с добавкой 0,3% теллура; в - с добавкой 0,3% серы

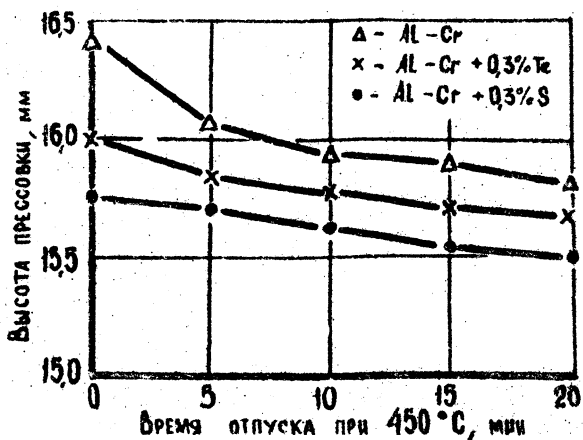


Рис. 3. Влияние продолжительности отпуска на прессуемость гранул

систем алюминий-хром и алюминий-марганец-железо, поскольку ранее были выполнены исследования сплавов указанных систем [3]. Микролегирующие добавки (теллур и сера) вводились в количестве 0,1, 0,3 и 0,5% от веса сплава.

На рис. 1, а представлена микроструктура гранулы исходного сплава алюминий-хром, полученного методом гранулирования на установке типа центрифуги. Видно, что первичные интерметаллиды кристаллизуются в форме грубых неравноосных кристаллов. Добавка в этот сплав 0,3-0,5% теллура или серы способствует сфероидизации и измельчению первичных фаз (рис. 1, б, в). Аналогичное влияние на процесс первичной кристаллизации оказывают сера и теллур в сплавах алюминий-марганец-железо.

На рис. 2 и 3 показаны результаты изучения прессуемости гранул в зависимости от состава сплава и времени отпуска. Видно, что изменение формы первичных кристаллов алюминидов с грубой дендритной на мелкую равноосную дает преимущества при прессовании гранул. Следует также отметить, что микролегирование гранулированных сплавов может повысить механические свойства получаемых полуфабрикатов.

Л и т е р а т у р а

1. Елагин В.И. Легирование деформируемых алюминиевых сплавов переходными металлами. М., 1975, 2. Towner R.J. "Trans. Metallurg. Soc. AIME", 1964, v. 230, №3. 3. Галушко А.М. и др. Республиканский межведомственный сборник "Металлургия", вып. 5, с. 3-5, Минск, 1974.

И.В. Земсков

ПОЛУЧЕНИЕ ФАСОННЫХ ОТЛИВОК СЕПАРАТОРОВ ПОДШИПНИКОВ МЕТОДОМ ВЫЛИВАНИЯ НЕЗАТВЕРДЕВШЕГО ОСТАТКА

На кафедре машин и технологии литейного производства Белорусского политехнического института разработан технологический процесс получения отливок сепараторов подшипников методом выливания незатвердевшего остатка с применением песчаных стержней и двухслойной водоохлаждаемой формы. В качестве материала вкладыши были опробованы сталь, графит и медь. Наилучшее качество литья получается на медном вкладыше. В этом случае интенсивность теплообмена между отливкой

и формой наибольшая, что сокращает время выдержки металла в форме и способствует получению более плотных отливок. Высокая теплопроводность меди дает возможность сохранить высокую интенсивность теплообмена при увеличении толщины вкладыша, что позволяет получать в одной форме разные типоразмеры отливок путем смены вкладышей. Это обстоятельство сокращает в 5-6 раз количество форм, необходимых для изготовления широкой номенклатуры отливок.

Практический интерес представляет определение оптимального режима охлаждения форм. С этой целью было проведено исследование температурного поля системы отливка-форма-вода при различных параметрах литья и различных скоростях охлаждающей воды. Установлено, что оптимальная величина скорости воды составляет $W_B = 0,8 - 1,6$ м/мин, при расходе воды $Q = 2 - 4$ кг/мин и давлении $P = 3,5$ кгс/см².

На качество цветного литья существенно влияет начальная температура формы. В результате опытов установлено, что поверхностные дефекты отливок полностью отсутствуют при $T_{2 \text{ нач}} \geq 120^\circ\text{C}$. Наиболее целесообразно начальную температуру формы поддерживать на уровне $T_{2 \text{ нач}} = 120 - 140^\circ\text{C}$, так как с дальнейшим ростом значений $T_{2 \text{ нач}}$ заметно увеличивается время рабочего цикла.

Одной из установленных особенностей процесса является его устойчивость к колебаниям температуры заливаемого металла в пределах $920 - 1040^\circ\text{C}$. Однако, с целью упрощения управления процессом литья и сокращения времени цикла целесообразно поддерживать температуру металла на постоянном уровне, равном $960 - 980^\circ\text{C}$.

Для определения влияния стержня на тепловой режим литья было проведено исследование прогрева стержня в процессе литья, что позволило найти его оптимальную массу.

При увеличении массы стержня несколько сокращается время затвердевания, время охлаждения отливки в форме до температуры выбивки увеличивается с 60 до 70 сек, уменьшается температура прогрева стержня с 620 до 580^oC.

Формирование отливки при данном способе литья происходит в условиях интенсивного охлаждения со стороны водоохлаждаемой формы при питании фронта кристаллизации жидким перегретым металлом, что должно положительно сказываться на качестве литья. Результаты сравнительного исследования свойств

латуни марки ЛС 59-1Л в отливках, полученных центробежным и рассматриваемым способами литья, представлены в табл. 1.

Таблица 1

| Способ литья | Механические свойства отливок | | | |
|--------------------------|----------------------------------|---|-------------------------------|--------------------------------------|
| | плотность, г/см. ³ | временное сопротивление разрыву, ² кгс/мм | относительное удлинение, % | твердость НВ, кгс/мм ² |
| Центробежный | 8,5 | 38 - 42 | 30 - 32 | 85 - 90 |
| Метод выливания | 8,7 | 43 - 46 | 31 - 34 | 90 - 95 |
| Литье по ГОСТ 17711 - 72 | 8,5 | не менее 20 | не менее 20 | не менее 30 |

Повышение механических свойств отливок является следствием измельчения структуры в результате интенсивного охлаждения отливки.

Выполненная работа дает возможность определить оптимальные параметры литья, позволяющие получить качественные отливки, по форме и размерам приближающиеся к готовой детали. Коэффициент использования металла увеличивается вдвое. Производительность процесса литья повышается до 150-170 отливок в час (одноручьева лабораторная установка) вместо 110 отливок в час при центробежном литье. Предварительный технико-экономический анализ показывает высокую эффективность капиталовложений при внедрении данного способа: 3-4 руб. экономии на 1 руб. капитальных затрат. Замена центробежного способа разработанным не представляет конструктивных и технологических трудностей: установка довольно проста, процесс легко поддается контролю и автоматизации, для производства песчаных стержней существуют высокопроизводительные стержневые машины типа 4764 (конструкции НИИТавтопрома).

Н.П. Жмакин, А.С. Калинин, Ю.А. Лосюк, А.В. Никитин

ВЛИЯНИЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ФАКТОРОВ НА ТОЛЩИНУ ЛЕНТЫ

Процесс получения тонкой заготовки методом литья намораживанием на вращающийся кристаллизатор предъявляет жесткие требования к постоянству параметров литья в ходе процесса. В связи с этим важно знать влияние различных технологических факторов на толщину отливки. К основным из них относятся высота уровня расплава (ванны), скорость литья, качество обработки поверхности кристаллизатора, температура заливаемого металла.

Необходимо подчеркнуть, что на самых первых оборотах толщина ленты по длине не постоянна. Это объясняется прогревом кристаллизатора. На рис. 1 представлены изменения толщины ленты по оборотам до получения постоянной величины

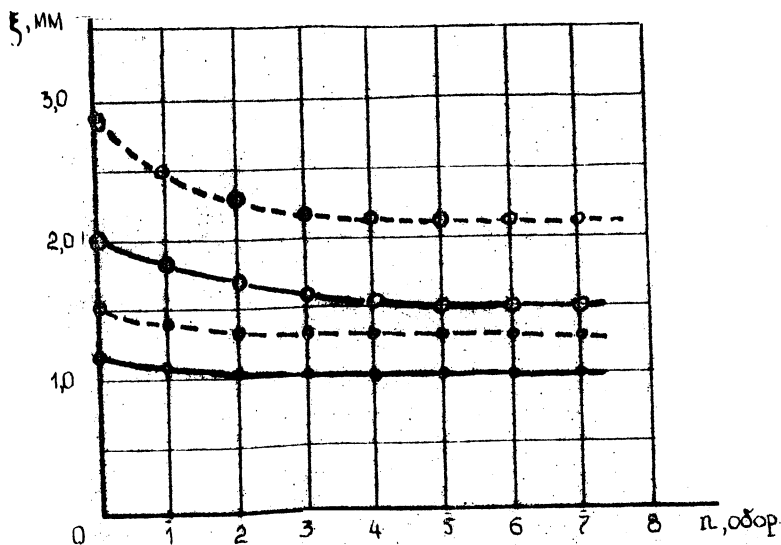


Рис. 1

○ - $T_{\text{зал}} = 740^{\circ}\text{C}$ - - - - $w = 0,11$ м/сек
● - $T_{\text{зал}} = 720^{\circ}\text{C}$ - - - - $w = 0,31$ м/сек

при различных температурах заливки и скоростях литья. Зная время выхода на установившийся режим, можно определить длину начального участка, который следует отрезать и пускать на переплавку.

Рассмотрим влияние степени чистоты обработки поверхности кристаллизатора на толщину ленты. При литье намораживанием на вращающийся кристаллизатор отсутствует усадка отливки в ванне. Отсюда можно считать, что тепло, выделяющееся при кристаллизации, передается через зазор, определяемый степенью чистоты обработки поверхности кристаллизатора. Поэтому чистота обработки оказывает наибольшее влияние на величину отводимого теплового потока и, как следствие, на толщину ленты. На рис. 2 показаны зависимости толщины ленты от обработки поверхности для различных скоростей разлива.

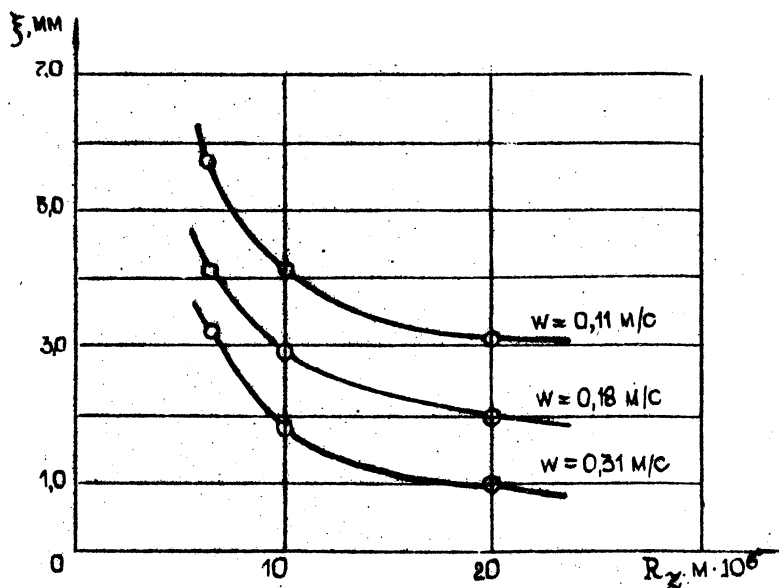


Рис. 2

Толщина ленты определяется временем контакта с расплавом, которое при заданной скорости зависит от высоты ванны. Рост толщины корки не прямо пропорционален увеличению высоты ванны из-за повышения температуры поверхности вала кристаллизатора с продолжительностью времени контакта, что

вызывает уменьшение теплового потока от корки и замедление скорости роста толщины ленты.

Температура заливаемого металла в большей степени скапливается на качестве внешней поверхности получаемой ленты. Разливка с малыми перегревами ($20-40^{\circ}\text{C}$) не позволяет получить внешнюю сторону ленты гладкой, ухудшая ее качество. При разливке с большими перегревами можно значительно улучшить качество внешней поверхности отливки, но при этом толщина ленты вследствие подплавления уменьшается.

На рис. 3 представлены зависимости толщины ленты от высоты ванны и температур заливаемого металла при различных скоростях литья. Зная эти зависимости, можно, варьируя различные факторы, получить ленту заданной толщины при хорошем качестве.

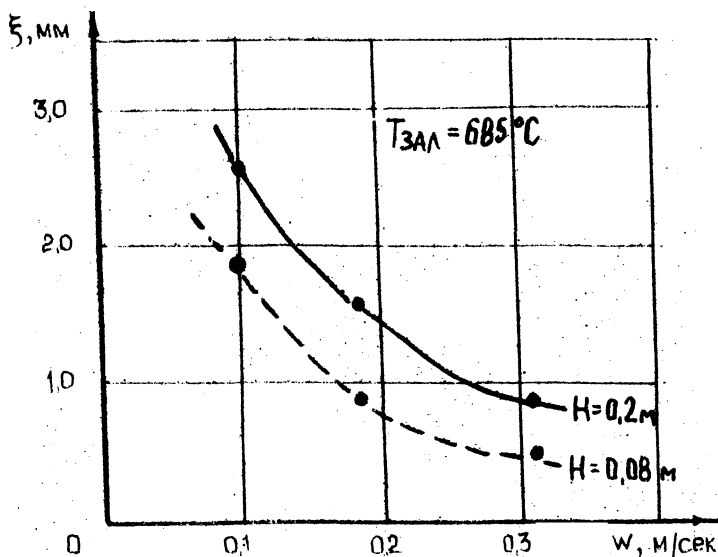


Рис. 3

РАСЧЕТ РАЗОГРЕВА СЛИТКА
ПРИ НЕПРЕРЫВНОМ ЛИТЬЕ

При горизонтальном непрерывном литье чугунных полуфабрикатов слиток выходит из кристаллизатора с незатвердевшей сердцевинной и охлаждается на воздухе. При этом вследствие резкого уменьшения интенсивности охлаждения происходит разогрев поверхности слитка, который может привести к проливу жидкого металла за кристаллизатором и нарушению процесса литья. Исследования этого явления проводились, в основном, методами моделирования [1]. В данной работе предложен аналитический вывод времени разогрева и максимальной температуры поверхности корки.

Как известно, при уменьшении интенсивности охлаждения корки увеличивается доля осевой теплопроводности в общем теплосъеме от слитка, поэтому в данной задаче следует учесть и осевую составляющую теплового потока. На рис. 1 показана корка, разрезанная по середине широкой грани.

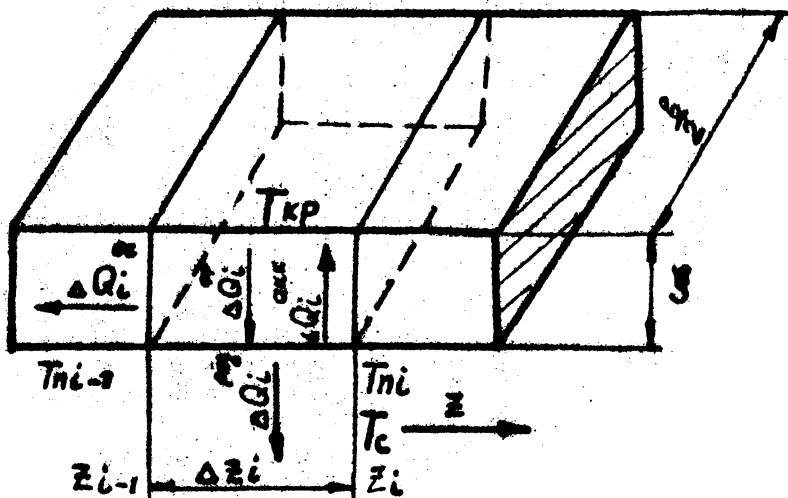


Рис. 1. Схема к расчету разогрева плоского слитка:
 ΔQ_i - количество тепла; b - ширина слитка; ξ - толщина корки; V_L - скорость литья; z - расстояние от кристаллизатора; $T_{кр}$, T_n и T_o - температуры внутренней и наружной поверхностей корки и воздуха соответственно

При решении задачи использовались следующие допущения: рациональный теплоперенос в воздухе намного больше конвективного; толщина корки много меньше ее ширины; осевой теплопровод в сторону кристаллизатора намного больше, чем в сторону валков; толщина корки в зоне разогрева постоянна. Распределение температуры в корке задаем параболой степени n [2]. Для решения используется метод, предложенный в работе [3]. Разбиваем всю зону на n участков и составляем уравнение теплового баланса для i -ого участка длиной ΔZ .

$$\Delta Q_i^{\text{фр}} = \Delta Q_i^{\text{рад}} + \Delta Q_i^{\text{ос}} + \Delta Q_i^{\text{акк}},$$

$$\Delta Q_i^{\text{рад}} = \frac{C}{10^8} [(T_{\text{п}i}^{\text{ср}})^4 - T_c^4] b \Delta z_i \Delta \zeta_i; \quad (1)$$

$$\Delta Q_i^{\text{ос}} = \frac{\lambda_1}{n+1} \frac{T_{\text{п}(i-1)} - T_{\text{п}(i-2)}}{\Delta z_{i-1}} b \xi \Delta \zeta_i,$$

$$\Delta Q_i^{\text{акк}} = \frac{\delta_1 c_1 \xi}{n+1} (T_{\text{п}i} - T_{\text{п}(i-1)}) b \Delta z_i,$$

$$\Delta Q_i^{\text{фр}} = \frac{n \lambda_i (T_{\text{кр}} - T_{\text{п}i}^{\text{ср}})}{\xi} b \Delta z_i \Delta \zeta_i. \quad (2)$$

Для упрощения расчетов полагаем $\Delta z_i = \Delta z = \text{const}$. Выражая из уравнения (1) $T_{\text{п}i}$ через $T_{\text{п}(i-1)}$ и используя рекуррентные соотношения, получаем зависимость $T_{\text{п}i}$ от исходных параметров процесса ξ и $T_{\text{п}0}$.

Из уравнения (1) при $\Delta Q_i^{\text{акк}} = 0$ определяем длительность стадии разогрева корки плоского слитка ζ_p и максимальную температуру поверхности корки $T_{\text{п}}^{\text{max}}$.

$$\zeta_p = \frac{\delta_1 c_1 \xi}{n+1} \frac{1}{\frac{n \lambda_1}{\xi} + \frac{4 C T_{\text{п}0}^3}{10^8}}; \quad (3)$$

$$T_{\Pi}^{\max} = T_{\text{по}} + \frac{1}{1 + \frac{a_1}{V_{\text{л}} \Delta z}} \frac{\frac{n\lambda_1}{\xi} (T_{\text{кр}} - T_{\text{по}}) - \frac{CT_{\text{по}}^4}{10^8}}{\frac{n\lambda_1}{\xi} + \frac{4CT_{\text{по}}^3}{10^8}} \quad (4)$$

Полученное решение справедливо при следующих ограничениях:

$$V_{\text{л}} > \frac{a}{\Delta z_{\min}} ; \quad \xi \ll \frac{n\lambda_1}{\alpha_1} \left[\frac{\alpha_1 (T_{\text{кр}} - T_{\text{со}})}{C \left(\frac{T_{\text{кр}}}{100} \right)^4} - 1 \right]$$

$$\Delta z_{\min} = \sqrt{\frac{\lambda_1 \xi \epsilon}{(n+1) \frac{n\lambda_1}{\xi} (T_{\text{кр}} - T_{\text{по}} - \frac{CT_{\text{по}}}{10^8})}} \quad (5)$$

где a_1 и λ_1 - коэффициенты температуропроводности и теплопроводности корки; α_1 и $T_{\text{со}}$ - коэффициент теплопередачи от слитка к воде и абсолютная температура воды на выходе слитка из кристаллизатора; ϵ - максимальный перепад температур на переом шаге.

Из полученного решения видно, что время разогрева корки не зависит от способа ее разбивки на участки, а осевая теплопередача влияет только на величину подъема температуры поверхности.

На рис. 2 показана зависимость температур разогрева от толщины корки на выходе слитка из кристаллизатора и скорости литья. Для расчета были взяты следующие исходные параметры: $\rho_1 = 6800 \text{ кг/м}^3$; $c_1 = 0,16 \text{ ккал/кг}^\circ\text{C}$; $\lambda_1 = 20 \text{ ккал/м}^\circ\text{C}$; $C = 4,8 \text{ ккал/м}^2 \text{ ч К}^4$; $t_{\text{кр}} = 1140^\circ\text{C}$; $t_{\text{со}} = 40^\circ\text{C}$; $t_c = 20^\circ\text{C}$; $\alpha_1 = 500 \text{ ккал/м}^3 \text{ ч}^\circ\text{C}$; $\rho = 1,1 - 1,06$; $\epsilon = 5^\circ\text{C}$; $\xi_1 = 0,014 \text{ м}$ при $V_{\text{л}1} = 0,4 \text{ м/мин}$. Для определения ξ использовалось соотношение

$$\xi = \xi_1 \sqrt{\frac{V_{\text{л}1}}{V_{\text{л}}}} \quad , \quad \text{а для } T_{\text{по}} -$$

по данному ξ - формула работы [2].

Поскольку корка слитка находится в напряженном состоянии и с ростом температуры ее прочностные свойства уменьшаются, то при скоростях литья, больших 0,8 м/мин, возможен пролив металла за кристаллизатором. Все температуры на рис. 2 даны в °С. Предельная температура $t_{\text{пред}}$ определена из урав-

нения (4) при $V_{\text{л}} \rightarrow \infty$, $\frac{c_1}{V_{\text{л}} \Delta z} \rightarrow 0$. Можно показать,

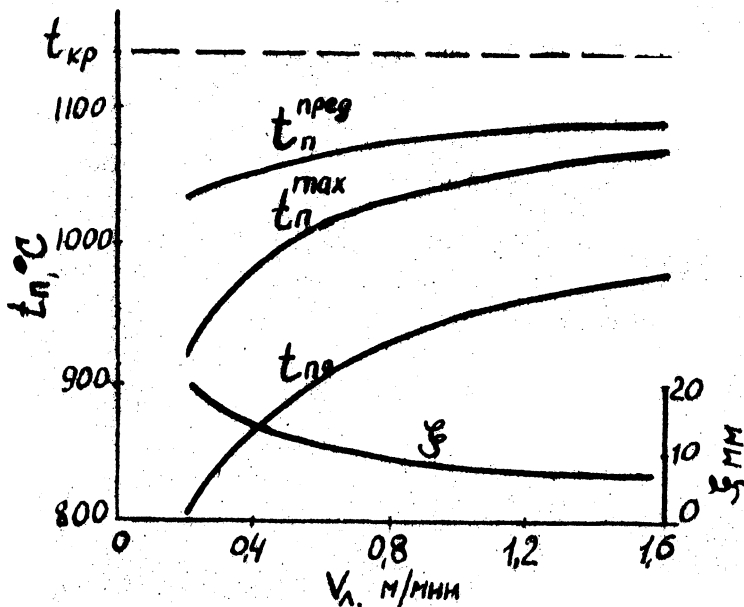


Рис. 2. Зависимость температурного поля слитка от скорости литья

что эта величина получается из решения по методу работы [2] при условии пренебрежения осевым теплоотводом.

Л и т е р а т у р а

1. Скворцов А.А., Акименко А.Д. Теплопередача и затвердевание стали в установках непрерывной разливки стали. М., 1966.
2. Вейник А.И. Теория затвердевания отливки. М., 1960.
3. Ваничев А.П. Изв. АН СССР. ОТН, № 12, 1946.

РАСЧЕТ НА ЭВМ ДВУХМЕРНЫХ ТЕМПЕРАТУРНЫХ ПОЛЕЙ ОТЛИВКИ И КОКИЛЯ

Рассмотрим процессы затвердевания и охлаждения отливки конечных размеров, формирующейся в кокиле. Вследствие симметрии отливки и кокиля по осям x и y расчет температурных полей проводим для первой координатной четверти (рис. 1). В процессе затвердевания и охлаждения отливки между кокилем и отливкой образуется газовый зазор, переменный во времени. Величина зазора вводится в расчетную схему переменной, определяемой температурными деформациями кокиля и усадкой отливки. В процессе формирования отливки в поперечном сечении кокиля возникает градиент температуры.

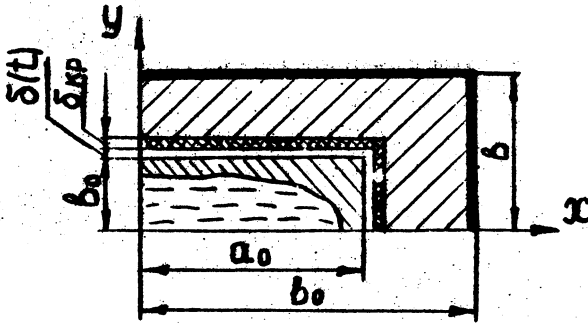


Рис. 1

Представим каждую из сторон кокиля как балку с незакрепленными концами. Введем систему координат так, что ось x направим вдоль балки, ось z по высоте, а ось y поперек балки в направлении действия градиента температур. В точках достаточно удаленных от концов возникают напряжения, имеющие проекции на оси x и z , вычисляемые по формулам

$$\sigma_x = \sigma_z = -\frac{\beta E}{1-\nu} [T(y) - T_0] + \frac{1}{2c(1-\nu)} \int_{-c}^c \beta E [T(y) - T_0] dy + \frac{3y}{2c^3(1-\nu)} \int_{-c}^c \beta E [T(y) - T_0] y dy, \quad (1)$$

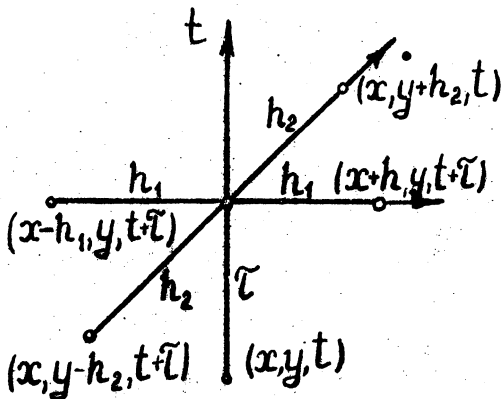


Рис. 2.

где $2c$ - толщина пластины (балки); β - коэффициент термического расширения; ν - коэффициент Пуассона; E - модуль упругости; T_0 - начальная температура кокля; $T(y)$ - поле температур в кокле; σ_x , σ_z - напряжения по осям x и z

В уравнении (1) первый член дает напряжения сжатия по слоям материала кокля; второй член - интегральный - характеризует равномерно распределенные растягивающие напряжения в балке, возникающие за счет неравномерности поля температур в поперечном сечении; третий член определяет напряжения изгиба, возникающие в поперечном сечении за счет несимметричности поля температур.

Постоянный момент, вызывающий прогиб балки от продольных напряжений определяется по формуле

$$M = b \int_{-c}^c \sigma_x y dy, \quad (2)$$

где b - высота балки в направлении оси z .

Максимальный прогиб в сечении $L/2$, где L - длина балки, определится

$$\delta_{\max} = \frac{ML^2}{8EI} \quad (3)$$

где I — момент инерции поперечного сечения относительно оси, проходящей через центр тяжести сечения.

Прогиб в остальных сечениях балки от центра к периферии можно считать распределенным по параболическому закону.

Поле температур в отливке и в кокиле описывается дифференциальными уравнениями нестационарной теплопроводности

$$c_1(T_1)\rho_1(T_1) \frac{\partial T_1(x,y,t)}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} \left[\lambda_1(T_1) \frac{\partial T_1}{\partial x} \right] + \quad (4)$$

$$+ \frac{\partial}{\partial y} \left[\lambda_1(T_1) \frac{\partial T_1}{\partial y} \right]$$

$$c_2(T_2)\rho_2(T_2) \frac{\partial T_2(x,y,t)}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} \left[\lambda_2(T_2) \frac{\partial T_2}{\partial x} \right] + \quad (5)$$

$$+ \frac{\partial}{\partial y} \left[\lambda_2(T_2) \frac{\partial T_2}{\partial y} \right],$$

где $c_1, \rho_1, \lambda_1, T_1; c_2, \rho_2, \lambda_2, T_2$ — теплофизические характеристики и температура отливки и кокиля.

Уравнение (4) решается в прямоугольной области ($0 \leq x \leq a_0, 0 \leq y \leq b_0$), а уравнение (5) в сложной области в виде угла, получаемой при вычитании из области ($0 \leq x \leq a_0, 0 \leq y \leq b_0$) области, занятой отливкой.

Сформулируем граничные и контактные условия. Контактные условия ставятся на общей границе кокиля и отливки, исходя из условий сопряжения.

Рассматривая теплоотдачу от отливки к кокилю через двухслойную стенку (газовая прослойка, краска), граничные условия можно записать в виде

$$-\lambda_1 \frac{\partial T_1}{\partial x} = -\lambda_2 \frac{\partial T_2}{\partial x} = \quad (6)$$

$$= \frac{[T_1(y,t) - T_2(y,t)] \left[\frac{\lambda_b}{\delta(y,t)} + \alpha_\lambda(y,t) \right] \frac{\lambda_{кр}}{\delta_{кр}}}{\lambda_{кр}/\delta_{кр} + \lambda_b/\delta(y,t) + \alpha_\lambda(y,t)}$$

при

$$x = a_0, \quad 0 \leq y \leq b_0,$$

$$-\lambda_1 \frac{\partial T_1}{\partial y} = -\lambda_2 \frac{\partial T_2}{\partial y} = \frac{[T_1(x,t) - T_2(x,t)] \left[\frac{\lambda_b}{\delta(x,t)} + \alpha_\lambda(x,t) \frac{\lambda_{кр}}{\delta_{кр}} \right]}{\lambda_{кр}/\delta_{кр} + \lambda_b/\delta(x,t) + \alpha_\lambda(x,t)}$$

при $y = b_0$; $0 \leq x \leq a$, где $\lambda_{кр}$, λ_b - теплопроводность краски и воздуха; $\delta(x,t)$ - зазор в контакте $y = b_0$ в момент времени t ; $\delta(y,t)$ - зазор в контакте $x = a$ в момент времени t .

На осях симметрии краевые условия имеют вид:

$$\frac{\partial T_1}{\partial x} = \frac{\partial T_2}{\partial x} = 0 \quad \text{при } y = 0 \quad (8)$$

$$\frac{\partial T_1}{\partial y} = \frac{\partial T_2}{\partial y} = 0 \quad \text{при } x = 0. \quad (9)$$

Предполагая, что теплообмен с наружной поверхности кокиля осуществляется по закону Ньютона, будем иметь (граничные условия третьего рода):

$$-\lambda_2 \frac{\partial T_2}{\partial x} = \alpha(T_2 - T_\infty) \quad \text{при } x = a, \quad (10)$$

$$-\lambda_2 \frac{\partial T_2}{\partial y} = \alpha(T_2 - T_\infty) \quad \text{при } y = b, \quad (11)$$

где T_∞ - температура наружной среды; α - коэффициент теплоотдачи с наружной поверхности кокиля.

Начальные условия для уравнений (4), (5) запишутся

$$\begin{aligned} T_1(x, y, 0) &= T_{10} \\ T_2(x, y, 0) &= T_{20} \end{aligned} \quad (12)$$

где T_{10} - температура заливки; T_{20} - начальная температура ра равномерно прогретого кокиля.

В период фазового перехода уравнение (4) распадается на два, описывающие процесс теплопроводности в жидкой и твердой фазах с добавлением условий на границе раздела фаз (задача Стефана)

$$\lambda_1 \text{grad } T_1 \Big|_{\xi=0}^{T_1=T_\Phi} - \lambda'_1 \text{grad } T_1 \Big|_{\xi=0} = r \rho \frac{d\xi}{dt}. \quad (13)$$

Неявные конечно-разностные уравнения для выражений (4) - (12), записанных в безразмерном виде, на узлах фиктивной сетки по шеститочечной схеме (рис. 2) в момент времени $t = (l+1)\tau$ имеют вид:

$$\begin{aligned} a^2 c'_{i,j} \rho'_{i,j} \frac{u_{i,j}^{l+1} - u_{i,j}^l}{\tau} &= \frac{1}{h_1} (\lambda'_{i+\frac{1}{2},j} \frac{u_{i+1,j}^{l+1} - u_{i,j}^{l+1}}{h_1} - \\ &- \lambda'_{i-\frac{1}{2},j} \frac{u_{i,j}^{l+1} - u_{i-1,j}^{l+1}}{h_1}) + \frac{1}{h_2} (\lambda'_{i,j+\frac{1}{2}} \frac{u_{i,j+1}^{l+1} - u_{i,j}^{l+1}}{h_2} - \\ &- \lambda'_{i,j-\frac{1}{2}} \frac{u_{i,j}^{l+1} - u_{i,j-1}^{l+1}}{h_2}); \end{aligned} \quad (14)$$

($i_1 = 0, 1, 2, \dots, M_1 - 1$; $j = 0, 1, 2, \dots, M_2 - 1$; $l = 0, 1, 2, \dots$)

$$\begin{aligned} a^2 c''_{i,j} \rho''_{i,j} \frac{v_{i,j}^{l+1} - v_{i,j}^l}{\tau} &= \frac{1}{h_1} (\lambda''_{i+\frac{1}{2},j} \frac{v_{i+1,j}^{l+1} - v_{i,j}^{l+1}}{h_1} - \\ &- \lambda''_{i-\frac{1}{2},j} \frac{v_{i,j}^{l+1} - v_{i-1,j}^{l+1}}{h_1}) + \frac{1}{h_2} (\lambda''_{i,j+\frac{1}{2}} \frac{v_{i,j+1}^{l+1} - v_{i,j}^{l+1}}{h_2} - \\ &- \lambda''_{i,j-\frac{1}{2}} \frac{v_{i,j}^{l+1} - v_{i,j-1}^{l+1}}{h_2}); \end{aligned} \quad (15)$$

$$\left. \begin{array}{l} i=0,1,2,\dots,N_1-1 \\ j=M_2, M_2+1, \dots, N_2 \end{array} \right\} \left. \begin{array}{l} i=M_2, M_2+1, \dots, N_1-1 \\ j=0,1,2,\dots, M_2-1 \end{array} \right\} l=0,1,2$$

$$\begin{aligned} -\lambda'_{M_1-\frac{1}{2},j} \frac{u_{M_1,j}^{l+1} - u_{M_1,j-1}^{l+1}}{h_1} &= -\lambda''_{M_1-\frac{1}{2},j} \frac{v_{M_1,j}^{l+1} - v_{M_1-1,j}^{l+1}}{h_1} = \\ &= K \left(\frac{u_{M_1,j}^{l+1} + u_{M_1,j-1}^{l+1}}{2} - \frac{v_{M_1,j}^{l+1} + v_{M_1-1,j}^{l+1}}{2} \right) \quad (16) \end{aligned}$$

$$(j = -1, 0, 1, \dots, M_2 - 1)$$

$$\begin{aligned} -\lambda'_{i,M_2-\frac{1}{2}} \frac{u_{i,M_2}^{l+1} + u_{i,M_2-1}^{l+1}}{h_2} &= -\lambda''_{i,M_2-\frac{1}{2}} \frac{v_{i,M_2}^{l+1} - v_{i,M_2-1}^{l+1}}{h_2} = \\ &= K \left(\frac{u_{i,M_2}^{l+1} + u_{i,M_2-1}^{l+1}}{2} - \frac{v_{i,M_2}^{l+1} + v_{i,M_2-1}^{l+1}}{2} \right) \quad (17) \end{aligned}$$

$$(i = -1, 0, 1, \dots, M_1 - 1).$$

Выражения (14)–(17) были реализованы для составления АЛГОЛ-программы по разработанному алгоритму при расчете на ЭВМ М-22 двумерного температурного поля отливки (250x250x42 мм, сплав АЛ4) и стального кокиля (250x250x30 мм) для момента затвердевания теплового центра отливки.

А.М. Галушко, С.Н. Леках,
М. Шварценбергер

ВЛИЯНИЕ ПРИМЕСЕЙ НА КРИСТАЛЛИЗАЦИЮ АЛЮМИНИЯ

В работе исследовалось влияние большого числа тугоплавких и легкоплавких элементов (Ti, V, Cr, Mn, Fe, Co, Ni, Y, Zn, Nb, Mo, Hf, W, B, Na, Bi, S, Pb, Sn, Sb, Cu, Mg, Zn) на размер зерна алюминия марки А9995 и величину его переохлаждения. Плавка образцов производилась в атмосфере арго-

на, тугоплавкие микролегирующие примеси вводились в виде лигатур. Величина переохлаждения измерялась с помощью хромель-алюмелевой термопары с диаметром электродов 0,1 мм и фоторегистрирующего пирометра Ку рнакова. Применяемая методика позволяла фиксировать отклонения величины переохлаждения с точностью 0,06°С.

В табл. 1, 2 представлены основные результаты исследования влияния величины вводимой добавки на число зерен в единице площади шлифа и переохлаждение расплава.

Таблица 1. Влияние добавок тугоплавких элементов на число зерен на 1 см² площади шлифа (числитель) и переохлаждение алюминия марки А995 (знаменатель)

| Величина добавки, % | Элемент | | | | | | | | | | | |
|---------------------|------------------|-------------------|------------------|------------------|------------------|------------------|------------------|------------------|-------------------|-------------------|------------------|------------------|
| | В | Ti | V | Cr | Mn | Y | Nb | Mo | Hf | W | Zr | Fe |
| 0,05 | $\frac{17}{1,2}$ | $\frac{13}{2,0}$ | $\frac{12}{2,7}$ | $\frac{10}{2,0}$ | - | - | $\frac{16}{1,1}$ | $\frac{10}{2,7}$ | $\frac{1,2}{2,8}$ | $\frac{1,3}{2,8}$ | $\frac{15}{2,5}$ | - |
| 0,1 | $\frac{32}{0,7}$ | $\frac{20}{1,5}$ | $\frac{17}{1,9}$ | $\frac{11}{2,6}$ | $\frac{14}{2,7}$ | $\frac{12}{3,2}$ | $\frac{27}{0,8}$ | $\frac{11}{2,7}$ | $\frac{13}{2,5}$ | $\frac{24}{2}$ | $\frac{17}{2,3}$ | $\frac{10}{3,2}$ |
| 0,2 | $\frac{53}{0,6}$ | $\frac{35}{0,5}$ | $\frac{32}{1,0}$ | $\frac{12}{2,6}$ | $\frac{13}{2,7}$ | $\frac{15}{3,2}$ | $\frac{33}{0,7}$ | $\frac{13}{2,6}$ | $\frac{17}{1,9}$ | $\frac{38}{1,4}$ | $\frac{30}{1,0}$ | $\frac{10}{3,3}$ |
| 0,4 | - | $\frac{90}{0,4}$ | $\frac{30}{1,1}$ | $\frac{25}{1,7}$ | $\frac{14}{2,6}$ | $\frac{19}{3,0}$ | $\frac{37}{0,8}$ | $\frac{34}{1,9}$ | $\frac{18}{1,1}$ | $\frac{32}{2,0}$ | $\frac{60}{0,5}$ | - |
| 0,5 | - | - | - | - | - | $\frac{20}{2,9}$ | - | $\frac{40}{1,1}$ | - | - | - | $\frac{10}{3,0}$ |
| 0,6 | - | $\frac{100}{0,4}$ | - | $\frac{25}{1,7}$ | $\frac{14}{2,7}$ | - | - | - | $\frac{50}{0,5}$ | - | - | - |
| 1,5 | - | - | - | - | $\frac{32}{2,0}$ | $\frac{22}{2,5}$ | - | - | - | - | - | $\frac{12}{3,1}$ |

В основном присадки всех исследованных элементов, за исключением олова, никеля, цинка, железа, меди и магния, приводили в разной степени к измельчению зерен. Однако характер влияния микролегирования на величину переохлаждения су-

еще существенно различен. Такие элементы, как титан, ванадий, хром, марганец, железо, кобальт, цирконий, ниобий, гафний, вольфрам, бор, молибден измельчают зерно и при этом уменьшают величину переохлаждения расплава. Эффект измельчения зерна зависит от величины и характера вводимой добавки. Анализ концентрационных зависимостей числа зерен и переохлаждения показывает, что при определенной величине добавки наблюдается резкий перегиб кривых. Так, при введении Ti, Zr, Hf, Mo, W, Cr, V и Nb можно считать, что критическая концентрация составляет соответственно 0,2; 0,1; 0,4; 0,2; 0,1; 0,4; 0,05 и 0,1. Это весьма близко совпадает со значением концентрации данных элементов в эвтектике либо перитектике. При превышении указанной величины на термических кривых обнаруживаются перегибы, свидетельствующие о появлении первичных фаз. Интервал метастабильности расплава при этом уменьшается с 3 до 1° -0,4°С и число зерен увеличивается в 3 - 10 раз. Величина переохлаждения тесно коррелируется с числом зерен алюминия.

Измельчение зерен происходит наиболее интенсивно при добавке титана, циркония, бора, гафния, молибдена и вольфрама. Соответствие точек перегибов на зависимостях числа зерен и величины переохлаждения расплава от величины добавки и концентрации элементов в эвтектике либо перитектике свидетельствует о том, что причиной измельчения зерна являются дисперсионные включения первичных интерметаллидов. Эффективность данных включений определяется, по-видимому, количеством первичных кристаллов и их физико-химическими свойствами.

Легкоплавкие элементы - натрий, висмут, сурьма, сера и свинец также способствуют измельчению зерна, однако переохлаждение расплава при этом не уменьшается, а в некоторых случаях увеличивается (табл. 2).

Все концентрационные зависимости числа зерен носят экстремальный характер. Увеличение переохлаждения при добавках указанных элементов свидетельствует о затруднении процесса зарождения кристаллов алюминия, что может быть связано с дезактивацией потенциальных зародышей за счет блокировки центров кристаллизации атомами микродобавки. Характерно, что наибольшее измельчение зерна наблюдается при добавках натрия, свинца и серы, соответствующих концентрации монотектики или области несмешиваемости в жидком состоянии.

Проведенные с применением метода термического анализа исследования процесса микрорегулирования алюминия позволили

Таблица 2. Влияние добавок легкоплавких элементов на число зерен на 1 см² площади шлифа (числитель) и переохлаждение алюминия марки А035 (знаменатель)

| Величина добавки, вес, % | Элемент | | | | | |
|--------------------------|------------------|------------------|------------------|------------------|------------------|------------------|
| | Sb | Pb | Sn | S | Na | Bi |
| 0,05 | - | $\frac{12}{2,4}$ | $\frac{10}{2,7}$ | $\frac{45}{3,4}$ | $\frac{25}{3,5}$ | - |
| 0,1 | $\frac{27}{3,3}$ | $\frac{12}{2,3}$ | $\frac{9}{2,7}$ | $\frac{27}{3,1}$ | $\frac{33}{3,5}$ | $\frac{20}{2,7}$ |
| 0,1 | $\frac{27}{3,3}$ | $\frac{12}{2,3}$ | $\frac{9}{2,7}$ | $\frac{27}{3,1}$ | $\frac{33}{3,5}$ | $\frac{20}{2,7}$ |
| 0,2 | $\frac{30}{3,4}$ | $\frac{12}{2,2}$ | $\frac{9}{2,7}$ | $\frac{18}{2,8}$ | $\frac{35}{3,3}$ | $\frac{25}{2,7}$ |
| 0,5 | $\frac{22}{3,3}$ | $\frac{12}{2,2}$ | $\frac{10}{2,6}$ | - | - | $\frac{29}{2,8}$ |
| 1,0 | $\frac{22}{3,2}$ | $\frac{65}{3,6}$ | $\frac{10}{2,6}$ | - | - | - |

установить различный механизм измельчения зерна алюминия при вводе тугоплавких и легкоплавких добавок.

Влияние первой группы элементов на процесс затвердевания алюминия обусловлено образованием дополнительных центров кристаллизации, что приводит к снижению степени переохлаждения расплава. Легкоплавкие добавки, вследствие высокой поверхностной активности, затрудняют рост образующихся кристаллов алюминия.

Н.П. Жмакий, А.С. Калинин,
Ю.А. Досюк, А.В. Никитин

К ОЦЕНКЕ КОЭФФИЦИЕНТА ТЕПЛОТДАЧИ ОТ РАСПЛАВА К КОРКЕ ПРИ ЛИТЬЕ НАМОРАЖИВАНИЕМ

Интенсивность теплового воздействия расплава на намораживаемую корку характеризуется коэффициентом теплоотдачи от жидкого металла к корке α . В настоящее время не существует общепринятой методики его определения, а имеющиеся данные носят частный характер.

В качестве первого приближения для оценки α при литье намораживанием на вращающийся г. кристаллизатор [1] можно получить простую формулу, исходя из следующих рассуждений.

Рассмотрим задачу нахождения температурного поля полубесконечного тела (расплава) с начальной температурой $T_{\text{зал}}$ при условии, что на плоскости $x = 0$ поддерживается постоянная температура $T_{\text{кр}}$. Решение этой задачи приводится в [2]:

$$T(x, t) = (T_{\text{зал}} - T_{\text{кр}}) \operatorname{erf} \left(\frac{x}{2\sqrt{at}} \right) + T_{\text{кр}}, \quad (1)$$

где t - время, сек; a - коэффициент температуропроводности, $\text{м}^2/\text{сек}$;

Тепловой поток в точке $x = 0$ можно представить следующим способом:

$$q = \lambda \left(\frac{\partial T}{\partial x} \right)_{x=0} = \alpha_c (T_{\text{зал}} - T_{\text{кр}}), \quad (2)$$

где λ - коэффициент теплопроводности расплава, $\text{вт}/\text{м}\cdot\text{к}$.

Подставив (1) в (2), после преобразований получим $\alpha_c = \frac{\lambda}{\sqrt{\pi \cdot at}}$. Интегрирование этого выражения от $t = 0$ до $t = t_n$ (t_n - время намораживания) дает среднее значение α_c за это время:

$$\alpha_{c \text{ ср}} = \frac{2\lambda}{\sqrt{\pi \cdot at_n}} = \frac{2\sqrt{\text{Pe}}}{\text{H}\sqrt{\pi}} \quad (3)$$

$$Nu_{cp} = 2 \sqrt{\frac{Pe}{\mathcal{F}}}, \quad (4)$$

где $t_n = \frac{H}{W}$, $Pe = \frac{WH}{a}$, $Nu = \frac{\alpha H}{\lambda}$; W - скорость литья, м/сек; H - высота ванны расплава, м.

Заметим, что скорость входит в формулы не как гидродинамический фактор, а только как технологический параметр литья. Сравнение расчетов по формуле (4) с экспериментальными данными дает расхождение в 5%. Отметим также, что принятая математическая модель нестационарной теплопроводности в данном случае аппроксимирует установившееся распределение температуры в ванне как по ее глубине, так и по высоте.

Очевидно, что оценочная формула (4) не учитывает влияния гидродинамики расплава и тем более процесса кристаллизации на теплообмен. С целью учета этих факторов при теплообмене между жидким металлом и коркой рассмотрим обтекание пластины расплавом, который на этой пластине кристаллизуется. Будем рассматривать случай, когда температурный и гидродинамический пограничные слои сформируются и течение можно будет считать установившимся. Предположим также, что рост намораживаемой корки не оказывает существенного влияния на профили скоростей и температуры в соответствующих пограничных слоях.

Запишем уравнения движения и энергии для пограничного слоя в виде:

$$u \frac{\partial u}{\partial x} + v \frac{\partial u}{\partial y} = \frac{\partial^2 u}{\partial y^2} \quad \mathcal{F} > x > 0; \quad (5)$$

$$\frac{\partial u}{\partial x} + \frac{\partial v}{\partial y} = 0; \quad (6)$$

$$u \frac{\partial T}{\partial x} + v \frac{\partial T}{\partial y} = a \frac{\partial^2 T}{\partial y^2}. \quad (7)$$

Граничные условия на фронте кристаллизации, где $y = 0$, будут:

$$u = 0, \quad v = \frac{d\xi}{dy} \left(\frac{\rho_T}{\rho_{ж}} - 1 \right); \quad T = T_{кр}; \quad (8)$$

$$\lambda \left(\frac{\partial T}{\partial y} \right)_{y=0} = \rho r \frac{d\xi}{dy} + q(x, t), \quad (9)$$

где u и v - скорости соответственно в направлении осей X и Y , м/сек; r - теплота кристаллизации, дж/кг; T - температура невозмущенного потока, $^{\circ}K$; ρ_T , $\rho_{ж}$ - соответственно плотности корки и расплава, кг/м³; ξ - толщина намо-
раживаемой корки, м; $q(x, t)$ - удельный тепловой поток от границы раздела фаз вглубь корки, Вт/м² сек.

В граничных условиях к задаче (5) - (7) есть величина v , которая через производную $\frac{d\xi}{dy}$ зависит от распределения температуры в пограничном слое. Поэтому будем решать задачу методом последовательных приближений. Пусть $v^* = 0$ при $y = 0$, а распределение скоростей и температур представлено полиномами [3]. Тогда

$$u = w (2\eta - 2\eta^3 + \eta^4), \quad \eta = \frac{y}{\delta}; \quad (10)$$

$$T_{\infty} - T = (T_{\infty} - T_{кр}) (1 - 2\eta_T + 2\eta_T^3 - \eta_T^4), \quad \eta_T = \frac{y}{\delta_T},$$

где δ , δ_T - толщины динамического и теплового пограничных слоев, м. Приближенное решение для толщины пограничного динамического слоя в случае аппроксимации (10) имеет вид:

$$\delta = 5,83 \sqrt{\frac{\nu x}{w}}. \quad (11)$$

Тогда, воспользовавшись приближенным соотношением $\delta_T / \delta = Pr^{-1/3}$, а также аппроксимацией (11), получим:

$$\left(\frac{\partial T}{\partial y} \right)_{y=0} = \frac{2}{\delta_T} (T_{\infty} - T_{кр}) = \frac{2 \Delta T_{пер} Pr^{1/3}}{5,83 \sqrt{\frac{\nu x}{w}}}, \quad \Delta T_{пер} = T_{\infty} - T_{кр}$$

и

$$0 = \frac{1}{\rho r} \left[\frac{2 T_{пер} Pr^{1/3}}{5,83 \sqrt{\frac{\nu x}{w}}} - q(x, t) \right] \left(\frac{\rho_T}{\rho_{ж}} - 1 \right). \quad (12)$$

Опишем поле скоростей новой аппроксимацией:

$$u = w(a\eta + b\eta^2 + c\eta^3 + d\eta^4), \quad (1)$$

а коэффициенты определим из граничных условий:

$$y=0, \quad u=0, \quad v \frac{\partial u}{\partial y} = \frac{\partial^2 u}{\partial y^2}$$

$$y=\delta, \quad u=w, \quad \frac{\partial u}{\partial y} = 0, \quad \frac{\partial u^2}{\partial y^2} = 0.$$

После преобразований получим:

$$a = -\frac{1}{\left(\frac{1}{2} + \frac{v\delta}{12}\right)}; \quad b = -\frac{1}{\left(\frac{1}{6} + \frac{v\delta}{6}\right)}; \quad c = \frac{b + \frac{2v\delta}{y}}{(1 + \frac{v\delta}{b})}; \quad d = -\left(\frac{3}{1 + \frac{v\delta}{6}} + \frac{5}{\frac{6v}{v\delta}}\right)$$

Далее по формуле

$$\delta = \left(\frac{2f'(0)}{\int_0^1 f(1-f) d\eta} \right)^{1/2} \sqrt{\frac{v x}{w}},$$

где f - аппроксимация (10), найдем толщину пограничного динамического слоя. И, наконец, используя соотношение

$\frac{\delta_T}{\delta} = Pr^{-1/3}$ и аппроксимацию (11), определим коэффициент теплоотдачи от расплава к корке при наличии кристаллизации:

$$\alpha_c = \frac{2\lambda Pr^{1/3}}{\int_0^1 f(1-f) d\eta} \sqrt{\frac{v x}{w}}$$

Л и т е р а т у р а

1. Вейник А.И., Кокиль. Минск, 1972. 2. Лыков А.В. Теория теплопроводности. М., 1967. 3. Шлихтинг Л. Теория пограничного слоя. М., 1974.

Г.А. Анисович, В.Ф. Бевза,
З.Д. Павленко, Е.М. Марукович

ВЛИЯНИЕ СУРЬМЫ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ЧУГУННЫХ ОТЛИВОК, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ НЕПРЕРЫВНОГО НАМОРАЖИВАНИЯ

Одним из наиболее простых и дешевых методов стабилизации перлита в отливках является легирование чугуна сурьмой. Однако при определенных концентрациях сурьма приводит к снижению прочности. В связи с этим были проведены исследования по определению влияния сурьмы на структуру и свойства чугуновой отливки, полученной методом непрерывного намораживания.

Исходный чугун имел следующий состав: 3,2–3,4% С; 1,9–2,1% Si; 0,5–0,7% Mn; 0,2–0,3% P; 0,1% S. В качестве шихты для получения чугуна применялись передеельный М1 и литейный ЛК-2 чугуны, сталь 45, 45%-ый ферросилиций, 75%-ый ферромарганец, металлическая сурьма. Расплав перед заливкой модифицировался силикошиметаллом в количестве 0,05–0,1% при температуре 1380–1400°C. Отливки получали при оптимальных технологических параметрах с постоянной толщиной стенки 14–15 мм.

Микроструктурный анализ исходного чугуна показал, что на наружной поверхности отливки присутствует междендритный графит. Во внутренней зоне включения графита крупные, прямолинейные и завихренные по форме. В средней зоне по сечению отливки графит имеет промежуточные формы и размеры между наружным и внутренним слоями. Основной структуры чугуна является мелкодисперсный перлит.

В наружной зоне заготовки присутствует до 50% феррита в виде феррито-графитного эвтектоида и свободных включений. С переходом во внутренние слои заготовки количество феррита падает до 15%, появляются отдельные включения фосфидной эвтектики. Плотность чугуна опытных заготовок выше плотности чугуна такого же химического состава, отлитых в кокиль и в землю. Твердость опытных заготовок составляет не менее 200 НВ, предел прочности на разрыв 30–32 кг/мм², а при литье в землю – соответствен о 170 – 180 НВ и 15 – 18 кг/мм².

Для определения оптимального химического состава чугуна, легированного сурьмой, позволяющего получать заготовки с высокими физико-механическими свойствами, был применен метод математического планирования экспериментов. В качестве параметров оптимизации были выбраны: количество перлита

(в процентах) в средних слоях отливки (y_1), твердость (y_2), предел прочности на разрыв (y_3). Среди изменяющихся факторов варьировали содержание сурьмы (x_1), кремния (x_2), марганца (x_3), силикометалла (x_4), температуру ввода модификатора (x_5), температуру заливки (x_6). Получены линейные уравнения регрессии:

$$y_1 = 90,94 + 2,81x_1 - 1,06x_2 + 2,69x_3 - 1,44x_4 + 1,31x_5; \quad (1)$$

$$y_2 = 247,7 + 5,5x_1 - 3,0x_2 + 6,25x_3 + 3,25x_5 + 4,0x_6; \quad (2)$$

$$y_3 = 35,7 - 1,22x_1. \quad (3)$$

Оптимальные структура и свойства были получены при содержании в чугунах $Sb - 0,1\%$; $Mn - 0,7\%$; $Si - 2,0\%$; $СММ - 0,05\%$, температуре модифицирования $1400^\circ C$ и температуре заливки $1300^\circ C$. Заготовки с высокими физико-механическими свойствами и перлитной структурой можно получить и при содержании сурьмы $0,06 - 0,07\%$, но при повышенном количестве марганца. Результаты опытов приведены в табл. 1.

Таблица 1. Результаты металлографического анализа и испытаний механических свойств заготовок из чугуна с добавками сурьмы

| Si, % | Mn, % | Sb, % | HВ | $\sigma_{B,2}$ кг/мм | Количество феррита по зонам отливки, % | | |
|-----------|----------|----------|-----|-------------------------|--|--------------|-----------------|
| | | | | | наруж- няя | сред- няя | внут- ренняя |
| 1 | 2 | 3 | 4 | 5 | 6 | 7 | 8 |
| 1,7 - 1,9 | 0,7 | 0 | 220 | 32 | 25 | 10 | 8 |
| | | 0,05 | 242 | 38 | 10 | 5 | ~3 |
| | | 0,1 | 248 | 35 | 8 | ~3 | Следы |
| | | 0,15 | 250 | 34 | 7 | ~2 | 0 |
| 2,1 - 2,3 | | 0 | 230 | 32 | 50 | 35 | 15 |
| | | 0,05 | 240 | 36 | 20 | 7 | ~3 |
| | | 0,1 | 241 | 35 | 10 | ~3 | Следы |
| | | 0,15 | 242 | 34 | 8 | Следы | 0 |

Продолжение

| 1 | 2 | 3 | 4 | 5 | 6 | 7 | 8 |
|-----------|-----|------|-----|----|----|-------|-------|
| 1,7 - 1,9 | 1,0 | 0 | 230 | 32 | 12 | 8 | 5 |
| | | 0,05 | 240 | 37 | 8 | 5 | ~2 |
| | | 0,1 | 250 | 36 | 7 | ~2 | Следы |
| | | 0,15 | 255 | 34 | 5 | Следы | 0 |
| 2,1 - 2,3 | | 0 | 230 | 32 | 30 | 10 | 5 |
| | | 0,05 | 240 | 38 | 10 | 5 | ~3 |
| | | 0,1 | 251 | 37 | 8 | ~2 | Следы |
| | | 0,15 | 255 | 35 | 7 | Следы | 0 |

Таким образом, проведенные исследования показали, что легирование чугуна сурьмой обеспечивает возможность получения методом непрерывного литья намораживанием заготовок типа втулок с заданными структурой и физико-механическими свойствами.

А.М. Дмитриевич, О.С. Комаров,
В.Д. Тульев

ВЛИЯНИЕ УСЛОВИЙ ОХЛАЖДЕНИЯ НА ДИСПЕРСНОСТЬ СТРОЕНИЯ ГРАФИТА ЭВТЕКТИЧЕСКИХ ЯЧЕЕК

Исследование зависимости дисперсности строения графитного скелета эвтектических ячеек от скорости охлаждения и вида обработки расплава проводилось по следующей методике. Расплав чугуна, содержащий 3,67% С, 1,83% Si, 0,60% Mn, 0,03% S, 0,05% P заливался в формы, изготовленные из различных материалов. Были использованы медный и чугунный кокили, футерованный кокиль с толщиной покрытия 3 мм, сырая и сухая формы. Отливкой служила плита с размерами 200x150x25мм. В центре каждой плиты устанавливалась платино-платинородиевая термопара, изготовленная из проволоки диаметром 0,5мм. Термопары были защищены кварцевыми наконечниками. Изменения температуры охлаждения плит записывались электронным многоточечным потенциометром. По полученным кривым охлаждения определялись скорости охлаждения образцов. Плиты разрезались в местах установки горячих сплав термопар для приготовления микрошлифов.

Дисперсность строения графитного скелета эвтектических ячеек оценивали с помощью величины межпластинчатых

расстояний, которая однозначно связана с условиями роста эвтектических ячеек [1] в отличие от обычно применяемых критериев оценки строения графита (длина включений графита, их толщина и др.).

Как видно из рис. 1, обработка расплава чугуна различными добавками ведет к увеличению межпластинчатых расстояний и укрупняет графит. При одних и тех же скоростях охлаждения в зависимости от применяемых добавок можно получить структу-

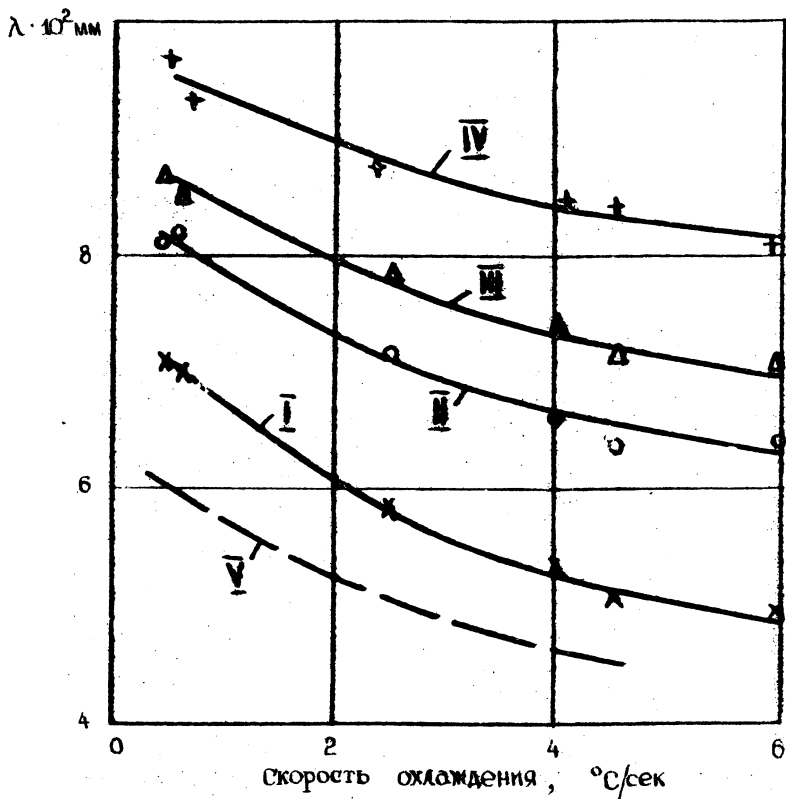


Рис. 1. Влияние скорости охлаждения на величину межпластинчатых расстояний (λ):

I - исходный чугун; II - чугун с добавкой 0,2% ФС75; III - чугун с добавкой 0,2% ФС75+0,1% графита; IV - чугун с добавкой 0,2% ФС75+0,1% графита + 0,1% церия; V - расчетная кривая.

ру, значительно отличающуюся от исходной. Штриховой линией на графике показана расчетная кривая изменения межпластинчатых расстояний для зафиксированных скоростей охлаждения исходного чугуна, подсчитанных по формуле [2]. Сравнение экспериментальной зависимости с расчетной показывает, что полученные опытным путем значения межпластинчатых расстояний несколько выше теоретических. Это связано с тем, что теоретическая зависимость рассчитана для фронта кристаллизации эвтектической ячейки, а экспериментальная получена на основании подсчета числа включений графита по мерной линейке окуляра микроскопа. Во втором случае величины межпластинчатых расстояний должны быть выше, ввиду того что брались не кратчайшие расстояния между соседними включениями графита.

Таким образом, проведенными исследованиями показано, что в качестве критерия для оценки структуры графита можно использовать величину межпластинчатых расстояний, которая определяется расчетным путем.

Л и т е р а т у р а

1. Тиллер В.А. Многофазная кристаллизация. В сб. "Жидкие металлы и их затвердевание". М., 1962. 2. Комаров О.С. Роль растворимых примесей в процессе формирования графитного скелета эвтектических ячеек серого чугуна. Изв. АН БССР, серия физико-технических наук, № 1, 1974.

В.Ф. Соболев

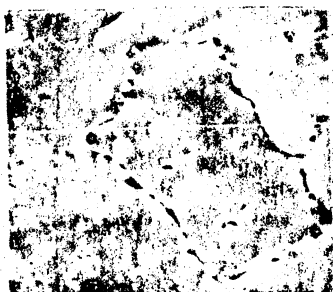
О СВЯЗИ МАКРО- И МИКРОЛИКВАЦИИ В ОТЛИВКЕ

В реальных условиях литья процесс затвердевания сплава сопровождается возникновением как дендритной (микро-), так и зональной (макро-) ликвации в отливке. В связи с этим представляло интерес установить взаимосвязь микро- и макроликвации в сплаве.

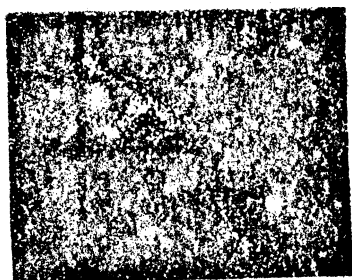
Исследования проводили на сплаве алюминия с 4,5% меди. Микроликвация меди изучена с помощью микроанализатора "Джозел". Результаты исследования приведены в табл. 1 и на рис. 1 (керамическая форма) и 2 (графитовая форма). На рисунках справа приведены линии распределения меди, слева - атомов меди по сечению зерна.



a



б



в



Рис. 1. Микроликвация меди по сечению отливки (керамическая форма, х 300):
а - центр, б - 0,5 радиуса отливки,
в - поверхность.

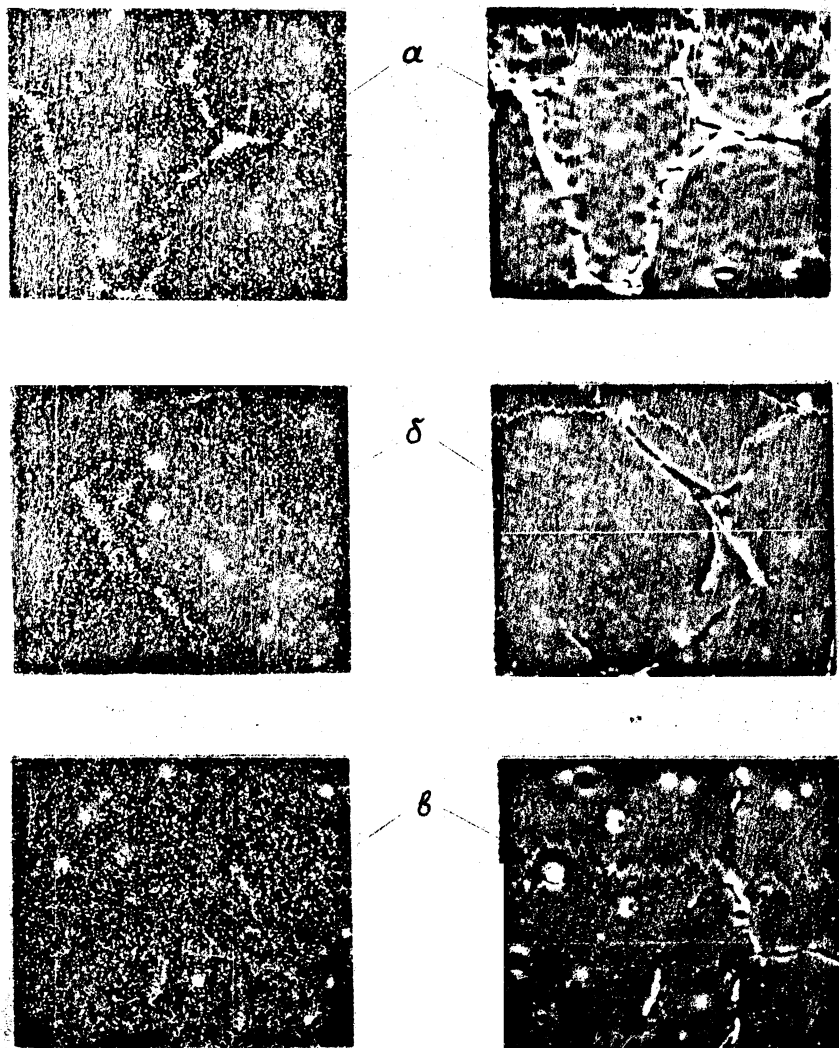


Рис. 2. Микроликвация меди по сечению отливки
(графитовая форма, $\times 600$)
а - центр, б - 0,5 радиуса отливки,
в - поверхность

Таблица 1

| Условия литья | Содержание меди в цилиндрической отливке | | | |
|-----------------------|---|--------------------|--------------------|------------------|
| | центр отливки | 15 мм от центра | 30 мм от центра | поверх- ность |
| Керамическая форма | 4,85 | 4,52 | 4,30 | 4,16 |
| Графитовая форма | 4,33 | 4,46 | 4,62 | 4,66 |

Из полученных данных видно, что изменения макро- и микроликвации по сечению отливки носят противоположный характер. Проявление зональной ликвации в прямой и обратной форме определяется характером циркуляции жидкой фазы в переходной зоне затвердевающей отливки [1].

В процессе этой циркуляции происходит вынос меди из одной зоны в другую и изменение состава жидкой фазы в этих зонах. При затвердевании обогащение медью жидкой фазы увеличивает ее концентрацию в твердой фазе. Медь распределяется относительно равномерно по сечению зерна, наблюдается лишь незначительное повышение ее содержания в междоузльных промежутках. В обедненных зонах имеет место заметная неравномерность в распределении меди. По сечению зерна содержание меди постоянно и резко увеличивается при переходе к междоузльным участкам, затвердевающим в последнюю очередь. Таким образом, макро- и микроликвация в отливке неразрывно связаны между собой. Проявление их в той или иной форме зависит от характера циркуляции жидкой фазы в переходной зоне затвердевающей отливки.

Л и т е р а т у р а

1. Вейник А.И., Дмитриевич А.М., Соболев В.Ф. Влияние модифицирования на ликвационные явления в отливке. В сб.: "Охлаждение отливки", Минск, 1969.

ТЕРМИЧЕСКИЕ НАПРЯЖЕНИЯ В КОЛЬЦЕВЫХ БИМЕТАЛЛИЧЕСКИХ ОТЛИВКАХ С ПОДПЛАВЛЯЮЩИМИСЯ ПЕРЕГОРОДКАМИ

При изготовлении биметаллических отливок можно применять подплавляющиеся перегородки, устанавливаемые в зоне перехода одного металла в другой. Наличие такой перегородки препятствует перемешиванию расплавов при заливке, а ее подплавление в процессе заливки обеспечивает диффузионную связь отдельных частей отливки, залитых разнородными сплавами.

В процессе остывания в отливке возникают напряжения, обусловленные неравномерностью температурного поля и механическим взаимодействием металла отливки с перегородкой, а также неоднородностью пластических деформаций и структурных превращений при высоких температурах. Ввиду сложности задачи будем предполагать, что напряженное состояние в биметаллической отливке с перегородкой мало чем отличается от напряженного состояния в отливке без перегородки, то есть при непосредственном контактировании обоих материалов. Нами также не будут учитываться напряжения, обусловленные неоднородностью пластических деформаций и структурными превращениями.

Задача решается в квазистатической постановке теории упругости, поскольку температурное поле при температурах, соответствующих упругому поведению металлов, меняется медленно.

Введем обозначения:

R_1 - радиус тонкостенной перегородки; R_2 - наружный радиус отливки; E , ν и α - модуль Юнга, коэффициенты Пуассона и линейного расширения материалов отливки; $T = T(r, t)$ - температура в какой-либо точке отливки в момент времени t на расстоянии r от оси отливки; $T_0 = \text{const} = 20^\circ \text{C}$. Индекс 1 относится к внутренней части отливки (цилиндрической), индекс 2 - к ее наружной (кольцевой) части; σ_r , σ_θ , σ_z - температурные радиальные, касательные и осевые напряжения в отливке; $U_r(r, t)$ - радиальные перемещения цилиндрической и кольцевой части отливки; u_2 и u_1 - перемещения кольцевой и цилиндрической частей отливки.

Рассмотрим граничные условия задачи:

1. На поверхностях контакта цилиндрической и кольцевой частей отливки радиальные напряжения в контактирующих металлах равны.

2. На наружной поверхности кольцевой части отливки радиальные напряжения равны нулю.

3. Радиальные перемещения в контактирующих металлах на поверхностях контакта не равны, так как они должны отсчитываться от тех положений, которые заняли бы границы цилиндрической и кольцевой части отливки при беспрепятственной усадке.

Если коэффициенты линейной усадки α не равны, эти положения не будут совпадать. Разность между радиальными перемещениями

$U_r^{(2)}(r, t)$ и $U_r^{(1)}(r, t)$ в точках контакта составляет $R_1 \alpha_2 - R_1 \alpha_1 = R_1 (\alpha_2 - \alpha_1)$. Тогда третье граничное условие задачи будет иметь вид:

$$\sigma_r^{(1)} \Big|_{r=R_1} = \sigma_r^{(2)} \Big|_{r=R}$$

$$\sigma_r^{(2)} \Big|_{r=R_2} = 0 \quad (1)$$

$$\epsilon_0^{(2)}(R_1, t) - \epsilon_0^{(1)}(R_1, t) = \alpha_2 - \alpha_1$$

где ϵ_0 - радиальные деформации; $\epsilon_0 = \frac{U_r^c}{r}$.

Обозначим $\sigma_r^{(1)} \Big|_{r=R_1} = \sigma_r^{(2)} \Big|_{r=R_1} = -P$.

Тогда напряжения в цилиндрической части отливки можно рассматривать как совокупность температурных напряжений, соответствующих свободной границе, и напряжений, вызванных наружным давлением.

Напряжения в кольцевой части отливки можно рассматривать как совокупность температурных напряжений, соответствующих свободным границам, и напряжений, вызванных внутренним давлением P .

Используя известные формулы для температурных напряжений в сплошном диске, а также формулы для напряжений, вызываемых наружным и внутренним давлением [1, 2, 3], получаем:

$$\sigma_r^{(1)} = \frac{\alpha_1 E}{2} \left[\theta_1(R_1, T) - \theta_1(r, T) \right] - P;$$

$$\sigma_\theta^{(1)} = \frac{\alpha_1 E}{2} \left[\theta_1(R_1, T) + \theta_1(r, T) - 2(T - T_0) \right] - P;$$

$$\sigma_r^{(2)} = \frac{\alpha_2 E}{2} \left[\left(1 + \frac{R_1^2}{r^2}\right) \theta_2(R_2, T) + \right. \\ \left. + \left(1 - \frac{R_1^2}{r^2}\right) \theta_2(r_1, T) - 2(T - T_0) \right] + \frac{R_1^2}{R_2^2 - R_1^2} \left(1 - \frac{R_2^2}{r^2}\right) P;$$

$$\sigma_\theta^{(2)} = \frac{\alpha_2 E}{2} \left[\left(1 + \frac{R_1^2}{r^2}\right) \theta_2(R_2, T) + \left(1 - \frac{R_1^2}{r^2}\right) \theta_2(r_1, T) - \right. \\ \left. - 2(T - T_0) \right] + \frac{R_1^2}{R_2^2 - R_1^2} \left(1 + \frac{R_2^2}{r^2}\right) P; \quad \sigma_z^{(1)} = \sigma_z^{(2)} = 0.$$

При этом первые два граничные условия выполняются тождественно.

На основании формулы $\epsilon_0 = \frac{1}{E} (\sigma_\theta - \nu \sigma_r) + \alpha(T - T_0)$ определяем $\epsilon_\theta^{(1)}(R_1, T)$, $\epsilon_\theta^{(2)}(R_1, T)$.

$$\epsilon_\theta^{(1)}(R_1, T) = \alpha_1 \theta_1(R_1, T) + \frac{P(\nu_1 - 1)}{E_1}$$

$$\epsilon_\theta^{(2)}(R_1, T) = \alpha_2 \theta_2(R_1, T) + \frac{P}{E_2} \left(-\frac{R_2^2 + R_1^2}{R_2^2 - R_1^2} + \nu_2 \right).$$

(3)

Подставляя уравнение (3) в третье граничное условие (1), определяем P:

$$P = \frac{(\sigma_2 - \sigma_1) - [\alpha_2 \theta_2(R_2, T) - \alpha_1 \theta_1(R_1, T)]}{L}, \quad (4)$$

$$\text{где } L = \frac{1}{E_2} \left(\frac{R_2^2 + R_1^2}{R_2^2 - R_1^2} + \delta_2 \right) + \frac{1 - \delta_1}{E_1}.$$

После выравнивания температурного поля напряжения в биметаллической отливке могут сохраняться даже в случае отсутствия неоднородности пластических деформаций. Остаточные термоупругие напряжения тогда определяются по формулам (2) и (4), если положить $T = T_0$, $\Theta_2(r, T) = \Theta_1(r, T) = 0$.

$$\sigma_{\text{ост}}^{(1)} = -P_{\text{ост}}$$

$$\sigma_{\Theta}^{(1)} = -P_{\text{ост}}$$

$$\sigma_{r \text{ ост}}^{(2)} = - \frac{R_1^2}{R_2^2 - R_1^2} \left(\frac{R_2^2}{r^2} - 1 \right) P_{\text{ост}} \quad (5)$$

$$\sigma_{\Theta}^{(2)} = \frac{R_1^2}{R_2^2 - R_1^2} \left(1 + \frac{R_2^2}{r^2} \right) P_{\text{ост}},$$

$$\text{где } P_{\text{ост}} = \frac{\sigma_2^* - \sigma_1^*}{\frac{1 - \delta_1}{E_1} + \frac{1}{E_2} \left(\frac{R_2^2 + R_1^2}{R_2^2 - R_1^2} + \delta_2 \right)}.$$

Как видно из вышеприведенных формул, радиальные и касательные остаточные напряжения в кольцевой части отливки достигают максимума на ее внутренней поверхности:

$$\sigma_{r \text{ ост max}}^{(2)} = -P_{\text{ост}}; \quad \sigma_{\Theta \text{ ост max}}^{(2)} = \frac{R_2^2 + R_1^2}{R_2^2 - R_1^2} P_{\text{ост}}.$$

При достаточно большой разности $\sigma_2^* - \sigma_1^*$ может произойти разрушение отливки. При этом касательные напряжения по модулю будут больше радиальных. Если $\sigma_2^* > \sigma_1^*$, то $\sigma_{\Theta}^{(2)}(R_1)$ будет растягивающим. Поэтому вдоль радиуса отливки может возникнуть трещина.

Если $\sigma_1 > \sigma_2$, то $\sigma_{\Theta}^{(2)}(R_1)$ будет сжимающим, $\sigma_r^{(2)}(R_1)$ - растягивающим.

При этой же абсолютной разности $(\sigma_2 - \sigma_1)$ случай $\sigma_1 > \sigma_2$ представляется нам менее опасным, чем случай $\sigma_2 > \sigma_1$, так как $|\sigma_r^{(2)}|_{r=R_1} < |\sigma_{\Theta}^{(2)}|_{r=R_1}$ и вызывающие опасность возникновения трещины максимальные растягивающие напряжения будут меньше, чем в случае $\sigma_2 > \sigma_1$. При $\sigma_1 > \sigma_2$ трещины могут возникнуть в кольцевой части отливки в любом направлении и в любом месте.

Л и т е р а т у р а

1. Безухов Н.И., Баженов В.Л. и др. Расчеты на прочность и колебания в условиях высоких температур. М., 1965.
2. Коваленко А.Д. Введение в термоупругость. Киев, 1970.
3. Абрамов В.В. Остаточные напряжения и деформации в металлах. М., 1963.

РАСЧЕТ НА ЭВМ ТЕПЛОВОГО РЕЖИМА КОКИЛЯ С ПРИНУДИТЕЛЬНЫМ ОХЛАЖДЕНИЕМ

В работе приводятся результаты некоторых аналитических исследований, проведенных при расчете на ЭВМ М-222 теплового режима плоского стального охлаждаемого кокиля $250 \times 250 \times 30$ мм в период формирования в нем отливки толщиной 42 мм из сплава АЛ 4. Толщина слоя краски на формирующей поверхности кокиля составляла 0,3 мм, а ее теплопроводность - 0,312 Вт/мК. Коэффициент теплоотдачи на охлаждаемой поверхности кокиля α_2 изменялся от 40 до 2000 Вт/м² К. Расчет проводился от момента окончания заливки. При решении приняты допущения, что начальная темпе-

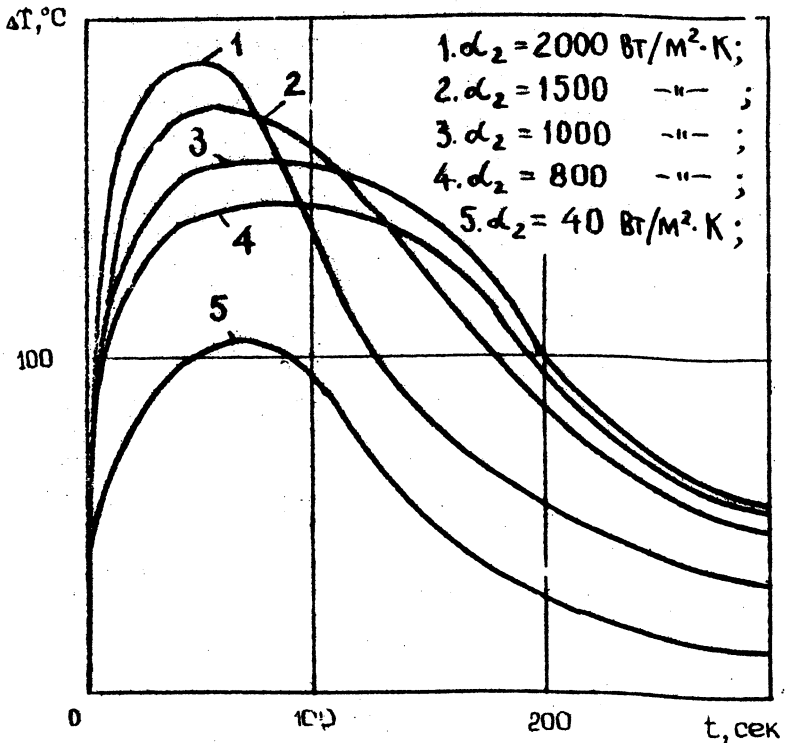


Рис. 1

ратура по всему сечению кокиля одинакова и составляла 503°K , а температура отливки — 973°K .

На рис. 1 представлено изменение перепада температуры по стенке кокиля во времени. Как видно из графиков, при различных условиях охлаждения перепад температуры изменяется по-разному, достигая максимального ($\Delta T = 185^{\circ}$) при $\alpha_2 = 2000 \text{ Вт/м}^2\text{К}$. Из графиков видно, что чем больше α_2 , тем быстрее перепад достигает максимального значения. Для данных условий опыта с увеличением α_2 от 40 до $1000 \text{ Вт/м}^2\text{К}$ длительность действия перепадов, близких к максимальным, увеличивается и достигает 160 сек при $\alpha_2 = 1000 \text{ Вт/м}^2\text{К}$, а при $\alpha_2 > 1000$ начинает уменьшаться.

Влияние интенсивности охлаждения кокиля на максимальную температуру его рабочей поверхности показано на рис. 2. Как видно из графика, при увеличении α_2 рабочая поверхность кокиля нагревается значительно слабее, чем в условиях естественного охлаждения на воздухе.

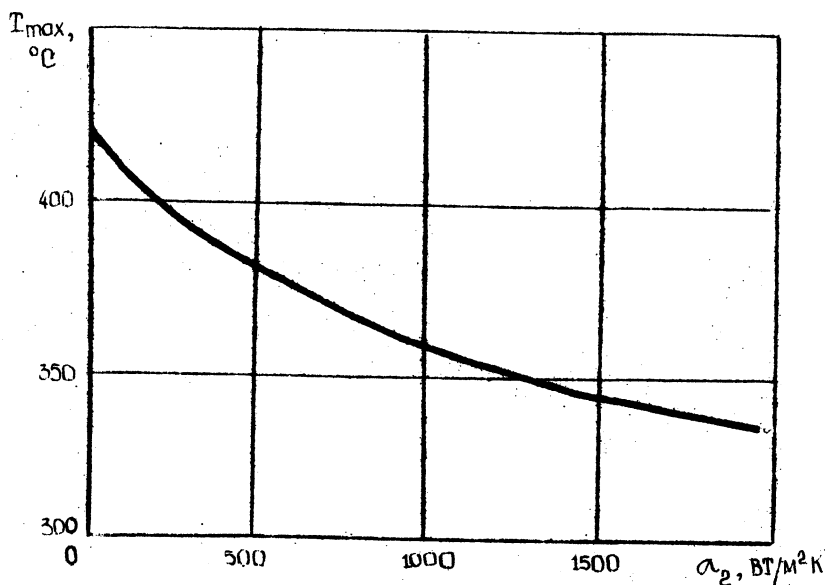


Рис. 2

Это связано с возрастанием перепадов температур по сечению кокиля при увеличении α_2 , как показано на рис. 1, что в свою очередь, повышает градиент температуры на внутренней поверхности кокиля и, как следствие, снижает ее температуру.

На рис. 3 показано изменение зазора между кокилем и отливкой в зависимости от времени и условий охлаждения кокиля. Этот зазор является следствием температурного коробления кокиля и не включает в себя усадку отливки и температурное расширение кокиля, так как по предварительным расчетам они составили 7-10% от общего зазора. При расчетах на ЭВМ принималось, что пластины кокиля свободны и при нагреве в них не исключен изгиб.

Начало образования зазора определялось экспериментально; оно соответствует моменту формирования достаточно прочной корки, способной преодолеть силы сцепления между отливкой и формой и не двигаться за ней. Толщина такой корки составляет 45-50% от толщины отливки.

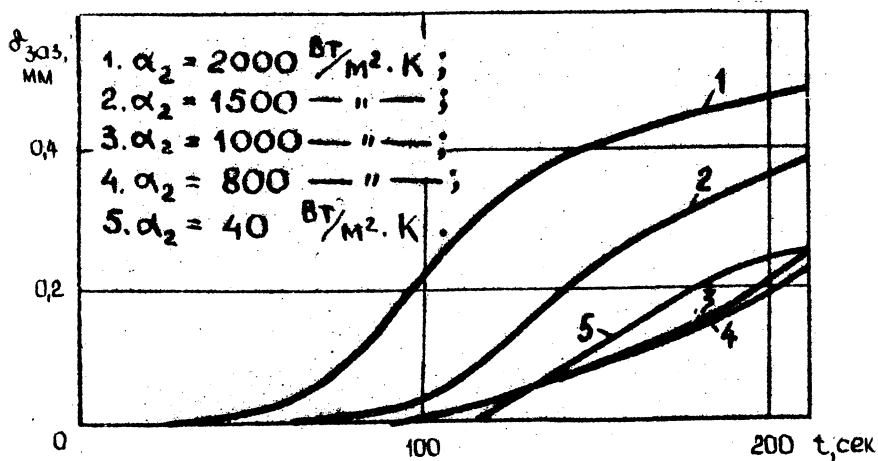


Рис. 3

Как видно из графиков, с увеличением интенсивности охлаждения максимальная величина газового зазора, вызванного ко-

роблением формы, растет, достигая 0,55 мм при $\alpha_2 = 2000 \text{ Вт/м}^2 \text{ К}$.

Чем больше α_2 , тем быстрее возникает газовый зазор.

Однако рост его в начальном периоде менее интенсивен, чем при естественном охлаждении на воздухе. Это объясняется длительностью сохранения перепадов температур, близких к максимальным, как показано на рис. 1. В дальнейшем рост зазора ускоряется в связи с быстрым падением значений перепадов, а при приближении к максимуму - снова замедляется.

Анализ результатов, полученных при расчетах теплового режима охлаждаемого кокиля на ЭВМ, позволил выбрать оптимальные условия охлаждения металлической формы, при которых коэффициент теплоотдачи α_2 находится в пределах от 900 до 1200 Вт/м² К. Такой интенсивности отвода тепла с наружной поверхности кокиля можно достигнуть, охлаждая кокиль маслом.

В.Ф. Соболев

СВЯЗЬ МЕЖДУ СОСТАВОМ И ХАРАКТЕРОМ ЛИКВАЦИИ ЭЛЕМЕНТОВ СПЛАВА

Известно, что на образование зональной ликвации в отливке большое влияние оказывает состав сплава. Он влияет на характер циркуляции элементов в переходной зоне отливки и, как следствие, на зональную ликвацию (1). В связи с этим представляет интерес установить влияние состава на микроликвацию элементов сплава.

Исследования проводили на сплаве алюминий - 4,5% меди. Изучено распределение основного легирующего элемента сплава - меди и добавок Са и Ni. Микроликвацию элементов сплава изучали с помощью микроанализатора "Джовэл". Добавки вводили в сплав в количестве 0,2%. Результаты экспериментов приведены в табл. 1 и на рис. 1-2.

Полученные результаты свидетельствуют о том, что введение добавок вызывает изменение как зональной (макро-), так и дендритной (микро-) ликвации меди.

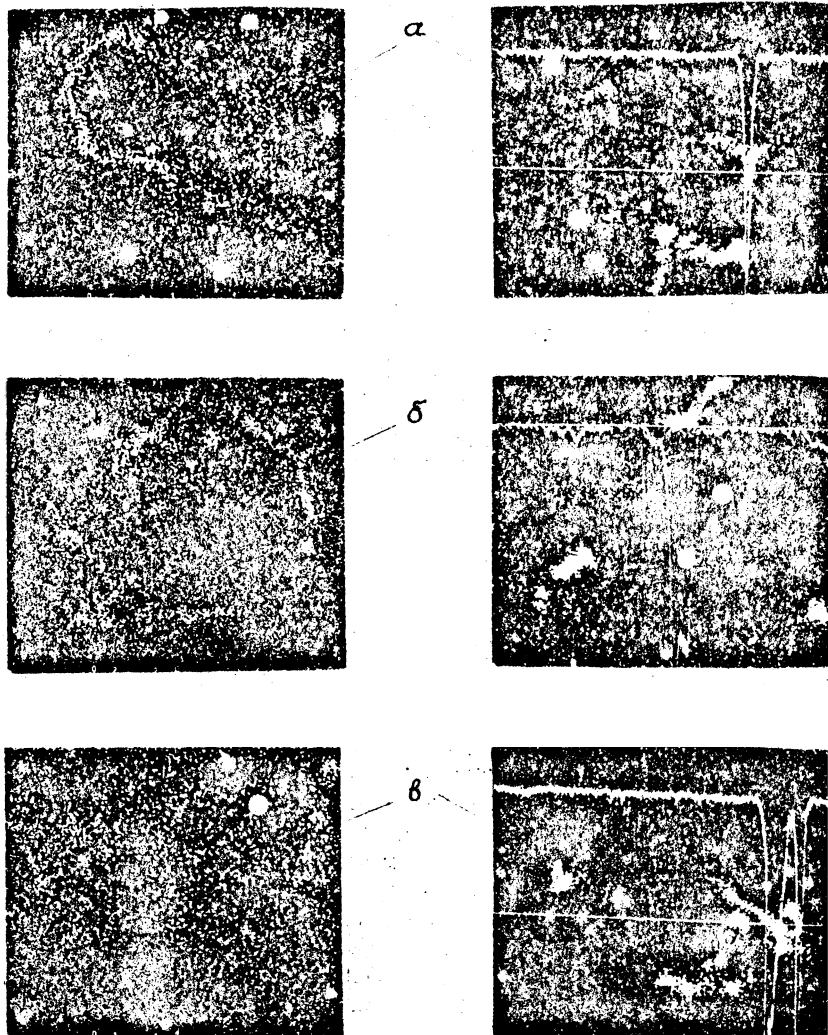


Рис. 1. Микроликвация меди (слева) и кальция (справа) по сечению отливки (х 600):
 а — центр; б — 0,5 радиуса отливки; в — поверхность.

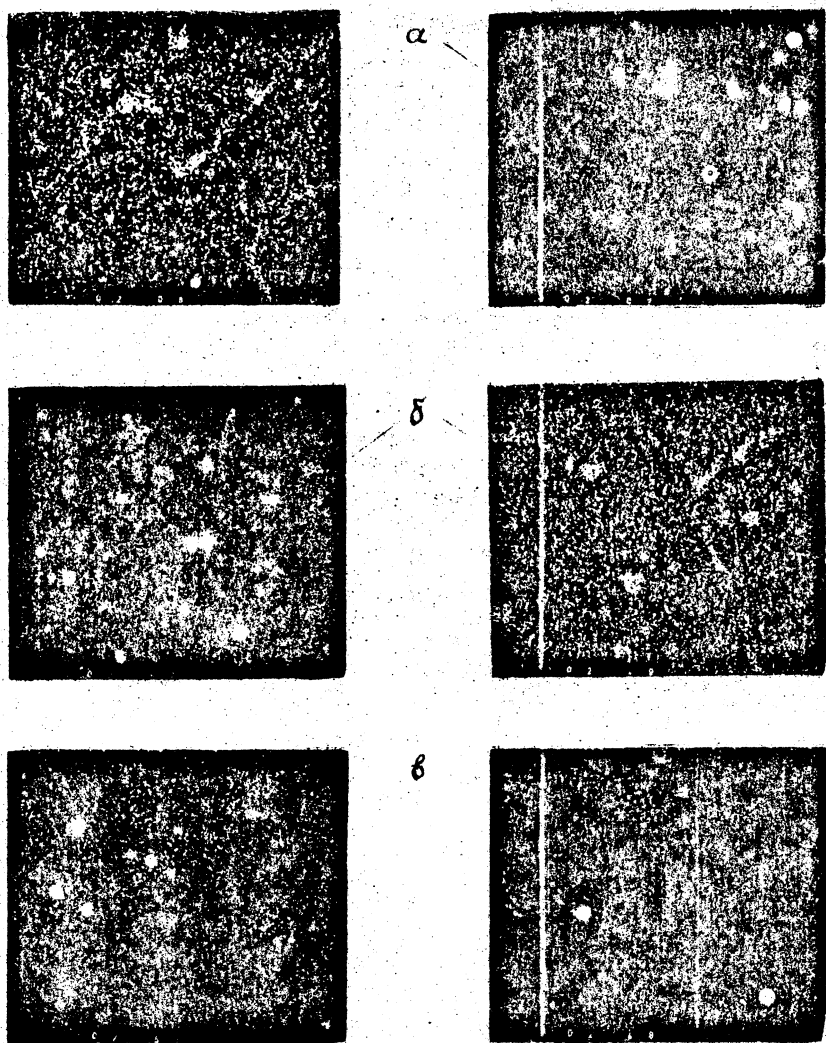


Рис. 2. Микроликвация меди (слева) и никеля (справа) по сечению отливки (х 600);
 а -- центр; б -- 0,5 радиуса отливки; в -- поверхность.

Таблица

| Условия литья | Содержание меди по сечению цилиндри- ческой отливки | | | | Добавка |
|---------------------|--|--------------------|--------------------|------------------|---------|
| | центр | 15 мм от центра | 30 мм от центра | поверх- ность | |
| Графитовая форма | 4,33 | 4,46 | 4,62 | 4,66 | - |
| | 4,22 | 4,45 | 4,79 | 4,82 | Ca |
| | 4,41 | 4,42 | 4,47 | 4,59 | Ni |

Поверхностно-активный элемент (кальций) усиливает как макро- так и микроликвацию меди по сечению отливки и сосредотачивается в межосных промежутках, затвердевающих в последнюю очередь. Никель (инактивный элемент), равномерно распределенный по сечению зерна, уменьшает макро- и микроликвацию меди по сечению отливки. Таким образом, состав сплава оказывает большое влияние на макро- и микроликвацию элементов в сплаве. Распределение элементов сплава определяется их поверхностной активностью и характером циркуляции жидкой фазы в переходной зоне затвердевающей отливки.

Л и т е р а т у р а

1. Соболев В.Ф. О причинах появления ликвационных наплывов. В сб. "Вопросы прочности и пластичности" Минск, "Наука и техника", 1972.

А.М. Дмитриевич, С.С. Гурин, В.П. Бугай

ТЕРМИЧЕСКИЕ НАПРЯЖЕНИЯ В ПОЛЫХ КОЛЬЦЕВЫХ БИМЕТАЛЛИЧЕСКИХ ОТЛИВКАХ

Температурные напряжения, возникающие в полых кольцевых биметаллических отливках, обусловлены в основном неравномерностью температурного поля отливки и препятствием усадке залитой части отливки со стороны полый вставки. Если между вставкой и заливаемым расплавом находится легкоплавкий промежуточный слой, нанесенный на вставку заранее, то он снижает термические напряжения в отливке, поскольку подплавляется залитым расплавом, частично выдавливается силой усадки в специальную полость в форме и, следовательно, не оказывает существенного сопротивления температурному сжатию отливки. Только после полного затвердевания легкоплав-

кого слоя возникает силовое взаимодействие между поллой вставкой и залитой частью отливки, что обуславливает их напряженное состояние.

Исходя из поставленной задачи, необходимо опередить:

а) термические напряжения до момента затвердевания легкоплавкого промежуточного слоя;

б) термические напряжения после затвердевания промежуточного слоя;

в) остаточные термические напряжения (возникающие после окончательного остывания отливки).

Эти задачи будут решаться в предположении, что начиная с момента затвердевания промежуточного слоя, поведение материала залитой части отливки и вставки можно считать упругим. Будем считать напряженное состояние в отливке плоским.

Примем обозначения:

δ_r, δ_θ — радиальные и окружные напряжения; E — модуль Юнга; ν — коэффициент Пуассона; α — коэффициент линейного расширения; T_0 — "начальная" температура; T — температура в произвольный момент времени; R — наружные радиусы вставки и отливки; ρ — внутренний радиус вставки; r — расстояние рассматриваемой точки отливки до ее оси симметрии.

Во всех случаях данные, относящиеся к внутренней части отливки, будем помечать индексом (1), данные, относящиеся к внешней части отливки — индексом (2).

Используя уравнения осесимметричной задачи термоупругости и проведя математические преобразования применительно к условиям получения биметаллических отливок с легкоплавким промежуточным слоем, получаем:

а) термические напряжения до момента затвердевания промежуточного слоя

$$\delta_r^{(1)} = \frac{\alpha_1 E_1}{2} \left(1 - \frac{\rho^2}{r^2}\right) [\Theta_1(R_1, T) - \Theta_1(r_1, T)]$$

$$\delta_\theta^{(1)} = \frac{\alpha_1 E_1}{2} \left[\left(1 + \frac{\rho^2}{r^2}\right) \Theta_1(R_1, T) + \left(1 - \frac{\rho^2}{r^2}\right) \times \right. \\ \left. \times \Theta_1(r, T) - 2(T - T_0) \right],$$

$$\delta_r^{(2)} = \frac{\alpha_2 E_2}{2} \left(1 - \frac{R_1^2}{r^2}\right) [\Theta_2(R_2, T) - \Theta_2(r, T)],$$

$$\begin{aligned} \sigma_{\theta}^{(2)} = & \frac{\alpha_2 E_2}{2} \left[\left(1 + \frac{R_1^2}{r^2}\right) \Theta_2(R_2, T) + \right. \\ & \left. + \left(1 - \frac{R_1^2}{r^2}\right) \Theta_2(r, T) - 2(T - T_0) \right]; \end{aligned}$$

б) термоупругие напряжения после затвердевания промежуточного слоя

$$\begin{aligned} \sigma_r^{(1)} = & \frac{\alpha_1 E_1}{2} \left(1 - \frac{\nu^2}{r^2}\right) [\Theta_1(R_1, T) - \Theta_1(r, T)] - \\ & - \frac{R_1^2}{R_1^2 - \nu^2} \left(1 - \frac{\nu^2}{r^2}\right) P, \end{aligned}$$

$$\begin{aligned} \sigma_{\theta}^{(1)} = & \frac{\alpha_1 E_1}{2} \left[\left(1 + \frac{\nu^2}{r^2}\right) \Theta_1(R_1, T) + \left(1 - \frac{\nu^2}{r^2}\right) \times \right. \\ & \left. \times \Theta_1(r, T) - 2(T - T_0) \right] - \frac{R_1^2}{R_1^2 - \nu^2} \left(1 + \frac{\nu^2}{r^2}\right) P, \end{aligned}$$

$$\begin{aligned} \sigma_r^{(2)} = & \frac{\alpha_2 E_2}{2} \left(1 - \frac{R_1^2}{r^2}\right) [\Theta_2(R_2, T) - \Theta_2(r, T)] + \\ & + \frac{R_1^2 P}{R_2^2 - R_1^2} \left(1 - \frac{R_1^2}{r^2}\right), \end{aligned}$$

$$\begin{aligned} \sigma_{\theta}^{(2)} = & \frac{\alpha_2 E_2}{2} \left[\left(1 + \frac{R_1^2}{r^2}\right) \Theta_2(R_2, T) + \right. \\ & \left. + \left(1 - \frac{R_1^2}{r^2}\right) \Theta_2(r, T) - 2(T - T_0) \right] + \frac{R_1^2}{R_2^2 - R_1^2} \times \\ & \times \left(1 + \frac{R_1^2}{r^2}\right) P; \end{aligned}$$

в) термоупругие остаточные напряжения

$$\sigma_{\text{рост}}^{(1)} = - \frac{R_1^2}{R_1^2 - \rho^2} (1 - \frac{\rho^2}{r^2}) P_{\text{ост}},$$

$$\sigma_{\Theta \text{ ост}}^{(1)} = - \frac{R_1^2}{R_1^2 - \rho^2} (1 + \frac{\rho^2}{r^2}) P_{\text{ост}},$$

$$\sigma_{\text{рост}}^{(2)} = \frac{R_1^2}{R_2^2 - R_1^2} (1 - \frac{R_2^2}{r^2}) P_{\text{ост}},$$

$$\sigma_{\Theta \text{ ост}}^{(2)} = \frac{R_1^2}{R_2^2 - R_1^2} (1 + \frac{R_2^2}{r^2}) P_{\text{ост}}.$$

Значения P и $P_{\text{ост}}$ определяют по формулам:

$$P = \frac{\alpha_2 S_2 - \alpha_1 S_1 - [\alpha_2 \Theta_2(R_2, T) - \alpha_1 \Theta_1(R_1, T)]}{L}$$

$$P_{\text{ост}} = \frac{\alpha_2 S_2 - \alpha_1 S_1}{L},$$

где

$$L = \frac{1}{E_2} \left[\frac{R_2^2 + R_1^2}{R_2^2 - R_1^2} + \nu_2 \right] + \frac{1}{E_1} \left[\frac{R_1^2 + \rho^2}{R_1^2 - \rho^2} - \nu_1 \right];$$

$$\Theta_1(r, T) = \frac{2}{r^2 - \rho^2} \int_{\rho}^r (T - T_0) r dr;$$

$$\Theta_2(r, T) = \frac{2}{r^2 - R_1^2} \int_{R_1}^r (T - T_0) r dr.$$

Анализ приведенных формул показывает, что термоупругие напряжения в полых кольцевых биметаллических отливках определяются средними температурами вставки и залитой части отливки в заданный момент времени, а также температурными константами, характеризующими свойства материалов, составляющих отливку.

Л и т е р а т у р а

1. Коваленко А.Д. "Введение в термоупругость", М., Машгиз, 1970.

В.И. Тугов, В.А. Гринберг, А.П. Михалевич РАСЧЕТ ЗАТВЕРДЕВАНИЯ ПЛОСКОЙ НЕПРЕРЫВНОЙ ОТЛИВКИ

Проектирование технологии непрерывного литья невозможно без теоретического анализа процесса, который предполагает установление взаимосвязи между технологическими параметрами процесса, термофизическими свойствами материала отливки и условиями ее охлаждения.

Рассмотрим решение этой задачи для бесконечной пластины при граничных условиях третьего рода.

Выделим в процессе затвердевания промежуток времени и запишем для него условие теплового равновесия системы жидкий металл - затвердевшая часть отливки - окружающая среда в виде

$$dQ_{ж} + dQ_{Т} + dQ_{к} = 0, \quad (1)$$

где $dQ_{ж}$ - изменение теплосодержания жидкой фазы за время dt ; $dQ_{Т}$ - изменение теплосодержания затвердевшей отливки за время dt ; $dQ_{к}$ - количество тепла, отведенное в окружающую среду за время dt .

В формуле (1) теплота перегрева включена в теплосодержание жидкого металла. Учет теплоты перегрева производится следующим образом. Задаваясь временем снятия теплоты перегрева $t_{п}$, меньшим полного времени затвердевания отливки $t_{з}$, вводим понятие интенсивности выделения теплоты перегрева $i_{пер}$:

$$i_{пер} = \frac{dQ_{пер}}{dV}, \quad (2)$$

где $Q_{пер}$ - теплота перегрева, снятая при затвердевании металла объемом V

При формировании отливки теплота перегрева отводится неравномерно, большая ее часть снимается в начальный период. В первом приближении можно принять, что $i_{\text{пер}}$ линейно зависит от V в пределах $t_{\text{п}}$.

Используя понятие $i_{\text{пер}}$ с подстановкой значений $dQ_{\text{м}}$, $dQ_{\text{Т}}$ и $dQ_{\text{к}}$ в уравнение (1), после его решения и преобразования в критериальную форму получим:

$$F_{\text{о}} - F_{\text{о}_0} = A_1 (\delta - \delta_0) + A_2 (\delta^2 - \delta_0^2) + A_3 (\delta^3 - \delta_0^3) + A_4 \ln \frac{1 + \frac{\delta \text{Bi}}{n}}{1 + \frac{\delta_0 \text{Bi}}{n}}, \quad (3)$$

где $A_1 = \frac{1}{\text{Bi}} \left(L + \frac{2L_{\text{пер}}}{\delta_{\text{п}}} + \frac{1}{n+1} \right)$;

$$A_2 = \frac{1}{2n} \left(L + \frac{2L_{\text{пер}}}{\delta_{\text{п}}} + \frac{1}{n+1} \right) - \frac{L_{\text{пер}}}{\text{Bi} \delta_{\text{п}}^2};$$

$$A_3 = -\frac{2}{3} \frac{L_{\text{пер}}}{\delta_{\text{п}}^2}; \quad A_4 = -\frac{n}{n+1} \frac{1}{\text{Bi}^2};$$

$$L = \frac{r_{\text{эф}}}{c \sqrt{\text{кр}}}; \quad L_{\text{пер}} = \frac{r_{\text{пер}}}{c \sqrt{\text{кр}}};$$

$r_{\text{эф}}$ - эффективная удельная теплота кристаллизации, учитывающая аккумулированную теплоту, выделяющуюся в интервале кристаллизации; $r_{\text{пер}}$ - удельная теплота перегрева; c - удельная теплоемкость металла; $\sqrt{\text{кр}}$ - избыточная по отношению к температуре охлаждающей среды температура кристаллизации; n - показатель степени параболы, описывающей распределение температуры в отливке.

Формула (3) может быть использована для поэтапного расчета процесса затвердевания при условии, что интенсивность

охлаждения принимается постоянной на каждом из этапов. Точность расчетов тем выше, чем более дробно по этапам расчленяется процесс, однако при этом резко увеличивается трудоемкость расчета. Поэтому представляет интерес построение номограмм с их последующим применением для графоаналитического расчета процесса затвердевания. Построение номограмм осуществлялось с помощью ЭВМ "Минск - 22".

Результаты расчета использованы при проектировании линии горизонтального непрерывного литья чугуна на Руставском заводе "Центролит".

Л.Е. Ровин, А.П. Михалевич, К.Гершниц

МОДЕЛИРОВАНИЕ И РАСЧЕТ ПРОЦЕССА ДОЖИГАНИЯ ВАГРАНОЧНЫХ ГАЗОВ

Процесс дожигания газов в трубе вагранки зависит от ряда факторов: температуры, состава и запыленности газов на выходе из слоя шихты, скорости (удельного расхода) и масштаба турбулентности потока, интенсивности отвода тепла через открытое завалочное окно, частоты и способа завалки шихты, диаметра и высоты трубы, а также коэффициента разбавления газов за счет подсоса. В ходе плавки параметры ваграночных газов колеблются в широких пределах, поэтому без учета кинетических характеристик горения любые схемы расчета, используемые в печной теплотехнике, дают искаженные результаты, описывающие реальные процессы весьма приближенно.

Задачей исследования явилось отыскание принципиально возможных уровней процесса, определение количественного влияния на устойчивость режима горения каждого из перечисленных выше факторов, а затем разработка рекомендаций по расчету и проектированию узлов дожигания. Использование для этой цели лабораторных моделей затруднительно из-за сильного влияния масштабного фактора и большого числа переменных.

В связи с этим была сделана попытка математического моделирования процесса горения газов в трубе вагранки с использованием ЭВМ "Минск-82". Рассчитывались два варианта процесса: адиабатический и при сложном теплообмене с отводом тепла излучением и конвекцией. Первый соответствует работе закрытым завалочным окном, когда потерей тепла через футерованные стенки можно пренебречь.

Точное задание краевых условий с учетом пространственного распределения всех параметров в зоне горения не представлялось возможным. Поэтому для исследований использована одномерная линейная модель: в расчет вводились средние по сечению шахты значения переменных при сохранении единственной пространственной координаты - высоты трубы выработки. Отдельные компоненты дополнительно просчитывались по методу конечных разностей, т.е. по "нуль-размерной" схеме, что отвечает состоянию газовой смеси при полном предварительном перемешивании.

Анализ процесса проводился на основе положений тепловой теории горения (1) и макрохимической кинетики (2), что позволило учесть, как кинетические соотношения, так и процессы теплопереноса. В качестве основного уравнения использовалось равенство количества выделяющегося тепла в процессе реакции и отводимого с продуктами горения и в окружающую среду. Для одно- и нуль-размерной схемы можно соответственно записать:

$$\frac{d\varphi}{d\tau_{\text{ПК}}} = \frac{1-\varphi}{\tau_{\text{ДК}} + e^{1/\theta}} \quad (1)$$

$$\frac{d\varphi}{d\tau_{\text{ПК}}} = \frac{1}{\nu} \left[\frac{d\theta}{d\tau_{\text{ПК}}} - \beta(\theta_{\text{М}}^4 - \theta^4) \right], \quad (2)$$

где $\varphi = 1 - \frac{c}{c_0}$ - коэффициент полноты сгорания; $\tau_{\text{ПК}} = \frac{\tau_{\text{П}}}{\tau_{\text{К}}}$, $\tau_{\text{ДК}} = \frac{\tau_{\text{Д}}}{\tau_{\text{К}}}$ - безразмерные время пребывания и время диффузии; $\tau_{\text{П}} = \frac{x_0}{\omega_{\text{Ср}}}$ - время пребывания смеси в исследуемой зоне, равное отношению длины пути к средней скорости; $\tau_{\text{К}} = \frac{1}{k_0}$ - кинетическое время, обратное по величине константе скорости химической реакции; $\tau_{\text{Д}} \approx \frac{1}{\alpha_{\text{Д}}}$ - время диффузии (перемешивания), обратное по величине коэффициенту диффузионного обмена. В случае крупномасштабной турбулент-

ности, что обычно имеет место в трубе вагранки, $\alpha_d = f(Re)(Pr)$. В соответствии с этим для данных условий

$$\alpha_d = \frac{\alpha_k}{c_p} ; \quad (3)$$

$\gamma = \frac{E^3 q c_o}{R^3 k_o c_p}$ — приведенная теплоемкость смеси (для адиабатической задачи); $\beta = \frac{E^3 c'_{пр}}{R^3 k_o c_p}$ — приведенный безразмерный коэффициент теплоотдачи излучением; $\Theta_o = \frac{RT_o}{E}$, $\Theta = \frac{RT}{E}$ — безразмерные начальная и текущая температуры газовой смеси; $\Theta_M = \frac{RT_M}{E}$ — максимальная (калориметрическая) безразмерная температура продуктов горения;

$$c'_{пр} = c_{пр} + \alpha_k \frac{T_M - T_o}{T_M^4 - T_o^4} ; \quad (4)$$

$c_{пр}$ — приведенный коэффициент излучения; α_k — коэффициент конвективного теплообмена.

Расчет производится по принципиальной схеме, предложенной в работе (1), путем приближенного расчленения процесса на две стадии. Для 1-й зоны

$$\frac{d\varphi}{d\tau_{пк}} = 0 \quad \text{и} \quad \frac{d\Theta}{d\tau_{пк}} = \beta (\Theta_M^4 - \Theta^4). \quad (5)$$

Отсюда

$$\tau_{пк} = \frac{1}{\beta} \int_{\Theta_o}^{\Theta} \frac{d\Theta}{\Theta_M^4 - \Theta^4} = \frac{0,25}{\beta \Theta_M^3} \left[\ln \frac{(\Theta_M + \Theta)(\Theta_M - \Theta_o)}{(\Theta_M - \Theta)(\Theta_M + \Theta_o)} + 2 (\arctg \frac{\Theta}{\Theta_M} - \arctg \frac{\Theta_o}{\Theta_M}) \right]. \quad (6)$$

Для того чтобы рассчитать изменение температуры в смеси по высоте трубы, необходимо знать начальную скорость газового потока. Тогда

$$\omega_{\text{ср}} = \omega_0 \frac{T_0 + T_M}{2T_0} = \omega_0 \frac{1 + \frac{\Theta_M}{\Theta_0}}{2}; \quad (7)$$

$$\xi = \frac{k_0 x}{\omega_0}; \quad d\xi = \frac{\omega}{\omega_0} d\tau_{\text{пк}} = \frac{1}{2} \left(1 + \frac{\Theta_M}{\Theta_0}\right) x \times d\tau_{\text{пк}} \quad (8)$$

и вместо (8)

$$\xi = \frac{0,25}{\sigma \Theta_0 \Theta_M^2} \ln \frac{(\Theta_M^2 + \Theta^2)(\Theta_M^2 - \Theta_0^2)}{(\Theta^2 - \Theta^2)(\Theta_M^2 + \Theta_0^2)} \quad (9)$$

Здесь ξ - безразмерная координата длины пути (высоты трубы **вагранки**, в которой происходит горение газов).

Переходя ко второй зоне, получим зависимость φ от Θ :

$$\varphi = 1 - e^{-\int_0^{\Theta} \frac{d\Theta}{\tau_{\text{пк}} + e \frac{1}{\Theta} \sigma (\Theta^4 - \Theta_M^4)}} \quad (10)$$

С учетом формул (6) и (9) найдем зависимость полноты горения смеси от времени пребывания в зоне горения или высоты трубы:

$$\varphi = f(\tau_{\text{пк}}) = f(\xi).$$

По кривой $\varphi = f(\xi)$, пренебрегая подводом тепла на участке активного горения, начало которого определяется по точке перегиба или касания кривых теплоотвода и тепловыделения, рассчитывается зависимость $\Theta = f(\xi)$.

Аналогичным образом рассчитывается уточненная зависимость температуры и времени пребывания. В частности, для адиабатической задачи и кинетического горения смеси, в случае полного предварительного перемешивания, можно соответственно записать:

$$\tau_{\text{ПК}} = \int_{\Theta_0}^{\Theta} \frac{e^{1/\Theta}}{\Theta_M - \Theta} d\Theta = \int_0^{\varphi} \frac{e^{\frac{1}{\Theta_0 + \varphi\sigma}}}{1 - \varphi} d\varphi; \quad (11)$$

$$\tau_{\text{ПК}} = \frac{\varphi}{1 - \varphi} e^{\frac{1}{\Theta_0 + \varphi\sigma}} \quad (12)$$

Было проведено математическое моделирование процесса дожига в широком диапазоне режимов, возникающих в вагранках различного типа. Проанализировано более 2 тыс. вариантов процесса в различных граничных условиях.

Анализ полученных данных позволяет установить пределы существования гистерезисного процесса (горения):

$$10 \leq \tau_{\text{ПК}} \leq 10^4; \quad 0 \leq \sigma \leq 10^{-3}; \quad 0,08 \leq \Theta_M \leq 0,15.$$

Снизить значение σ на вагранках открытого типа можно, в частности, путем экранирования загрузочного окна завесой из цепей. При этом потери на излучение практически будут устранены.

Моделирование процесса позволяет определить пути повышения устойчивости процесса. Так, при малых \mathcal{T} (соответственно малых концентрациях CO) и Θ_0 кривые тепловода пересекают график в начальной области, что свидетельствует о невозможности самовоспламенения смеси. За счет создания местного сужения в трубе вагранки выше завалочного окна и последующего резкого расширения потока можно заставить часть высокотемпературных продуктов сгорания циркулировать, возвращаясь к корню факела. В этом случае кривая как бы поворачивается вокруг точки ($\varphi = 1, \Theta = \Theta_M$) (рис.1).

Это обеспечивает устойчивое поджигание потока в области сужения шахты. Количество циркулирующих газов для подобного режима можно подсчитать, найдя новое значение Θ_0' или σ' через $\text{tg} \alpha = -\frac{1}{\sigma'}$. Затем определяется необходимая величина диафрагмирования сечения с учетом ω_{0M} и Re .

При невозможности обеспечить горение за счет циркуляции (большие σ , $\tau_{\text{ПК}}$, малые \mathcal{T}) необходимо осуществить дополнительный подвод тепла от постороннего источника. Последним могут быть различные излучатели - электронагреватели,

спирали или жаровые трубки, а также горелки — запальники на газообразном или жидком топливе. Первый способ для ваграночных газов, как правило, не применяется, однако используется в туннелях запальников.

При подводе тепла кривая φ_n смещается параллельно начальной в сторону увеличения Θ (рис. 1):

$$\varphi_n = \frac{1}{\beta'} (\Theta - \Theta_0 - \beta' z_{\text{ПК}}), \quad (13)$$

где $\beta' = \frac{q^1 R}{c_p k_o E}$ — коэффициент подвода тепла; q — расход топлива.

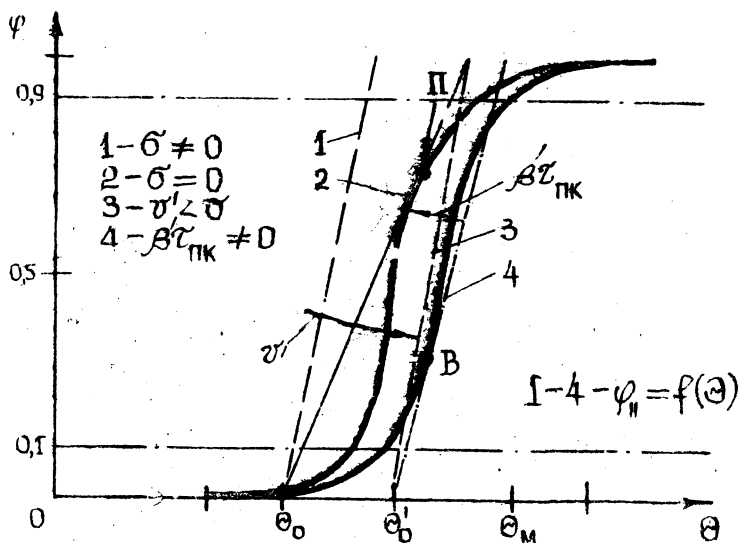


Рис. 1. Процесс горения ваграночных газов в условиях сложного теплообмена

Уравнения (1), (2) и (10) позволяют аналитическим путем определить температуру воспламенения при заданных условиях. Для этого нужно выражение для третьей производной $\frac{d^3\varphi}{d\Theta^3}$ приравнять 0 на участке разогрева. Найденное значение для Θ и будет искомым температурой воспламенения смеси. По дан-

ной схеме расчета можно определить также расход дополнительного топлива, исходя из конкретных условий процесса: концентрации горючих компонентов и состава смеси, начальной температуры, диаметра шахты, скорости и турбулентности потока газов, коэффициентов конвективного и лучистого теплообмена. Одновременно анализ графиков $\psi = f(\bar{z})$ и $\varphi = f(\Theta)$ позволяет выбрать место ввода продуктов сжигания дополнительного топлива (высоту установки горелки-запальника).

Л и т е р а т у р а

1. Вулис Л.А. Тепловой режим горения. М., Госэнергоиздат, 1954. 2. Франк-Каменецкий Д.Н. Диффузия и теплопередача в химической кинетике. М., "Наука", 1967.

С.Н. Леках, А.Г. Слуцкий, А.П. Филиппович

АНАЛИЗ ПЫЛЕВЫХ ВЫБРОСОВ ВАГРАНОК

Процесс улавливания пылегазовых выбросов от плавильных печей определяется рядом факторов, из которых большое значение имеют физикохимические свойства пыли. Поэтому для выбора, расчета и проектирования систем очистки необходимо знание комплекса свойств пылевых выбросов.

В связи с этим исследовались минералогический и дисперсный составы пыли, ее электропроводность и удельный вес. Пробы для анализа были отобраны на вагранках различной мощности ряда заводов г. Минска, а также на полупромышленной вагранке лаборатории кафедры машин и технологии литейного производства БПИ.

Оптический и электронно-микроскопический анализы показали, что ваграночная пыль имеет сложный многокомпонентный состав, причем размеры и форма ее частиц не однородны. Имеются частицы шаровидной формы и частицы с рыхлой структурой, характеризующиеся весьма развитой поверхностью.

Это связано с различной природой образования пыли. Частички кокса, флюсов, стружки, окалины, окислов образуются за счет механических разрушений при завалке шихты в вагранку и ее движения в зоне подогрева. Пыль данного происхождения имеет, как правило, остроугольную форму.

Включения шлака и возгоны формируются в зоне плавления и перегрева, а частицы, имеющие сложный химический состав, образуются в результате гетерогенных реакций между состав-

ляющими твердой шихты, жидкого шлака и газовой фазы в шахте вагранки.

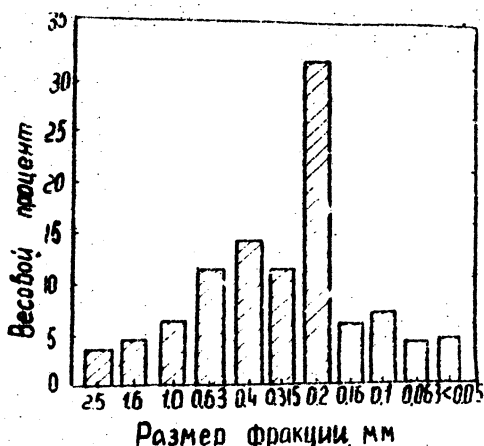


Рис. 1. Фракционный состав ваграночной пыли

Фракционный состав пыли исследовался методом ситового анализа. Рассев пыли, отобранной из вагранки БПИ, показал, что она состоит из частиц размерами от 2,5 до 0,06 мм и менее (рис. 1). Наибольшая доля пыли приходится на фракции размеров 0,4 – 0,2 мм. На долю крупных фракций приходится 5 – 10, а на долю мелких 6 – 7 весовых процентов.

Однако ситовый анализ не дает точного представления о дисперсном составе пыли вследствие того, что в процессе отсева происходит частичное агрегатирование мелких включений за счет эле тростатических сил. Кроме того, ситовый анализ не позволяет дифференцировать частицы размером менее 50–40 мкм.

Для уточнения дисперсного состава ваграночной пыли применялся метод микроскопического анализа на приборах "Quantimet – 720" и "CITRONICS". Проведенные исследования позволили установить, что в ваграночной пыли содержатся частицы чрезвычайно малых размеров. Так, например, в пыли фракции менее 0,06 мм содержится до 6,3% частиц размером менее 1,48 мкм, причем средний размерный состав данной пыли составляет всего 6,9 мкм.

Не менее важное значение для эффективности работы систем очистки имеет минералогический состав пыли, который определялся методом рентгено-структурного анализа на установках УРС-50 и ДРОН-1,5. Основными компонентами, входящими в состав ваграночной пыли, являются: Al_2O_3 - кварц, магнетит, гематит, кальцит и доломит. В малых количествах обнаруживаются более сложные соединения типа геленита ($Ca_2Al_2SiO_7$) и ($Ca(Al, Mg Si)Si_2O_7$).

Установлено изменение электрической проводимости различных фракций пыли. Так, для равного объема пыли, отобранной из 20-тонной вагранки Минского автомобильного завода, электрическое сопротивление увеличивается с 0,2 до 540 Ом при изменении размера фракции от 2,5 до 0,06 мм. Удельный вес пыли непосредственно связан с её химическим составом и оказывает существенное влияние на работу различных аппаратов очистки. Кажущаяся плотность ваграночной пыли, определенная методом гидростатического взвешивания, колебалась в пределах 1,5 - 3,0 г/см³, причем наиболее плотными являются мелкие фракции.

Таким образом, свойства ваграночной пыли существенным образом зависят от ее фракционного состава, что необходимо учитывать при проектировании систем очистки и расчете параметров работы аппаратов. Так, в частности, выявлена необходимость применения высоконапорных труб Вентури для улавливания мелкодисперсных фракций пыли с большой удельной поверхностью. В то же время при расчете элементов фильтров следует учитывать резкое возрастание сопротивления при работе с пылью менее 50 мкм в диаметре. Данные по качественному составу пыли также необходимы для выбора оптимального режима эксплуатации очистных сооружений.

А.М. Королева, А.П. Филиппович

ХИМИЧЕСКИЙ СОСТАВ ВАГРАНОЧНОЙ ПЫЛИ

Изучение химического состава пыли, выделяющейся из пламенных агрегатов, имеет большое значение для выбора эффективного метода пылеулавливания.

В связи с тем, что в литературе приведены противоречивые данные по химическому составу пыли, в данной работе ставилась цель обработать методику и проанализировать химичес-

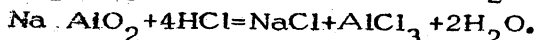
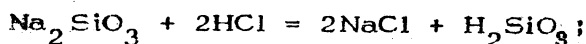
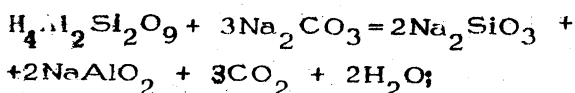
вий состав пыли, образующейся при плавке чугуна в вагранке. Особенно важно знать состав пыли по фракциям, так как в процессе очистки газов происходит седиментация по тракту в зависимости от энергозатрат в аппаратах пылеулавливания.

Пыль, отобранная от вагранок различной мощности, предварительно рассеивалась по фракциям, а затем подвергалась химическому анализу. В состав пыли входят в основном все химические элементы, которые имеются в исходных шихтовых материалах, а также продукты плавки и соединения, имеющие вторичную природу образования.

Исследования показали, что основными компонентами пыли являются углерод, двуокись кремния, окись кальция, окись магния, окись алюминия, закись железа, окись железа, соединения серы и др.

Двуокись кремния присутствует в ваграночной пыли в больших количествах как в свободном состоянии, так и в виде соединений силикатов, таких как каолин ($H_4Al_2Si_2O_9$), гелинит ($Ca_2Al_2SiO_7$), мелилит ($Ca_2(Al, Mg, Si)Si_2O_7$) и других минералов сложного состава. Чтобы определить общее содержание двуокиси кремния, необходимо разложить все силикаты, входящие в состав анализируемого материала.

Это осуществляется спеканием гавески пробы с безводным углекислым натрием. Реакции, протекающие при сплавлении или спекании, а также при разложении силикатов, можно представить на примере каолина следующими уравнениями:



Содержание углерода определяли объемным волькумометрическим методом, а количество серы — объемным иодометрическим методом (1). Количество алюминия, входящего в состав пыли в виде окиси (Al_2O_3), находили весовым фосфатным методом. Для особо точных анализов содержание окиси алюминия можно определять окисным методом (2). Содержание окиси кальция и магния устанавливали весовым методом из одной навески. При этом окись кальция бралась в виде слаборастворимого шавелевокислого кальция, а окись магния — в виде пиррофосфатного магния. Для определения закиси марганца использовали объемный персульфатный метод.

Железо в пылевых выбросах может находиться в следующих видах:

- 1) железо растворимое, т.е. железо растворяющееся в концентрированной соляной кислоте при нагревании;
- 2) железо общее, т.е. суммарное количество всех видов железа;
- 3) железо закисное, т.е. FeO , которое находится в виде общего закисного железа или только растворимого закисного железа;
- 4) металлическое железо, находящееся в пыли в свободном состоянии;
- 5) железо окисное трехвалентное (Fe_2O_3);
- 6) магнетит или закись-окись (Fe_3O_4).

Закисное, т.е. двухвалентное железо, входящее в состав пыли, определялось перманганатометрическим методом и титрованием бихроматом после разложения навески пыли с исключением окисления двухвалентного железа в атмосфере CO_2 .

В пылевых выбросах сера встречается главным образом в виде пирита и реже в виде сульфатов. Общее содержание серы определялось весовым и объемным методами.

В табл. 1 приведены результаты исследования химического состава основных компонентов пыли от вагонов различной мощности.

Таблица 1

| С | Химические соединения, % | | | | | | Примечания |
|-------|--------------------------|-------|-------|-----------|-------|------------------------------------|---------------------------------------|
| | SiO_2 | CaO | MgO | Al_2O_3 | FeO | $Al_2O_3 + Fe_2O_3 + MnO + P_2O_5$ | |
| 18,94 | 53,13 | 11,25 | 0,72 | 1,25 | 4,59 | 18,75 | Пыль из 1000 вагонов $Q = 0,2 т/ч$ |
| 16,25 | 22,60 | 5,75 | 2,17 | 1,66 | 2,87 | 19,21 | Пыль из 1000 вагонов $Q = 3 т/ч$ |
| 21,41 | 50,10 | 6,10 | 9,74 | 3,26 | 5,03 | 17,25 | Пыль из 1000 вагонов $Q = 5 т/ч$ |
| 43,76 | 22,81 | 2,75 | 1,30 | 2,20 | 5,76 | 10,40 | Пыль из 1000 вагонов $Q = 20 т/ч$ |

Из табл. 1 видно, что наибольшую часть в исследованных образцах пыли составляли углерод и окись кремния, которые однако колеблются в широких пределах в зависимости от режима плавки, при котором отбирались образцы пыли.

В табл. 2 приведены результаты химического анализа различных фракций пыли.

Таблица 2

| Размер фракции, мм | Химический состав, % | | | | | | | | | |
|--------------------|----------------------|------------------|-------|--------------------------------|------|------|-------|--|--------------------------------|------|
| | C | SiO ₂ | CaO | Al ₂ O ₃ | MnO | FeO | S | Al ₂ O ₃ + Fe ₂ O ₃ + Fe ₂ O ₃ + MnO | Fe ₂ O ₃ | |
| Менее 0,05 | 0,05 | 11,84 | 22,17 | 3,69 | 1,48 | 0,28 | 7,16 | 0,97 | 8,27 | 6,79 |
| 0,05 | | 11,17 | 21,70 | 3,46 | 1,26 | 0,31 | 12,06 | 0,88 | 8,82 | 7,56 |
| 0,1 | | 4,29 | 48,20 | 1,30 | 0,89 | 0,31 | 18,38 | 0,17 | 7,95 | 7,06 |
| 0,2 | | 3,05 | 77,38 | 0,80 | 1,22 | 0,21 | 7,90 | 0,061 | 4,62 | 3,40 |
| 0,4 | | 6,52 | 60,53 | 0,50 | 0,75 | 0,43 | 28,45 | 0,14 | 7,43 | 6,68 |
| 1,0 | | 28,12 | 21,20 | 2,18 | 1,23 | 0,55 | 29,8 | 0,39 | 8,62 | 7,39 |

Анализ результатов исследований показывает, что химический состав ваграночной пыли по фракциям неоднороден. Изменяется содержание практически всех ее компонентов, в особенности двуокиси кремния. Максимальное количество последней содержится во фракции 0,2 мм, которая соответствует используемым в литейном производстве пескам.

Данные химического анализа имеют важное значение при выборе оптимальных систем очистки ваграночных газов и дают представление о механизме пылеобразования в шахтных печах.

Л и т е р а т у р а

1. Мухина З.С., Никитина И.И. и др. Методы анализа металлов и сплавов. М., Государственное издательство оборонной промышленности, 1959.

2. Ляликов Ю.С., Ткаченко Н.С. и др. Анализ железных марганцевых руд и агломератов. М., "Металлургия", 1966.

ЭЛЕКТРОАКТИВАЦИЯ РАСТВОРОВ ПОВЕРХНОСТНО-АКТИВНЫХ ВЕЩЕСТВ

Наиболее перспективными способами очистки газов, отходящих от плавильных агрегатов, являются методы, связанные с использованием орошающей жидкости. Процесс пылеподавления в очистных аппаратах мокрого типа можно упрощенно представить как поглощение пылевых выбросов каплями жидкости с последующим их удалением. Для проникновения частицы в глубь капли необходимо преодолеть поверхностное натяжение жидкости. Кроме того, поверхностное натяжение во многом определяет смачивание и растекание жидкости по поверхности частицы пыли. Чем ниже величина поверхностного натяжения, тем интенсивнее идет процесс пылеподавления.

Поверхностное натяжение можно уменьшить введением в воду поверхностно-активных веществ (ПАВ). В результате облегчается поглощение каплями воды частиц пыли, повышается смачивание и растекание воды по продуктам выброса, что улучшает очистку отходящих газов. Наряду с этим снижение поверхностного натяжения приводит к более качественному распылению воды в аппаратах, увеличению количества образовавшихся капель, что также обеспечивает лучшую очистку выбросов.

Эффективность пылеподавления можно повысить путем предварительной обработки растворов ПАВ электрическими полями. Электрообработка оказывает заметное влияние на их свойства, при этом результат зависит как от величины напряженности поля, так и от его вида: постоянное, переменное или пульсирующее.

При наложении внешнего электрического поля повышается степень электролитической диссоциации молекул ПАВ, в результате чего возрастает величина электрической проводимости раствора. После снятия напряжения проводимость постепенно релаксирует, т.е. возвращается к первоначальному значению. Однако вследствие невысокой скорости диффузионных процессов в органических веществах равновесие восстанавливается в течение нескольких часов. На рис. 1 представлена зависимость удельной проводимости 0,5%-го раствора КЧП (контракт черный нейтрализованный рафинированный) в зависимости от напряженности переменного с частотой 50 Гц (кривая 1) и постоянного (кривая 2) электрических полей.

Под действием электрического поля изменяется pH растворов ПАВ. Как правило, после обработки переменным полем pH растворов уменьшается, а при обработке постоянным полем увеличивается. На рис. 2 приведена зависимость pH 0,5%-го раствора КЧНР от напряженности переменного (кривая 1) и постоянного (кривая 2) электрических полей.

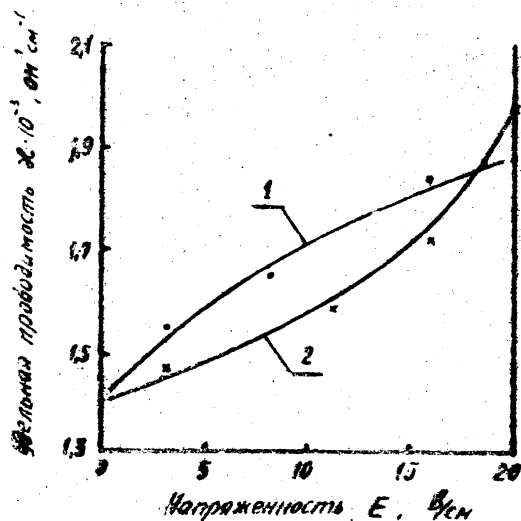


Рис. 1

Электрообработка приводит к значительному изменению вязкости, поверхностного натяжения, пенообразующей и адсорбционной способности растворов ПАВ. Наибольший интерес представляют исследования влияния предварительной обработки ПАВ на изменение адсорбционной способности ваграночной пыли. Исследования проводились на хроматографе ХЛ-69. В качестве адсорбента использовалась ваграночная пыль фракции 0,1 мм, а в качестве адсорбата — эфир, что объясняется адсорбцией его на гидроксильных группах. Благодаря этому адсорбция эфира может служить характеристикой смачиваемости поверхности пыли водой. Смоченная исследуемым раствором пыль подвергалась сушке и засыпалась в колонку хроматографа. Результаты исследования 0,5%-го раствора ДЕ (полиэтиленгликолевый эфир динитробутилфенола) после обработки его переменным полем представлены на рис. 3.

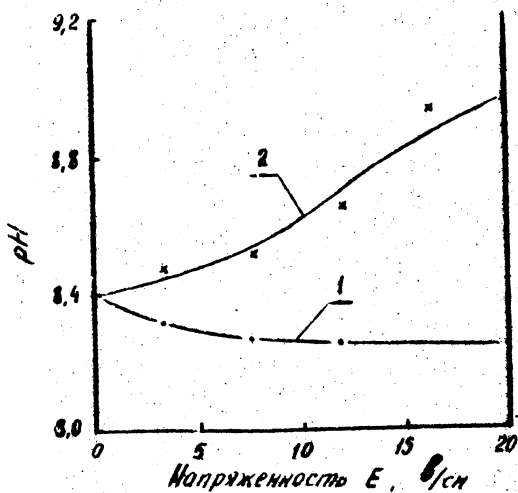


Рис. 2

Кривая 1 соответствует изменению площади пика хроматограммы, кривая 2 – времени удержания. Максимальная адсорбция происходит при предварительной обработке раствора полем напряженностью 14–16 в/см. Практически вся доза эфира адсорбировалась на поверхности пыли. Обработка раствора ДБ постоянным электрическим полем приводит к аналогичным результатам с той разницей, что эффективность обработки постоянным полем оказывается ниже, чем переменным.

Результаты исследований показывают, что применение в аппаратах очистки мокрого типа растворов поверхностно-активных веществ, предварительно обработанных электрическими полями, позволяет значительно повысить эффективность очистки выбросов плавильных агрегатов.

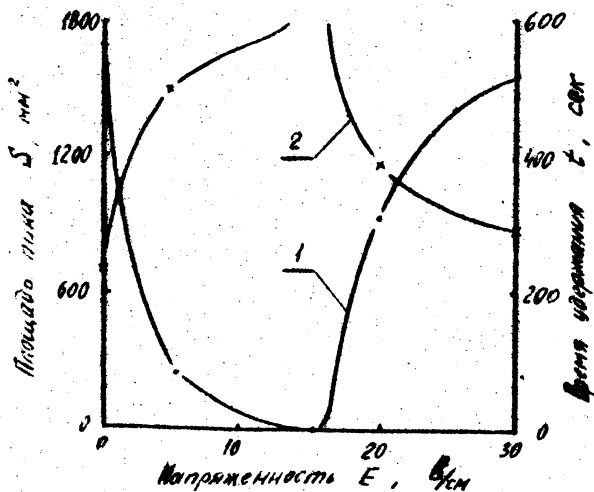


Рис. 3

Л.А. Бабицкий, Б.С. Голиков,
И.К. Игнатик, Е.Н. Чернобрисов

ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ НАПЫЛЕНИЯ НА ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НАПЫЛЕННЫХ МАТЕРИАЛОВ

Основное влияние на физико-механические свойства напыленных материалов оказывает температура частиц в момент их падения на подложку. При более высокой температуре образуются более прочные связи между частицами, они лучше деформируются, что способствует более плотной их упаковке, а, следовательно, и получению более плотного материала.

Температура частиц, в свою очередь, зависит от параметров напыления (силы тока, расхода порошка, размеров его частиц, расхода плазмообразующего газа, дистанции напыления), а также от конструкции горелки. Эти параметры должны выбираться таким образом, чтобы частицы при максимально возможном расходе порошка нагревались выше температуры плавления.

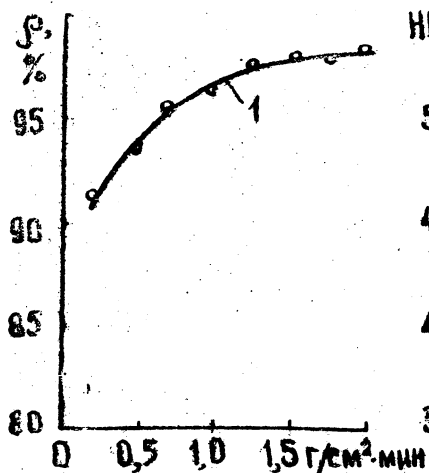


Рис. 1. Зависимость относительной плотности от удельного расхода порошка

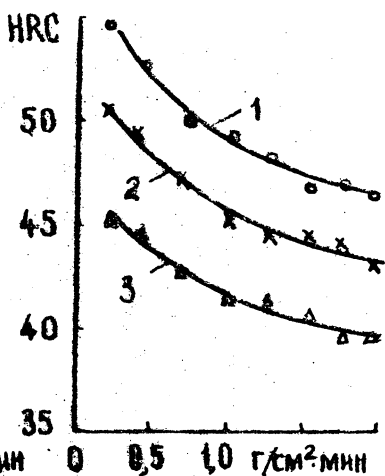


Рис. 2. Зависимость твердости от удельного расхода порошка

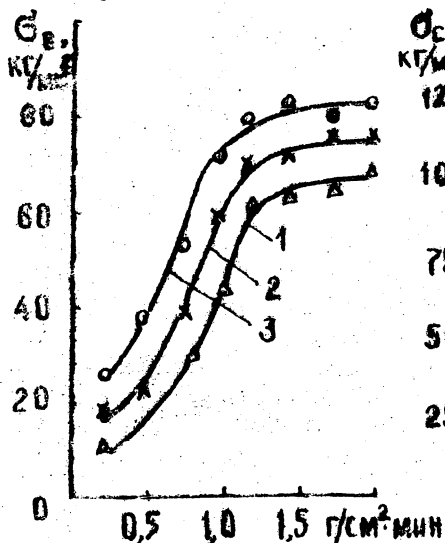


Рис. 3. Зависимость предела прочности при растяжении от удельного расхода порошка

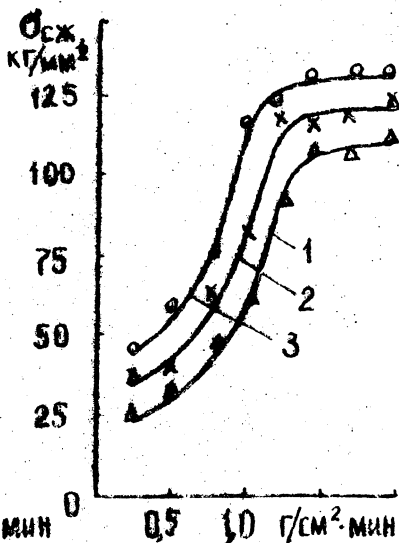


Рис. 4. Зависимость предела прочности при сжатии от удельного расхода порошка

Однако для получения напыленных материалов с высокой плотностью и прочностью необходимо обеспечить условия, при которых частицы успевают бы взаимодействовать друг с другом до затвердевания, т.е. требуется определенный расход расплавленных частиц на единицу поверхности подложки.

На рис. 1-4 показаны зависимости относительной плотности ρ (отношение реальной плотности к теоретически рассчитанной по химическому составу материала), твердости, предела прочности при растяжении и сжатии от удельного расхода порошка для материалов ПГ-ХН80СР2 (кривая 1), ПГ-ХН80СР3 (кривая 3), ПГ-ХН80СР4 (кривая 3). На рис. 1 представлена кривая только для материала ПГ-ХН80СР2, так как плотность его практически не отличается от двух других.

Плотность материалов устанавливалась методом гидростатического взвешивания (1). Прочностные характеристики определялись по методике, изложенной в работе (2).

Из анализа зависимостей можно сделать вывод, что с увеличением удельного расхода расплавленных частиц возрастает их способность образовывать путем слияния материал, по плотности приближающийся к литому. После достижения оптимального удельного расхода плотность, а также предел прочности при растяжении и сжатии остаются постоянными. Постепенное снижение твердости с увеличением удельного расхода порошка можно объяснить сокращением времени окисления отдельных частиц после падения их на подложку и, следовательно, уменьшением числа твердых включений в напыленном материале.

Из графиков видно, что абсолютные значения прочности материала, напыленного с расходом порошка выше оптимального, позволяют использовать напыленные материалы для изготовления литевой оснастки.

Л и т е р а т у р а

1. Кивилис С.Ш. Техника измерения плотности жидкостей и твердых тел. М., Стандартгиз, 1959.
2. Дмитриевич А.М., Логинов И.З., Мурог А.А. Исследование прочностных свойств напыленных материалов. В сб. "Плазменная обработка в инструментальном производстве". ЛатИИТИ, Рига, 1973.

ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕПЛОТДАЧИ КОНИЧЕСКОГО ТЕЛА
В УСЛОВИЯХ ВАКУУМА

Для получения качественных отливок в ряде случаев применяют литье в условиях вакуума. Однако, как показывают эксперименты, интенсивность теплообмена зависит не только от величины давления газообразной среды, но также от формы тела [1,2]. Поэтому нами было выполнено экспериментальное исследование теплоотдачи конического тела в среде разреженного воздуха. Опыты ставились на экспериментальной установке, позволяющей регулировать давление воздуха и температуру тела.

Установка состоит из притертого стеклянного колпака, установленного на металлической плите, вакуумного насоса и контрольно-измерительных приборов. По центру колпака на подвеске укрепляется исследуемый образец — алюминиевое полированное коническое тело высотой 28 мм с размером основания $d = 20$ мм. Внутри образца был смонтирован электронагреватель, изолированный от корпуса. Температура его поверхности измерялась с помощью зачеканенных хромель-копелевых термопар и пентениметра ПП, а окружающей среды — ртутным термометром с ценой деления $0,2^{\circ}\text{C}$.

Образец питался постоянным током. Для выпрямления переменного тока и поддержания постоянного напряжения питание от электросети подавалось через стабилизатор напряжения и выпрямитель ВСА-111. Параметры тока регулировались реостатами. В цепь электронагревателя были включены амперметр и вольтметр.

Для откачки воздуха из-под колпака был использован вакуумный насос марки ВН-48 I м. Давление измерялось U-образным ртутным манометром и термометрическим вакууметром типа ВИТ-1.

Установка была смонтирована с помощью стеклянных трубок и вакуумных резиновых шлангов. Чтобы уменьшить долю лучистого теплообмена, образец изготовлялся из алюминия, а затем тщательно полировался. Показания приборов снимались при определенном давлении среды в камере после достижения стационарного теплового режима.

Обработка опытных данных производилась по следующим формулам. Количество тепла, передаваемое от поверхности образца в окружающую среду при стационарном режиме, определялось по мощности электронагревателя

$$Q = IV \quad \text{Вт.}$$

Суммарный коэффициент теплоотдачи

$$\alpha_0 = \frac{Q}{F (t_{\text{п}} - t_{\text{с}})} \quad \text{Вт/(м}^2, \text{ } ^\circ\text{C)},$$

где F - площадь теплоотдающей поверхности; $t_{\text{п}}$, $t_{\text{с}}$ - температура поверхности образца и среды соответственно.

Коэффициент теплоотдачи лучеиспусканием

$$\alpha_{\text{л}} = \frac{\epsilon \sigma_0 \left[\left(\frac{T_{\text{п}}}{100} \right)^4 - \left(\frac{T_{\text{с}}}{100} \right)^4 \right]}{T_{\text{п}} - T_{\text{с}}} \quad \text{Вт/м}^2, \text{ } ^\circ\text{C}.$$

Конвективная составляющая коэффициента теплоотдачи определялась как разность

$$\alpha_{\text{с}} = \alpha_0 - \alpha_{\text{л}}.$$

Выполненные эксперименты позволили установить зависимость коэффициента теплоотдачи от давления среды и температуры поверхности образца. Анализ графической зависимости (рис. 1) показывает, что с уменьшением давления среды суммарный коэффициент теплоотдачи уменьшается. В интервале давлений от атмосферного до 50 - 100 мм рт. ст. величина α_0 снижается незначительно и только в области молекулярного течения резко уменьшается. Здесь, благодаря малой плотности газа, число очек соприкосновения среды с поверхностью становится значительно меньше и поэтому конвективная составляющая утрачивает свое значение. Кстати, отмеченный характер зависимости хорошо согласуется с литературными данными для образцов другой формы, а также для случая теплообмена, осложненного массообменом [3].

Коэффициент теплоотдачи излучением остается при этом неизменным, так как все факторы, которыми он определяется (род материала, состояние поверхности и температура) в данной серии опытов оставались постоянными.

При глубоком разрежении конвективная составляющая $\alpha_{\text{с}}$ имеет незначительную величину и основная доля тепла передается излучением. Поэтому в данных условиях следует обращать особое внимание на состояние теплоотдающей поверхности, ее обработку.

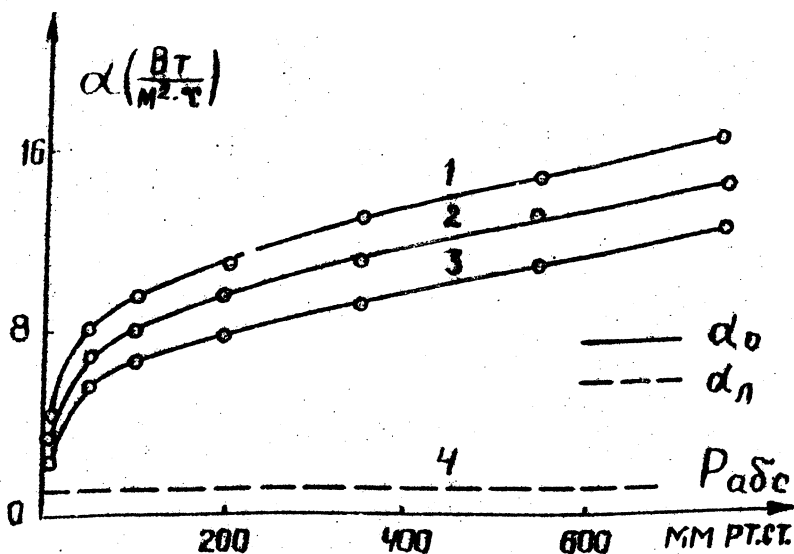


Рис. 1. Зависимость коэффициента теплоотдачи от давления воздуха: 1 - при $t_n = 250^\circ C$; 2 - при $t_n = 180^\circ C$; 3 - при $t_n = 100^\circ C$; 4 - при $t_n = 250^\circ C$.

Температура теплоотдающей поверхности также значительно влияет на величину α_o . Как видно из рис. 1, с повышением температуры t_n суммарный коэффициент теплоотдачи существенно увеличивается. Причем такая зависимость наблюдается при различных давлениях среды.

Таким образом, проведенные эксперименты позволили определить значения коэффициента теплоотдачи для конического тела в условиях пониженного давления при различных температурах тела. Полученные данные могут быть использованы при расчете систем (в том числе и в литейной практике), в которых происходит теплообмен между телом и разреженным воздухом.

Л и т е р а т у р а

1. Несенчук А.П. Конвективный теплообмен в вакууме. В

сб. "Проблемы теплообмена при литье", Минск, БПИ, 1960.
2. Новиков П.А., Соловьев В.А. Исследование теплообмена сферы при естественной конвекции в разреженной газовой среде. В сб. "Общие вопросы тепло- и массообмена", Минск, "Наука и техника", 1966. 3. Лыков А.В., Теория сушки. М., "Энергия", 1968.

Д.Н. Худокормов, Е.И. Шитов,
А.Г. Слуцкий, М.М. Бондарев

ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЗМА ИЗНОСА ЧИСТЫХ ЖЕЛЕЗОУГЛЕРОДИСТЫХ СПЛАВОВ

В качестве объекта исследования был выбран чистый сплав Fe-C. Изменение содержания углерода дало возможность получить материалы с различной металлической матрицей. Испытание на износ проводили в условиях сухого трения скольжения на машине типа МТ-2. Контртелом служил диск, изготовленный из стали 45 с твердостью 62 HRC. Температуру поверхности трения измеряли методом естественной термометрии чугуна-сталь 45. Для выяснения роли окисных пленок испытания на износ проводили в окислительной и нейтральной атмосферах. Износ оценивали на образцах диаметром 10 мм при длине пройденного пути 1000 м.

Опыты показали, что увеличение содержания углерода приводит к значительному повышению величины износа при различных скоростях относительного движения пары трения (рис. 1). Это объясняется изменением структуры сплава с добавками углерода. В низкоуглеродистом сплаве перлитная металлическая матрица с мелкими включениями вторичного цементита и пластинчатого графита оказывает значительное сопротивление пластической деформации поверхности. Увеличение скорости скольжения до 1,5 м/сек несколько повышает износ материала. Продукты износа при скорости скольжения 0,5 м/сек представляют коричнево-красный порошок Fe_2O_3 . При скорости скольжения 1,5 м/сек процесс трения сопровождается более активным адгезионным взаимодействием контактирующих поверхностей. Прочность адгезионного чугуна меньше, чем у адгезионного цемента, образовавшегося на поверхности контртела. Поэтому происходит перенос материала образца на контртело. При скорости скольжения более 1,5 м/сек продолжается

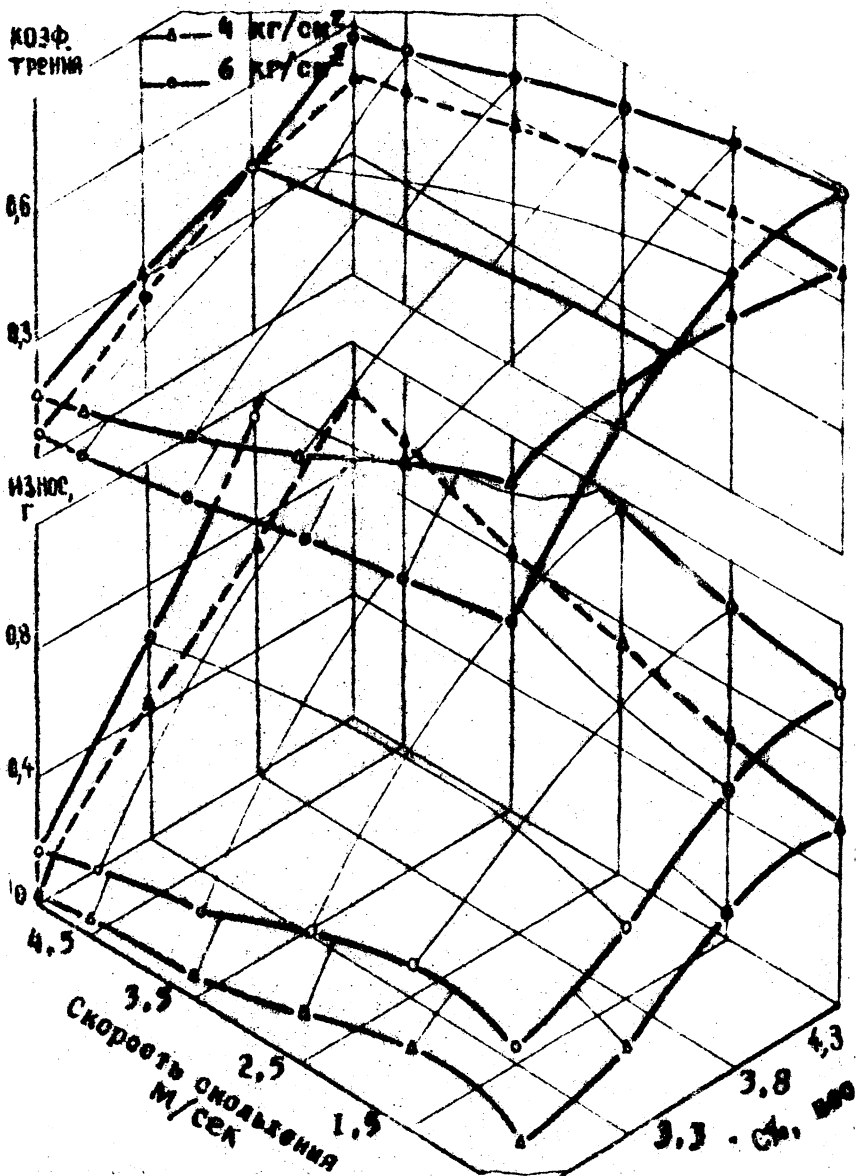


Рис. 1. Влияние углерода на антифрикционные свойства сплава Fe-C при различных режимах испытаний

процесс окисления, температура поверхности трения способствует образованию Fe_3O_4 в виде порошка черного цвета.

Увеличение скорости относительного скольжения повышает степень пластической деформации образцов и приводит к возрастанию температуры поверхности трения (рис. 2).

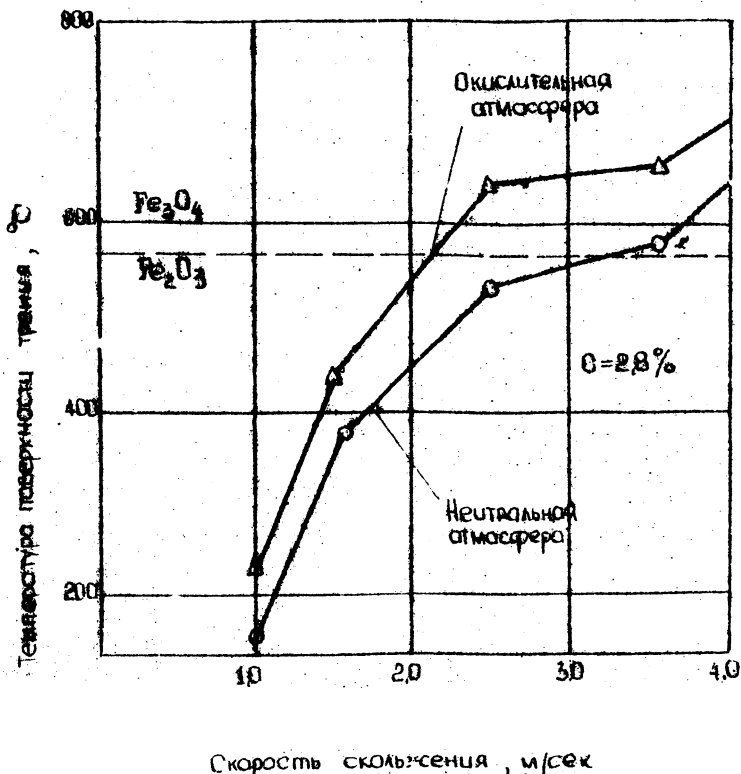


Рис. 2. Влияние скорости скольжения на температуру поверхности трения сплава Fe-C (C=2,8%) в нейтральной и окислительной атмосфере.

В условиях атмосферного давления окись Fe_2O_3 превращается в Fe_3O_4 при температуре $560^{\circ}C$. Однако на поверхности трения под действием больших удельных давлений переход Fe_2O_3 в Fe_3O_4 может происходить при более низких

температурах. Температура поверхности трения материала, работающего в атмосфере аргона, примерно на $10-15^{\circ}\text{C}$ ниже температуры материала, работающего в окислительной атмосфере, что, возможно, связано с выделением тепла при образовании окислов железа на поверхности трения.

Для подтверждения роли окисных пленок, образующихся на поверхности трения, были проведены испытания сплава с содержанием 2,8% углерода в атмосфере аргона при различных скоростях скольжения (рис. 3).

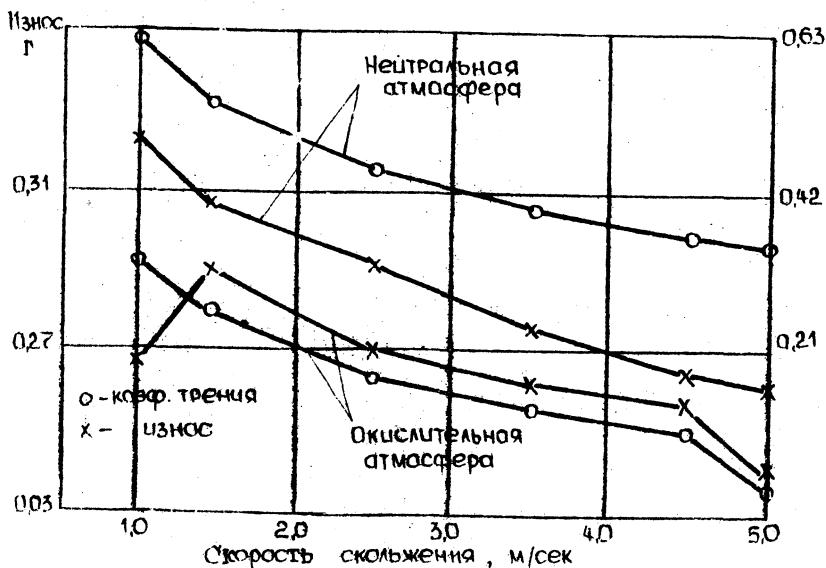


Рис. 3. Влияние скорости скольжения на износ сплава Fe-C (C = 2,8%) в нейтральной и окислительной атмосфере.

С увеличением скорости скольжения износ уменьшается, однако его величина значительно выше по сравнению со сплавом, работающим в окислительной атмосфере. На поверхности контртела, работающего в нейтральной атмосфере, обнаружено боль-

шое количество следов адгезии. Анализ поверхности контртела позволяет предположить, что на поверхности гребешков под действием высокой температуры и давления образцов происходит превращение перлита в аустенит, который и налипает на поверхность контртела.

Эксплуатационная шероховатость поверхности трения образца связана со скоростью относительного перемещения контактируемых поверхностей. Максимальная шероховатость трущейся поверхности образца, работающего в окислительной атмосфере, соответствует скорости скольжения 1,5 м/сек, т.е. моменту наиболее сильного молекулярного взаимодействия пары трения. В период преимущественного окислительного износа (при скоростях скольжения менее 1,5 м/сек с образованием Fe_2O_3 и больше 1,5 м/сек — с образованием Fe_3O_4) шероховатость поверхности значительно меньше. Сглаживание трущейся поверхности образца происходит за счет упругой и пластической деформации, механического разрушения, а также интенсивного окисления выступающих гребешков и непрерывного удаления окислов с их поверхности. Уменьшение шероховатости трущейся поверхности и разделение контактируемых поверхностей противoadгезионным слоем (Fe_2O_3 , Fe_3O_4 и графитом) способствует повышению износостойкости материала. Притупление гребешков приводит к увеличению площади контакта трущихся поверхностей, уменьшает удельное давление, значительно снижает коэффициент трения.

В высокоуглеродистом сплаве с ферритной металлической матрицей, которая значительно мягче (HB=70) контртела, преобладающим процессом в механизме износа является микрорезание. Взаимодействие трущихся поверхностей сопровождается сильным адгезионным взаимодействием. Увеличение скорости скольжения и удельной нагрузки пары трения повышает степень деформации поверхности и, как следствие, интенсифицирует износ материала. Снижение коэффициента трения в сплаве, содержащем 4,3% углерода, связано с увеличением температуры на поверхности трения, повышением пластичности материала и уменьшением сопротивления на срез. Критическая нагрузка трения, при которой резко возрастает износ низкоуглеродистого сплава, значительно выше, чем у высокоуглеродистого, что связано с более высокой твердостью последнего.

На изучаемой под микроскопом поверхности трения сплава с содержанием углерода 2,9%, обнаружены белые области, возвышающиеся над основной серой поверхностью. Отдельные

площадки белых пятен значительно больше размеров включений, имеющихся в образцах структурно свободного цементита. Микротвердость белых участков находится в пределах 350 НМ. Для более детального изучения белых участков исследовались два сплава: ферритный и перлитный. Поверхности трения выбранных образцов имели существенные различия, которые особенно хорошо видны при повышенных скоростях скольжения. Белые области были обнаружены только в перлитном сплаве. Данные участки не поддаются травлению ниталем. Образуются о. и, безусловно, под действием пластической деформации при высокой температуре и могут представлять продукты мартенситного превращения. Поверхность трения ферритного сплава является однородной, что подтверждает мартенситную природу белых участков.

Мартенсит на поверхности трения может возникать только в случае равномерной растворимости углерода в объеме, соизмеримом с объемом белого участка. Растворение углерода в твердой фазе происходит диффузионным путем. Из анализа диаграммы Fe-C видно, что процесс превращения феррита-аустенит по метастабильной диаграмме происходит при более низкой температуре, чем по стабильной. Кроме того, для полного растворения высокоуглеродистой фазы необходимо, чтобы она была более дисперсной. Белые участки на поверхности трения образуются также в чугунах, работающих в окислительной атмосфере, но видны они значительно хуже.

Таким образом, повышение износостойкости сплава с содержанием 2,8% углерода, работающего в аргоне, связано с образованием белых участков повышенной твердости, которые воспринимают нагрузку трущейся пары и обладают высокой стойкостью к адгезии. Микротвердость поверхности трения в процессе испытаний в ферритном сплаве увеличивается от 70 до 110 ед. НМ в перлитном - от 140 до 160 ед. НМ, что связано с пластической деформацией поверхности трения.

Процессы окисления и деформация поверхности трения контактирующих материалов оказывают решающее влияние на износостойкость сплава. При выборе чугуна, работающего в условиях трения скольжения, необходимо учитывать технологический режим работы пары трения.

МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЯ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ
В МЕТАЛЛАХ С ПОМОЩЬЮ ТЕРМИЧЕСКОГО АНАЛИЗА

Для исследования фазовых превращений в металлах был принят метод, основанный на данных термического анализа, который выполнялся на установке с принципиальной электрической схемой, приведенной на рис. 1 (цепи питания здесь не показаны). Особенность данного метода заключается в следующем: э.д.с. термопары для определенной температуры компенсировалась при помощи переносного потенциометра типа ПП-63. При этом на входе усилителя, а следовательно и на входе автоматического потенциометра, существовал нулевой потенциал.

По мере изменения температуры образца нарушается равенство между э.д.с. термопары и напряжением, получаемым от ПП-63, и на вход усилителя подается потенциал, величина которого пропорциональна изменению температуры образца. Ввиду того, что потенциал сравнительно мал по величине (несколько десятков микровольт), непосредственная регистрация его на автоматическом потенциометре невозможна. Введение в цепь усилителя постоянного тока позволило регистрировать характер изменения температуры в малых интервалах (до 20°С) в виде записи на ленте потенциометра ЭПД-09 шириной 240 мм. Принципиальная электрическая схема усилителя постоянного тока показана на рис. 2.

Основным узлом схемы является дифференциальный усилитель постоянного тока, выполненный на двух транзисторах T_1 и T_2 . Достоинством его является возможность получения нулевого потенциала на выходе при нулевом потенциале на входе.

Питание базовых цепей транзисторов T_1 и T_2 осуществляется от стабилизированного источника, выполненного на стабилизаторе D_3 и транзисторе T_3 . Оптимальное смещение на базах транзисторов T_1 и T_2 устанавливается переменным сопротивлением R_3 , а балансировка моста — сопротивлением R_4 . Коэффициент усиления регулируется переменным сопротивлением R_8 .

Для предотвращения перегрузки усилителя вход его зашунтирован диодами D_1 и D_2 .

Питание усилителя производится стабилизированным напряжением. Стабилизатор питания выполнен на стабилизаторе D_4 .

и стабилизаторе тока, активными элементами которого являются транзистор T_4 и стабилитрон D_5 .

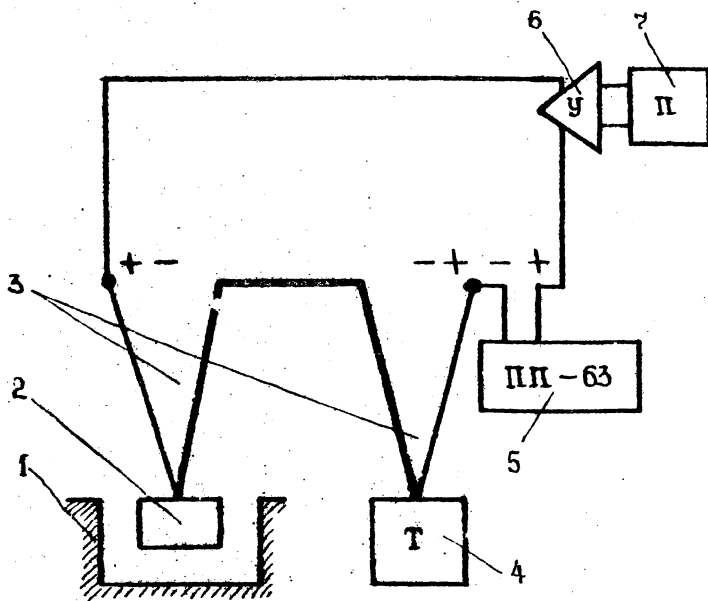


Рис. 1. Схема установки для термического анализа: 1 —печь; 2—образец; 3—термопара; 4—термостат; 5—переносной потенциометр постоянного тока; 6—усилитель постоянного тока; 7—автоматический потенциометр ЭПП-09

Усилитель и стабилизатор питания конструктивно выполнены на печатной плате из фольгированного стеклотекстолита и заключены в алюминиевый экран, который электрически соединен с массой питания усилителя. Для уменьшения влияния колебаний температуры окружающего пространства транзисторы T_1 и T_2 на плате размещены в непосредственной близости друг от друга и залиты эпоксидной смолой.

Усилитель и стабилизатор питания вместе с экраном помещены в корпус из пенополистирола, свободное пространство кор-

пуса заполнено теплоизолятором, что также уменьшает влияние температуры окружающего пространства.

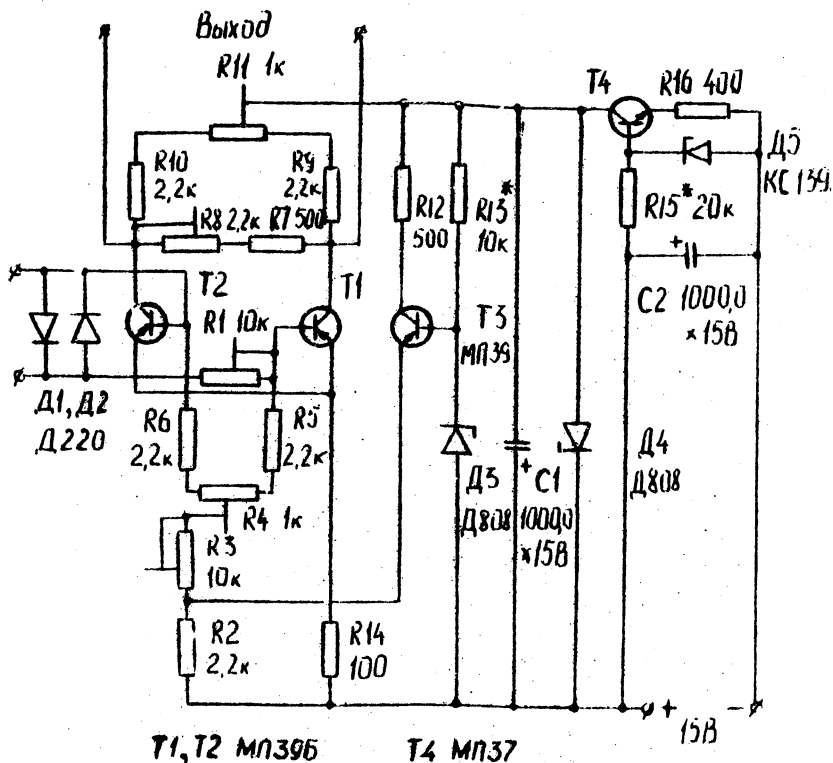


Рис. 2. Электрическая схема усилителя постоянного тока.

На переднюю панель корпуса выведены ручки переменных сопротивлений R_3, R_4, R_8 , клеммы питания, входа и выхода.

Эксплуатация усилителя показала, что при коэффициенте усиления 10 - 100 усилитель обладает высокой стабильностью параметров. Уход напряжения на выходе при постоянном потенциале на входе не превышает 100 мкв/час.

Недостатком усилителя является необходимость в экспери-

ментальном определении коэффициента усиления. К его достоинствам следует отнести стабильность параметров, широкий диапазон изменения коэффициента усиления, линейность выхода, простоту исполнения.

Для определения величины погрешности, вызванной установкой термопары, была проведена серия экспериментов на образцах одного химического состава. Установлено, что наблюдаемые при этом отклонения не превышают $1,1^{\circ}\text{C}$.

В качестве примера на рис. 3 показаны кривые охлаждения чистых сплавов Fe-C и Fe-C-Si в период эвтектондного превращения.

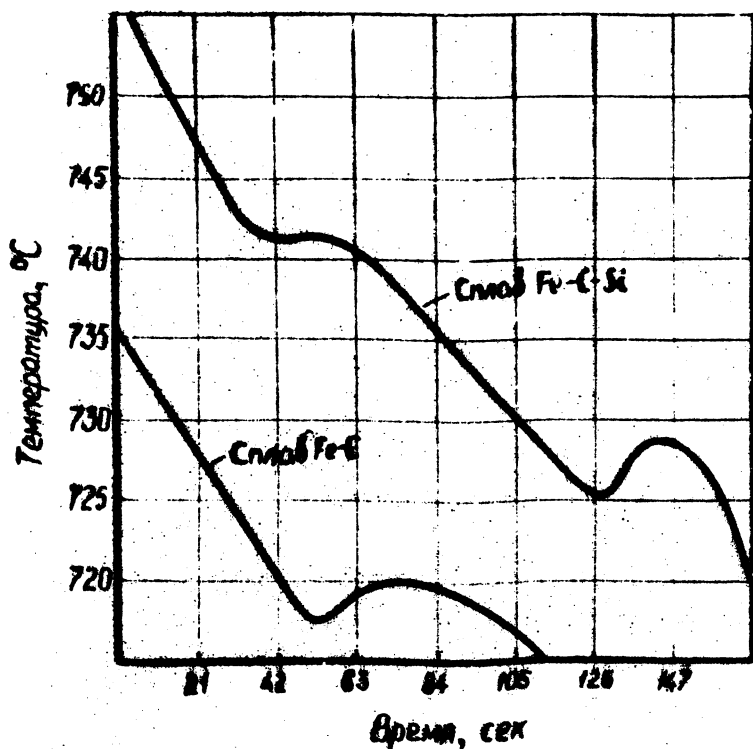


Рис. 3. Кривые охлаждения сплавов.

Таким образом, разработанная методика позволяет фиксировать изменение абсолютной температуры материалов в процессе охлаждения с высокой точностью и отличается от существующего дифференциального метода простотой и надежностью постановки эксперимента.

В.А. Карлюк

УТИЛИЗАЦИЯ ТЕПЛА В СИСТЕМАХ МОКРОЙ ОЧИСТКИ

В качестве утилизаторов тепла в промышленности используются керамические и металлические рекуператоры и котлы-утилизаторы.

Керамические рекуператоры применяют в разном конструктивном исполнении, однако все они имеют существенные недостатки: очень малая газоплотность, хрупкость, относительно низкий коэффициент теплопередачи ($3,6-5,8$ Вт/м² град), громоздкость и т.д. Указанные недостатки сильно сужают область применения керамических рекуператоров. Опыт промышленной эксплуатации показал, что керамические рекуператоры целесообразно использовать только для подогрева воздуха до температур $500-700^{\circ}\text{C}$; их применение абсолютно исключено для подогрева воды и газа, что объясняется чрезвычайно низкой газоплотностью теплообменного аппарата (4).

Более широкое применение получили металлические рекуператоры. Они обладают рядом существенных достоинств: компактностью, герметичностью, прочностью. К недостаткам, ограничивающим область применения рекуператоров этого типа, следует в первую очередь отнести низкий коэффициент теплоотдачи газового потока, что в свою очередь требует специальных конструктивных и технологических решений. В процессе эксплуатации, как правило, происходит значительное загрязнение теплопередающих поверхностей; коэффициент теплопередачи рекуператора резко уменьшается. В ряде случаев эксплуатация аппарата прекращается, так как очистка теплопередающих поверхностей представляется экономически нецелесообразной или является технически невозможной. Металлические рекуператоры применяются для утилизации тепла отходящих газов от крупных плавильных агрегатов большой мощности.

В настоящее время в отраслевой лаборатории НИЛОГАЗ Белорусского политехнического института разработана система

мокрой очистки отходящих дымовых газов от плавильных агрегатов. Система позволяет частично использовать тепло дымовых газов за счет установки утилизатора тепла (2). В основу работы утилизатора был положен известный в теплотехнике принцип использования скрытой теплоты парообразования (3). Эффективная работа системы мокрой очистки и утилизации тепла требует предварительной очистки греющего теплоносителя, поступающего в утилизатор, что в свою очередь обуславливает высокое влагосодержание и относительно низкую температуру парогазовой смеси.

Увеличение температурного напора повышает коэффициент конвективного теплообмена, однако в целом суммарный коэффициент теплоотдачи в утилизаторе уменьшается, что связано с ухудшением условий конденсации, в особенности для начальных секций за счет перегрева охлаждающих пластин. В этих условиях теплообмена работа рекуператора, не использующего конденсационный эффект, практически невозможна.

Утилизатор тепла может использоваться для дополнительной очистки после аппаратов второй ступени. Имея развитую смоченную поверхность, утилизатор по параметрам и режимам работы подобен скрубберам. Однако скорости движения газов в аппарате выше обычно используемых в скрубберах, что интенсифицирует как теплообмен, так и осаждение пыли.

В настоящее время в отраслевой лаборатории НИЛОГАЗ проводятся исследования с целью повышения эффективности процесса теплообмена и эксплуатационной надежности утилизатора тепла в системах мокрой очистки.

Л и т е р а т у р а

1. Бережинский А.И., Хомутильников П.С. Утилизация, охлаждение и очистка конверторных газов. М., Metallurgia, 1967.
2. Комков С.М. Использование тепла отходящих газов плавильных агрегатов. В сб. "Metallurgia", вып. 7. "Литейное производство и порошковая металлургия", Минск, 1975.
3. Михеев М.А. Основы теплопередачи. М.-Л., Госэнергоиздат, 1956.
4. Тебеньков Б.П. Рекуператоры для промышленных печей. М., "Metallurgia", 1975.

СОДЕРЖАНИЕ

| | |
|--|----|
| А.М. Милов, С.В. Кузнецов. Керамический фильтр для литейных форм | 3 |
| Д.М. Кукуй. Холоднотвердеющая стержневая смесь | 6 |
| А.М. Дмитриович, А.М. Милов, С.В. Кузнецов. Исследование литниковых систем с применением термостойких фильтрующих элементов | 8 |
| Ю.П. Ледян. Исследование электрофизических свойств связующих материалов и стержневых смесей | 10 |
| Д.М. Кукуй, Ю.П. Ледян. Повышение качества холоднотвердеющих смесей | 15 |
| И.К. Игнатик, У.З. Логинов, А.А. Мурог. Исследование абразивного износа материалов для изготовления модельной оснастки | 18 |
| А.М. Лазаренков. Получение отливок гильз цилиндров методом литья по газифицируемым моделям | 21 |
| Л.А. Бабицкий, Б.С. Голиков, И.З. Логинов, А.А. Мурог, Е.И. Чернобрисов. О точности рабочих размеров литейной оснастки, изготавливаемой плазменным напылением. | 24 |
| Н.Е. Кулага, В.Ф. Бернадо, О.А. Белый, И.О. Дворниченко. Применение науглероженных металлизированных окатышей при выплавке серого чугуна в вагранке | 25 |
| Г.В. Довнар, Б.М. Немененок. Исследование влияния шихтовых материалов на свойства алюминиевых сплавов | 29 |
| А.М. Лазаренков. Газонасыщенность отливок при литье по газифицируемым моделям | 31 |
| Ю.М. Погосбекян, Я.И. Медведев, Л.Н. Зайцева, Д.М. Бобрищев-Пушкин. Определение химического состава формовых газов | 36 |
| А.Г. Дорошкевич. Исследование затвердевания отливки в металлокерамической форме | 41 |
| Н.Е. Волкова. Кинетика фазовых и химических превращений в облицовке кокиля | 43 |

- А.М. Галушко, Г.В. Довнар, Б.М. Немененок, В.П. Шибанов.** Влияние микролегирования на первичную кристаллизацию сплавов алюминия, полученных гранулированием из жидкого состояния 45
- И.В. Земсков.** Получение фасонных отливок сепараторов подшипников методом выливания незатвердевшего остатка . . 48
- Н.П. Жмакин, А.С. Калиниченко, Ю.А. Лосюк, А.В. Никитин.** Влияние технологических факторов на толщину ленты 51
- В.И. Тутов, А.А. Офенгенден, В.А. Гринберг.** Расчет разогрева слитка при непрерывном литье 54
- Р.И. Ёсьман, В.Ф. Драченев.** Расчет на ЭВМ двухмерных температурных полей отливки и кокиля 58
- А.М. Галушко, С.Н. Леках, М. Шварценбергер.** Влияние примесей на кристаллизацию алюминия 63
- Н.П. Жмакин, А.С. Калиниченко, Ю.А. Лосюк, А.В. Никитин.** К оценке коэффициента теплоотдачи от расплава к корке при литье намораживанием 67
- Г.А. Анисович, В.Ф. Бевза, З.Д. Павленко, Е.И. Марукович.** Влияние сурьмы на структуру и свойства чугунных отливок, полученных методом непрерывного намораживания. . 71
- А.М. Дмитриевич, О.С. Комаров, В.Д. Тульев.** Влияние условий охлаждения на дисперсность строения графита эвтектических ячеек 73
- В.Ф. Соболев.** О связи макро- и микроликвации в отливке 75
- С.С. Гурин.** Термические напряжения в кольцевых биметаллических отливках с подплавляющимися перегородками . . . 79
- Э.А. Гурвич.** Расчет на ЭВМ теплового режима кокиля с принудительным охлаждением 84
- В.Ф. Соболев.** Связь между составом и характером ликвации элементов сплава 87
- А.М. Дмитриевич, С.С. Гурин, В.П. Бугай.** Термические напряжения в полых кольцевых биметаллических отливках . . 90
- В.И. Тутов, В.А. Гринберг, А.П. Михалевич.** Расчет затвердевания плоской непрерывной отливки 94

| | |
|--|-----|
| Л.Б. Ровин, А.П. Михалевич, К. Гершниц. Моделирование и расчет процесса дожигага ваграночных газов . . . | 96 |
| С.Н. Леках, А.Г. Слуцкий, А.П. Филиппович Анализ пылевых выбросов вагранок | 102 |
| А.М. Королева, А.П. Филиппович. Химический состав ваграночной пыли | 104 |
| А.Е. Таболич, Н.А. Дорошкевич. Электроактивация растворов поверхностно-активных веществ | 108 |
| Л.А. Бабицкий, Б.С. Голиков, И.К. Игнатик, Е.И. Чернобрисов. Влияние режимов напыления на физико-механические свойства напыленных материалов | 111 |
| А.Е. Процкий, Л.И. Рюмцева. Исследование теплоотдачи конического тела в условиях вакуума | 114 |
| Д.Н. Худокормов, Е.И. Шитов, А.Г. Слуцкий, М.М. Бондарев. Исследование механизма износа чистых железоуглеродистых сплавов | 117 |
| Е.И. Шитов, С.В. Киселев, А.А. Буняк. Методика исследования фазовых превращений в металлах с помощью термического анализа | 123 |
| В.А. Карлюк. Утилизация тепла в системах мокрой очистки | 127 |

РЕФЕРАТЫ

УДК 621.746.56

Керамический фильтр для литейных форм. Милов А.М., Кузнецов С.В. "Металлургия", 1976, вып. 11, с. 3 - 5.

Описана конструкция универсального керамического фильтра, позволяющего существенно уменьшить количество типоразмеров фильтровальных сеток и исключить необходимость использования отформованного дресселя. - Ил. 3. Библ. 1.

УДК 621.742.08

Холоднотвердеющая стержневая смесь. Кукуй Д.М. "Металлургия", 1976, вып. 11, с. 6 - 7.

Приводятся результаты исследований по частичной замене в составах ХТС ортофосфорной кислоты колчеданным огарком. Показано, что введение в состав ХТС колчеданного огарка приводит к улучшению физико-механических свойств смеси. - Табл. 11

УДК 621.746.5

Исследование литниковых систем с применением термостойких фильтрующих элементов. Дмитриевич А.М., Милов А.М., Кузнецов С.В. "Металлургия", 1976, вып. 11, с. 8 - 10.

Описаны результаты исследований и преимущества литниковых систем с керамическими фильтрами, а также их испытаний в промышленных условиях на Каунасском заводе "Центролит". - Ил. 2.

УДК 621.742.08

Исследование электрофизических свойств связующих материалов и стержневых смесей. Ледян Ю.П. "Металлургия", 1976, вып. 11, с. 10 - 14.

Показано, что формирование технологических свойств стержневых смесей непосредственно связано с изменением их электрофизических характеристик. Отмечается, что электрофизичес-

кие методы контроля и воздействия позволяют интенсифицировать процесс смесеприготовления и повысить эффективность использования связующих веществ. - Табл. 3. Библ. 4.

УДК 621.742.08

Повышение качества холоднотвердеющих смесей. Кукуй Д.М., Ледян Ю.П. "Металлургия", 1976, вып. 11, с. 15 - 18.

Показано, что обработка карбамидного связующего УКС-Л электрическими полями приводит к значительному улучшению технологических свойств холоднотвердеющих смесей. - Ил. 2.

УДК 621.743.073:539.53

Исследование абразивного износа материалов для изготовления модельной оснастки. Игнатиш В.К., Логинов И.З., Мурог А.А. "Металлургия", 1976, вып. 11, с. 18 - 21.

Разработана методика определения абразивного износа напыленных материалов и выявлена зависимость величины износа от расстояния и угла атаки. - Ил. 2. Библ. 1.

УДК 621.74

Получение отливок гильз цилиндров методом литья по газифицируемым моделям. Лазаренков А.М. "Металлургия", 1976, вып. 11, с. 21 - 24.

Рассмотрены вопросы технологического процесса получения отливок гильз цилиндров методом литья по газифицируемым моделям. Приведены режимы изготовления моделей гильз из пенополистирола, химический состав и прочностные характеристики полученных отливок. - Табл. 2.

УДК 621.74.073

О точности рабочих размеров литейной оснастки, изготавливаемой плазменным напылением. Бабицкий А.А., Голиков Б.С., Логинов И.З., Мурог А.А., Чернобрисов Е.И. "Металлургия", 1976, вып. 11, с. 24 - 25.

Приведены результаты определения коэффициента термического линейного расширения напыленных материалов из порошков на никелевой основе. Дана формула для определения отклонений рабочих размеров напыленных изделий от размеров моделей. - Библ. 2.

УДК 621.745.554.669.13.6

Применение науглероженных металлизированных окатышей при выплавке серого чугуна в вагранке. Кулага Н.Е., Бернадо В.Ф., Белый О.А., Дворниченко И.О. "Металлургия", 1976, вып. 11, с. 25 - 29.

Исследовано влияние добавок в шихту науглероженных металлизированных окатышей на ход ваграночной плавки, химический состав и свойства серого чугуна. Установлена возможность замены стального лома и части литейного чугуна в ваграночной шихте металлизированными окатышами. - Ил. 3.

УДК 621.74:669.715

Исследование влияния шихтовых материалов на свойства алюминиевых сплавов. Довнар Г.В., Немеенко Б.М. "Металлургия", 1976, вып. 11, с. 29 - 31.

Исследованы причины, вызывающие ухудшение свойств алюминиевых сплавов. Установлено влияние способа получения силицидов на физико-механические свойства сплава АЛ4. - Табл. 2. Библ. 1.

УДК 678.746.22

Газонасыщенность отливок при литье по газифицируемым моделям. Лазаренков А.М. "Металлургия", 1976, вып. 11, с. 31 - 36.

Рассмотрены вопросы исследования газонасыщенности металла при литье по газифицируемым моделям. Изучено влияние температуры расплава, вида сплава, скорости заливки формы, газопроницаемости формы и толщины стенки отливки на содержание газов в отливках и проведено сравнение экспериментальных величин с расчетными. - Табл. 1. Библ. 2.

УДК 621.742.08

Определение химического состава формовых газов. Логосбекая Ю.М., Медведев Я.И., Зайцева Л.Н., Бобришев-Пушкин Д.М. "Металлургия", 1976, вып. 11, с. 36 - 40.

Описана методика химического анализа формовых газов, выделяющихся из смесей. Показано, что для смесей, которые исследуются в данной работе, наибольшая доля токсичных компонентов формового газа приходится на окись углерода. - Ил. 2. Табл. 1. Библ. 3.

УДК 621.746.4

Исследование затвердевания отливки в металлокерамической форме. Дорошкевич А.Г. "Металлургия", 1976, вып. 11, с. 41-42.

Приводится зависимость времени затвердевания отливки в металлокерамической форме от толщины стенки формы и отливки. - Ил. 1.

УДК 621.742.08

Кинетика фазовых и химических превращений в облицовке кокиля. Волкова Н.Е. "Металлургия", 1976, вып. 11, с. 43 - 45.

Приведен расчет времени продвижения фронта фазовых и химических превращений в тонких прослойках при относительно малой интенсивности теплообмена. - Ил. 1. Библи. 1.

УДК 621.74.043:660.715

Влияние микролегирования на первичную кристаллизацию сплавов алюминия, полученных гранулированием из жидкого состояния. Галушко А.М., Довнар Г.В., Немененок Б.М., Шибанов В.П. "Металлургия", 1976, вып. 11, с. 45-48.

Установлено, что добавки теллура и серы способствуют измельчению и изменению формы первичных интерметаллидов в сплавах алюминия с хромом и алюминия с марганцем и железом, что улучшает прессуемость гранул. - Ил. 3. Библи. 3.

УДК 621.746.047

Получение фасонных отливок сепараторов подшипников методом выливания незатвердевшего остатка. Земсков И.В. "Металлургия", 1976, вып. 11, с. 48-50.

Приведены результаты исследования тепловых особенностей литья латунных сепараторов подшипников методом выливания незатвердевшего остатка. Определены оптимальные параметры литья, позволяющие получать фасонные отливки сепараторов. Приведены результаты исследования структуры и свойств отливок, полученных по разработанной технологии. - Табл. 1.

УДК 621.746.6

Влияние технологических факторов на толщину ленты. Жмакин Н.П., Калинин А.С., Лосюк Ю.А., Никитин А.В. "Металлургия", 1976, вып. 11, с. 51 - 53.

Приводятся экспериментальные данные о влиянии различных технологических факторов на толщину ленты. Изменяя различные параметры процесса, можно получить ленту требуемой толщины. - Ил. 3.

УДК 621.746.77

Расчет разогрева слитка при непрерывном литье. Туттов В.И., Офенгенден А.А., Гринберг В.А. "Металлургия", 1976, вып. 11, с. 54-57.

Получено аналитическое решение задачи о разогреве плоской корки после выхода слитка из кристаллизатора. Приведены зависимости времени разогрева корки и максимального подъема температуры ее поверхности от толщины корки, а также от скорости литья и теплофизических свойств корки. Показано влияние осевой теплопередачи на подъем температуры. - Ил. 2. Библ. 3.

УДК 621.746.6

Расчет на ЭВМ двумерных температурных полей отливки и кокиля. Есьман Р.И., Драченев В.Ф. "Металлургия", 1976, вып. 11, с. 58 - 63.

Решена задача двумерного температурного поля сложной системы: отливка, зазор, форма с нелинейными краевыми условиями. Расчет выполнен методом сеток на ЭВМ по специально разработанной АЛГОЛ-программе. Газовый зазор вводится переменным как функция температурных деформаций кокиля и усадки отливки. - Ил. 3.

УДК 621.74.043:669.715

Влияние примесей на кристаллизацию алюминия. Галушко А.М., Лекаш С.Н., Шварценбергер М. "Металлургия", 1976, вып. 11, с. 63-66.

Исследовано влияние микролегирования на число зерен и переохлаждение алюминия марки А995. Установлено, что при введении в расплав тугоплавких элементов зерна алюминия резко измельчаются и снижается величина переохлаждения жидкости. Легкоплавкие элементы способствуют увеличению зерна и повышают переохлаждение. - Табл. 2.

УДК 621.746.6

К оценке коэффициента теплоотдачи от расплава к корке при литье намораживанием. Жмакин Н.П., Калининченко А.С., Лосюк Ю.А., Никитин А.В. "Металлургия", 1976, вып. 11, с. 67-70.

Рассмотрен теплообмен между расплавом и коркой в случае обтекания расплавом пластины. Предложена зависимость для оценочного определения коэффициента теплоотдачи от жидкого металла к намораживающейся корке. - Библ. 3.

УДК 621.74.047

Влияние сурьмы на структуру и свойства чугунных отливок, полученных методом непрерывного намораживания. Анисович Г.А., Бевза В.Ф., Павленко З.Д., Марукович Е.И. "Металлургия", 1976, вып. 11, с. 71-73.

Исследованы структура и механические свойства отливок из чугуна, легированного сурьмой. Определены оптимальные условия получения отливок с высокими физико-механическими свойствами и перлитной структурой. - Табл. 1.

УДК 669.131.6

Влияние условий охлаждения на дисперсность строения графита эвтектических ячеек. Дмитриевич А.М., Комаров О.С., Тульев В.Д. "Металлургия", 1976, вып. 11, с. 73-75.

Исследовано влияние охлаждения опытной отливки в различных формах (чугунный, медный, футерованный кокили, сырая и сухая формы) на частоту выявления графита эвтектических ячеек. Проведено сравнение экспериментальной и расчетной зависимостей. - Ил. 1. Библ. 2.

УДК 621.746.7:536.238.2

О связи макро- и микроликвации в отливке. Соболев В.Ф. "Металлургия", 1976, вып. 11, с. 75-78.

Изучена взаимосвязь макро- и микроликвации меди в сплаве алюминий - 4,5% меди. Установлено, что макро- и микроликвация в затвердевающей отливке неразрывно связаны между собой. Проявление их в той или иной форме зависит от характера циркуляции жидкой фазы в переходной зоне затвердевающей отливки. - Ил. 2. Табл. 1. Библ. 1.

УДК 539.319.096 + 016.3

Термические напряжения в кольцевых биметаллических отливках с подплавливающимися перегородками. Гурин С.С. "Металлургия", 1976, вып. 11, с. 79-83.

Исследованы термоупругие напряжения в биметаллических отливках с подплавливающимися перегородками цилиндрической формы. Приведены расчетные формулы для определения радиальных и тангенциальных напряжений при известном температурном поле отливки. - Библ. 3.

УДК 621.746.6

Расчет на ЭВМ теплового режима кокшия с принудительным охлаждением. Гурвич Э.А. "Металлургия", 1976, вып. 11, с. 84-87.

Приводятся зависимости перепадов температуры в сечении кокшия, максимальной температуры рабочей поверхности кокшия и газового зазора, возникающего между отливкой и металлической формой, от интенсивности охлаждения кокшия. Зависимости получены при расчете на ЭВМ-М-222 теплового режима плоского стального кокшия в период формирования в нем отливки из сплава АЛ 4. - Ул. 3.

УДК 621.746.6:536.238.2

Связь между составом и характером ликвиции элементов сплава. Соболев В.Ф. "Металлургия", 1976, вып. 11, с. 87-90.

Изучено влияние состава на макро- и микроликвацию элементов сплава. Установлено, что распределение элементов сплава определяется их поверхностной активностью и характером циркуляции жидкой фазы в переходной зоне затвердевающей отливки. - Ил. 2. Табл. 1. Библ. 1.

УДК 539.319.096 + 016.3

Термические напряжения в полых кольцевых биметаллических отливках. Дмитриевич А.М., Гурин С.С., Бугай В.П. "Металлургия", 1976, вып. 11, с. 90-94.

Приведены теоретические исследования термических напряжений в полых кольцевых биметаллических отливках с легкоплавким промежуточным слоем. Определены зависимости для вычисления термоупругих напряжений в отливках (до момента

затвердевания промежуточного слоя и после затвердевания) и остаточных напряжений.

УДК 621.746.6:681.3.06

Расчет затвердевания плоской непрерывной отливки. Тугов В.И., Гринберг В.А., Михалевич А.П. "Металлургия", 1976, вып. 11, с. 94-96.

Рассматриваются основы расчета кинетики затвердевания плоской непрерывной отливки при дифференцированном учете теплоты перегрева, что обеспечивается введением понятия интенсивности выделения теплоты перегрева. Найдена расчетная формула и составлена программа для решения задачи на ЭВМ "Минск-2?" с целью использования полученных результатов для построения номограмм затвердевания. Результаты расчетов применены при проектировании линии горизонтального непрерывного литья чугуна.

УДК 621.745.34:662.613.4

Моделирование и расчет процесса дожигаания ваграночных газов. Ровин Л.Е., Михалевич А.П., Гершниц К. "Металлургия", 1976, вып. 11, с. 98-102.

Разработана схема расчета режима дожигаания ваграночных газов в условиях турбулентного диффузионного горения и сложного теплообмена. Исследовано влияние на технологический процесс его температурных, концентрационных и аэродинамических параметров путем математического моделирования на ЭВМ "Минск-32". Определены вероятные уровни реализации процесса и получены количественные зависимости полноты горения, размеров камеры, температуры воспламенения и других факторов от начальных технологических и конструктивных параметров. Даны рекомендации по проектированию узлов дожигаания. - Ул. 1. Библ. 2.

УДК 621.745.57-776

Анализ пылевых выбросов вагранок. Лекаж С.Н., Слуцкий А.Г., Филиппович А.П. "Металлургия", 1976, вып. 11, с. 102-104.

Проведен анализ дисперсного и минералогического состава ваграночной пыли. Установлено, что свойства ваграночной пыли существенным образом зависят от ее фракционного состава. - Ул. 1.

УДК 621.745.57-776

Химический состав ваграночной пыли. Королева А.М., Филиппович А.П. "Металлургия", 1976, вып. 11, с. 104-107.

Разработана методика и проведен химический анализ ваграночной пыли. Установлено, что химический состав по фракциям неоднороден. Изменяется содержание практически всех элементов, в особенности двуокиси кремния. - Табл. 2. Библ. 2.

УДК 621.745.57-776

Электроактивация растворов поверхностно-активных веществ. Таболич А.Е., Дорошкевич Н.А. "Металлургия", 1976, вып. 11, с. 108-111.

Отмечается, что применение в аппаратах мокрой очистки растворов поверхностно-активных веществ, предварительно обработанных электрическими полями, повышает эффективность пылеподавления. Приведены экспериментальные данные по обработке растворов поверхностно-активных веществ постоянными и переменными электрическими полями. - Ил. 3.

УДК 121.744.072:621.74.073

Влияние режимов напыления на физико-механические свойства напыленных материалов. Вабицкий Л.А., Голиков Б.С., Игнатик И.К., Чернобрисов Е.И. "Металлургия", 1976, вып. 11, с. 111-113.

Исследовано влияние удельного расхода порошка на никелевой основе на плотность и механические свойства напыленного материала. - Ил. 4. Библ. 2.

УДК 621.78.061

Исследование теплоотдачи конического тела в условиях вакуума. Процкий А.Е., Рюмцева Л.И. "Металлургия", 1976, вып. 11, с. 114-117.

Приведены результаты экспериментального исследования теплоотдачи конического тела в условиях разреженной воздушной среды. Представленная графическая зависимость позволяет оценить влияние давления среды и температуры поверхности тела на величину коэффициента теплоотдачи. - Ил. 1. Библ. 3.

УДК 669.13:539:621.9.06 - 219.891

Исследование механизма износа чистых железоуглеродистых сплавов. Худокормов Д.Н., Шитов Е.И., Слуцкий А.Г., Бондарев М.М. "Металлургия", 1976, вып. 11, с. 117-122.

Исследовано влияние структуры чистого синтетического сплава Fe-C на износостойкость при различных условиях работы в окислительной и нейтральной атмосфере. Показано, что окисные пленки оказывают существенное влияние на адгезионное взаимодействие поверхностей трения. Изучены структурные превращения на трущихся поверхностях и их взаимосвязь с износостойкостью материала. - Ул. 3.

УДК 621.746.6:669.131.7

Методика исследования фазовых превращений в металлах с помощью термического анализа. Шитов Е.И., Киселев С.В., Буняк А.А. "Металлургия", 1976, вып. 11, с. 123-127.

Разработана методика записи абсолютных кривых охлаждения сплавов с погрешностью измерения 1,1 С. Приведена схема усилителя постоянного тока. В качестве примера показаны кривые охлаждения сплавов Fe-C и Fe-C-Si в период эвтектоидной кристаллизации.

УДК 621.181.62.004.15

Утилизация тепла в системах мокрой очистки. Карлюк В.А. "Металлургия", 1976, вып. 11, с. 127-128.

Приведены характеристики теплообменных аппаратов, применяющихся в качестве утилизаторов тепла. Показано, что наиболее перспективными являются аппараты, работа которых основана на конденсационном эффекте. Теплообменники этого типа могут одновременно использоваться для дополнительной очистки дымовых газов после аппаратов второй ступени. - Библ. 4.

М Е Т А Л Л У Р Г И Я
ЛИТЕЙНОЕ ПРОИЗВОДСТВО

Выпуск 11

Редакторы Каштанов Ф.Н., Пронина Н.Я.

АТ 21867. Подписано в печать 23/ХП-76г.

Формат 60x90¹/16. Бумага т. № 2.

Печ. л. 8,87. Уч.-изд. л. 6,45. Зак. 30. Тир. 400. Цена 64 коп.

Отпечатано на ротапринтере БПИ. Минск, Ленинский пр., 65.