

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 9

М и н с к 1 9 7 7

Д.Н. Худокормов, В.М. Королев,
О.А. Белый, С.Н. Леках, Н.Е. Кулага,
Г.В. Губин, В.Ф. Бернадо, И.Ф. Двор-
ниченко

ПРОЦЕСС ПЛАВКИ СЕРОГО ЧУГУНА В ВАГРАНКЕ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ В ШИХТЕ МЕТАЛЛИЗОВАННЫХ ЖЕЛЕЗОРУДНЫХ ОКАТЫШЕЙ

В настоящее время чугунолитейные цехи машиностроительных заводов и металлургические предприятия "Центролит" испытывают острый недостаток качественного стального лома, который составляет в среднем 20% металлозавалки при выплавке серого чугуна и 40-50% для получения ковкого чугуна. Годовая потребность в стальном ломе для всех цехов серого и ковкого чугуна в стране превышает 3 млн. тонн.

В последние годы в СССР и за рубежом проводятся исследования по применению в литейном производстве принципиально нового шихтового материала - металлизированных железорудных окатышей.

Металлизированные окатыши содержат до 90% железа ($Fe^{мет}$), отличаются высокой чистотой с точки зрения содержания вредных примесей, имеют постоянный и известный химический состав, недороги в производстве, что определяет их преимущества перед другими шихтовыми материалами для ваграночных печей.

Имеющиеся в литературе немногочисленные сведения /1-4/ показывают реальную техническую возможность осуществления процесса выплаки чугуна в вагранке с использованием в качестве шихты предварительно восстановленной железной руды.

В литейной лаборатории Белорусского политехнического института на экспериментальной вагранке диаметром 350 мм были проведены исследования особенностей процесса ваграночной плавки с использованием в шихте металлизированных окатышей с различным содержанием восстановленного железа.

Предварительно на исходной шихте, состоящей из чушкового литейного чугуна марки ЛКЗ, стального лома и возврата собственного производства, был отработан следующий режим плавки: расход дутья - 160 м³/мин, давление дутья - 280-500 мм вод.ст., вес металлозавалки - 30 кг, расход кокса - 20%. В за-

луга в результате снижения проницаемости шихты.

Замена стального лома металлizadosанными окатышами, содержащими 71,5% $Fe_{мет}$, не оказало заметного влияния на общий выход жидкого металла, однако производительность вагранки снизилась на 5 - 7%. Количество шлака увеличилось примерно в 1,5 раза по сравнению с плавкой на исходной шихте. Температура металла на желобе оставалась практически неизменной и составляла 1360-1380°C.

Большое значение для кинетики процессов окисления и восстановления в шахте вагранки имеет отношение $\frac{CO}{CO_2}$. При

плавке на шихте, содержащей металлizadosанные окатыши с 71,5% металлического железа, данное соотношение увеличивалось с 1,7 до 3,5, что должно благоприятно сказаться на термодинамике и кинетике реакций довосстановления железорудных окатышей в шахте вагранки. В экспериментальной вагранке ввиду быстрого схода шихты эти процессы не получают существенного развития. В то же время, по данным работы /5/, в вагранке производительностью 9 т/час плавка металлizadosанных окатышей привела к увеличению выхода годного до 100,4-102,7%.

Анализ химического состава чугуна показал, что при переходе на металлizadosанные окатыши с относительно высоким содержанием железа взамен стального лома наблюдается повышенный угар кремния, марганца и пригар углерода и серы. Если при плавке на исходной шихте угар кремния и марганца составлял соответственно 28 и 30%, то при введении в шихту металлizadosанных окатышей угар этих элементов достигал 48 и 45%. При этом наиболее резкое падение содержания кремния и марганца наблюдалось в начальном периоде плавки с окатышами. Аналогичное явление было также установлено в работе /5/, где использовались окатыши с содержанием металлического железа до 92%. Данное обстоятельство связано с наличием в окатышах повышенного содержания окислов железа, а также с тем, что окатыши благодаря своему размеру и форме могут опускаться в шахте вагранки значительно быстрее металлической шихты.

Добавка в шихту окатышей, содержащих 65,5% $Fe_{мет}$, привела к дальнейшему снижению производительности вагранки и увеличению количества шлака в 1,8 раза. При этом температура металла на желобе снизилась на 20-30°C.

В результате замены окатышами 50% стального лома состав газовой фазы в шахте вагранки оставался неизменным. При полной замене стального лома окатышами с содержанием 65,5%

висимости от типа применяемой футеровки и характера шихтовых материалов расход флюса составлял 20-40% от веса кокса.

Металлизированные окатыши (табл. 1), изготовленные Криворожским институтом "Механообрчермет", вводились в шихту взамен стального лома.

Таблица 1

Номер партии	Химический состав, %				Степень металлизации, %
	Fe _{общ}	Fe _{мет}	S	C	
1	82,0	71,5	0,02	0,1	86,5
2	82,0	65,5	0,028	0,1	80,0
3	78,0	48	0,02	0,1	60,0
4	76,4	39	0,017	0,1	51,0

Плавка в вагранке осуществлялась по трем вариантам; на исходной шихте (чушковый чугун - 40%; возврат собственного производства 40%; стальной лом - 20%; ферромарганец - 0,2%) с заменой в исходной шихте 50% стального лома металлизированными окатышами, а также с заменой 100% стального лома окатышами различной степени металлизации.

В каждой серии опытов перед загрузкой окатышей с различной степенью металлизации в вагранку проводилась цавка на исходной шихте (8 металлозавалок), затем после пересыпки двойной порции кокса в шихту вводились окатыши.

Шихта рассчитывалась на получение чугуна следующего химического состава (%): C - 2,9-3,0; Si - 2,1-2,2; Mn - 0,3-0,4; S - 0,05; P - 0,08-0,09.

Потребное количество окатышей определялось из расчета содержания в них Fe_{мет}. Количество кокса и флюса увеличивалось соответственно весу металлозавалки.

Окатыши загружались в вагранку вместе с топливной калашей, что уменьшало их сегрегацию в шихте и исключало спекание окатышей в конгломерат.

В ходе опытов изучались следующие параметры плавки; топливной и дутьевой режимы; распределение температур и состав газовой фазы по высоте шахты вагранки; температура, количество металла и шлака; литейные и механические свойства выплавляемого чугуна.

Исследования показали, что введение в шихту металлизированных окатышей приводит к некоторому повышению давления

луга в результате снижения проницаемости шихты.

Замена стального лома металлизированными окатышками, содержащими 71,5% Fe^{мет.}, не оказало заметного влияния на общий выход жидкого металла, однако производительность вагранки снизилась на 5 - 7%. Количество шлака увеличилось примерно в 1,5 раза по сравнению с плавкой на исходной шихте. Температура металла на желобе оставалась практически неизменной и составляла 1360-1380°C.

Большое значение для кинетики процессов окисления и восстановления в шахте вагранки имеет отношение $\frac{CO}{CO_2}$. При

плавке на шихте, содержащей металлизированные окатышки с 71,5% металлического железа, данное соотношение увеличивалось с 1,7 до 3,5, что должно благоприятно сказаться на термодинамике и кинетике реакций довосстановления железорудных окатышей в шахте вагранки. В экспериментальной вагранке ввиду быстрого схода шихты эти процессы не получают существенно развития. В то же время, по данным работы /5/, в вагранке производительностью 9 т/час плавка металлизированных окатышей привела к увеличению выхода годного до 100,4-102,7%.

Анализ химического состава чугуна показал, что при переходе на металлизированные окатышки с относительно высоким содержанием железа взамен стального лома наблюдается повышенный угар кремния, марганца и пригар углерода и серы. Если при плавке на исходной шихте угар кремния и марганца составлял соответственно 28 и 30%, то при введении в шихту металлизированных окатышей угар этих элементов достигал 48 и 45%. При этом наиболее резкое падение содержания кремния и марганца наблюдалось в начальном периоде плавки с окатышками. Аналогичное явление было также установлено в работе /5/, где использовались окатышки с содержанием металлического железа до 92%. Данное обстоятельство связано с наличием в окатышах повышенного содержания окислов железа, а также с тем, что окатышки благодаря своему размеру и форме могут опускаться в шахте вагранки значительно быстрее металлической шихты.

Добавка в шихту окатышей, содержащих 65,5% Fe^{мет.}, привела к дальнейшему снижению производительности вагранки и увеличению количества шлака в 1,8 раза. При этом температура металла на желобе снизилась на 20-30°C.

В результате замены окатышками 50% стального лома состав газовой фазы в шахте вагранки оставался неизменным. При полной замене стального лома окатышками с содержанием 65,5%

Fe_{мет} отношение $\frac{CO}{CO_2}$ по сравнению с плавкой на исходной шихте увеличилось в 3 раза.

Существенные изменения претерпевал также химический состав чугуна. Если чугун, выплавленный на исходной шихте, имел 2,0% Si и 0,53% Mn, то после замены стального лома окатышами концентрация этих элементов не превышала соответственно 1,5 и 0,35%.

Еще более отрицательные результаты были получены при использовании в шихте окатышей с низкой степенью металлизации. Введение в шихту окатышей, содержащих 39–45% Fe_{мет}, вызвало резкое увеличение количества шлака и уменьшение выхода жидкого металла. Несмотря на применение в качестве флюса плавикового шпата, шлак имел высокую вязкость, содержал большое количество окислов железа. Повышенная вязкость шлака и низкая температура жидкого металла затрудняли выпуск последнего из вагранки.

Исследования литейных и механических свойств серого чугуна, выплавленного с использованием в шихте металлизированных окатышей, показали, что увеличение количества окатышей и снижение их металлизации приводит к ухудшению жидкотекучести и повышению склонности чугуна к отбелу.

Наиболее высокой жидкотекучестью и малой склонностью к отбелу обладал после исходного чугуна, выплавленный с добавкой в шихту окатышей, содержащих 71,5% Fe_{мет}.

Таким образом, выполненные исследования доказывают принципиальную возможность замены стального лома в ваграночной шихте металлизированным железорудным сырьем. При этом содержание Fe_{мет} в окатышах, которое не вызывает заметного нарушения хода ваграночной плавки, должно быть не менее 70%.

Учитывая бурное развитие производства металлизированного железорудного сырья и его невысокую стоимость, следует рассматривать окатыши как перспективный шихтовой материал для литейного производства.

Л и т е р а т у р а

1. "Mining Congr. I" 1972, №8. 2. Известия ВУЗов СССР, серия "Черная металлургия", №1, 1972. 3. "Ingenierna eind", 1968, 36, 398, 53–59. 4. Canbe H., Ganke W., SI/RN direct reduction process for the Production of Sponge Iron and Ironmaking Symposium of the

Академик Словацкой АН Иозеф Чабелка,
доцент-инженер Станислав Пиларик,
канд.техн.наук, инженер Мариан Мургаш,
инженер Гаролд Месиар (кафедра физичес-
кой металлургии, сварки и литья машино-
строительного факультета СВШТ в Братисла-
ве ЧССР)

НЕКОТОРЫЕ ВОЗМОЖНОСТИ ПРИМЕНЕНИЯ МАГНИТНОГО И УЛЬТРАЗВУКОВОГО ПОЛЕЙ В МЕТАЛЛУРГИИ

Нашей кафедрой в последнее время проводятся работы по изучению влияния магнитного поля на кристаллизацию металлических расплавов. Конкретно исследуется воздействие на структуру сплавов пары магнитных полей. В этом случае используется принцип движения проводника в магнитном поле. Между полюсами электромагнита находится форма с расплавом. Течение тока через расплав образует магнитное поле, создающее силовое взаимодействие с полем между полюсными наконечниками магнита.

Схема экспериментальной установки изображена на рис. 1.

Требуемый эффект достигается при помощи кристаллизатора между полюсами электромагнита. Основная разница в способе кристаллизации видна из рис. 2. На рисунке изображен слиток, переплавленный электрошлаковым способом и затвердевший без воздействия пары магнитных полей. Влияние магнитного поля на структуру слитка видно из рис. 2, б. В таблице 1 приведены результаты испытаний образцов из материала ЧСН 12010, вырезанных из различных частей слитка, подвергающегося воздействию пары магнитных полей. Как видно, значения ударной вязкости являются гомогенными во всем слитке. При исследовании ударной вязкости данного материала, переплавленного в одинаковых условиях, но без наложения магнитного поля, в разных местах слитка она оказалась различной и изменялась от 0,27 до 0,98 Нм/мм². Этот материал в прокатном состоянии должен иметь ударную вязкость не ниже 1,20 Нм/мм².

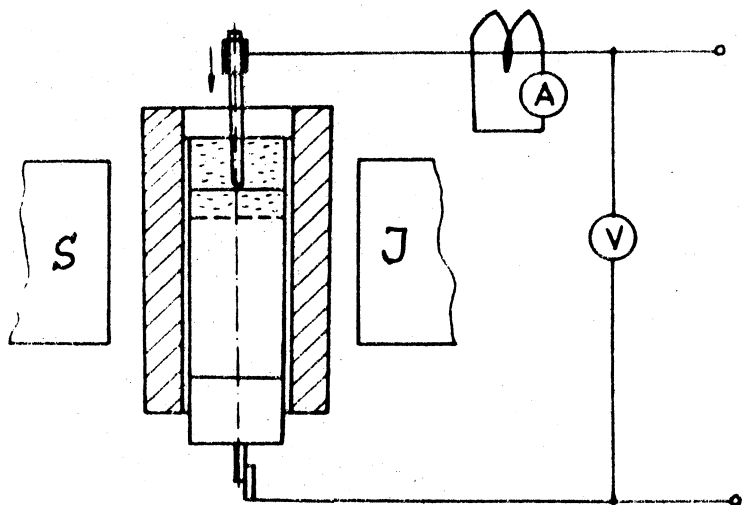


Рис. 1. Схема экспериментальной установки

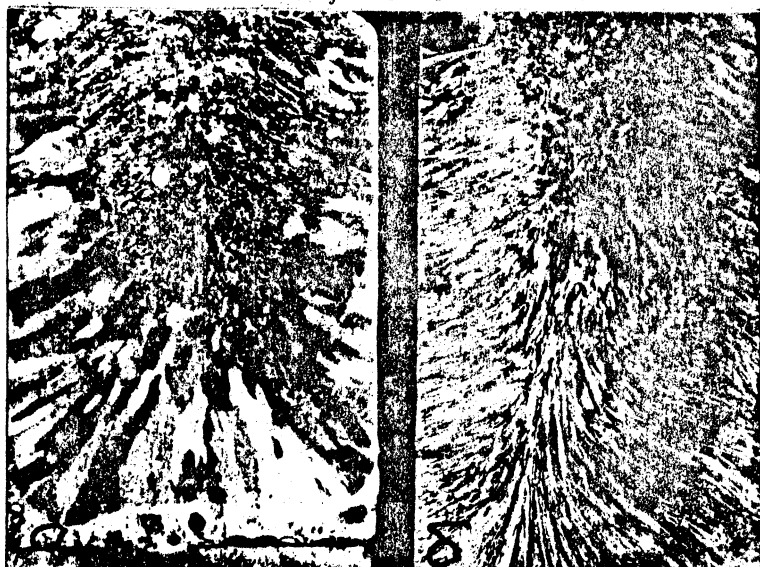


Рис. 2. Макроструктура исходного слитка электрошлакового переплава (а) и обработанного электромагнитным полем (б)

Таблица 1. Ударная вязкость образцов, вырезанных из различных зон слитка, затвердевающего при наложении электромагнитного поля

Образцы	$a_{H, 2}$ нм/мм ²	Образцы	$a_{H, 2}$ нм/мм ²	Образцы	$a_{H, 2}$ нм/мм ²
A ₁	1,20	B ₁	1,29	C ₁	1,13
A ₁	1,15	B ₁	0,93	C ₁	1,08
A ₂	1,07	B ₂	1,25	C ₂	1,45
A ₂	1,15	B ₂	0,91	C ₂	0,91 ^x
A ₃	1,53	B ₃	1,29	C ₃	1,12
A ₃	0,98	B ₃	1,10	C ₃	1,04
A ₄	1,03	B ₄	1,00	C ₄	1,23
A ₅	1,03	B ₅	1,29	C ₅	1,14

^x Образец с дефектом.

Для сравнения проводилось испытание ударной вязкости на среднелегированном материале типа 5 CrMoV с надрезом К-образной формы (изод). Ударная вязкость материала, выплавленного классическим способом в дуговой печи с последующей ковкой или вальцовкой и термической обработкой, такая же, как у материала, выплавленного электрошлаковым способом с наложением магнитного поля и той же термической обработкой, но без обработки давлением. Полученные результаты приведены в табл. 2.

Таблица 2. Влияние способа приготовления стали на ударную вязкость

Способ приготовления образцов	Температура отпуска, °С				
	300	400	450	500	550
Литье и ковка	0,26	0,17	0,12	0,08	0,12
Литье и вальцовка	0,26	0,20	0,25	0,16	0,20
Обработка расплава в магнитном поле	0,26	0,20	0,12	0,07	0,14

Изучалось также влияние ультразвука на кристаллизацию

металлических расплавов. В данном направлении исследовались следующие аспекты:

- исследование физической сущности действия ультразвука и его влияние на процесс кристаллизации;
- исследование действия ультразвукового излучения на структуру и свойства металлов и сплавов;
- развитие рациональной технологии использования ультразвука в металлургическом процессе.

Опыты проводились на ультразвуковом генераторе УГ 10А с частотной полосой 20 кГц и автоматической подстройкой частоты. В устройство входят магнитоэлектрические преобразователи типа УМ 80 для передачи энергии¹ медными электродами, охлаждаемыми водой.

Ультразвуковая обработка расплавов отличается от традиционной способом передачи вибрации в расплавы.

Нашей кафедрой разработаны следующие новые способы обработки сплавов ультразвуком:

1) передача ультразвуковой энергии через литник с радиальными колебаниями от системы из шести преобразователей, находящихся по его цепи;

2) передача ультразвуковой энергии через нижнюю часть изложницы или кристаллизатора.

С целью иллюстрации положительного влияния ультразвука на структуру сплавов приведем некоторые из полученных нами результатов.

При использовании излучения неохлаждаемых электродов с помощью ультразвука обрабатывался алюминий чистотой 99,5%. Расплав при температуре 810°С подвергался ультразвуковому воздействию в течение 30, 40 и 60 сек. Контрольный слиток изготовлялся в таких же условиях, что и опытный, но без наложения ультразвуковой энергии. На рис. 3, а, б, в приведены макрошлифы контрольного слитка (а), слитка с обработкой расплава ультразвуком в течение 30 сек (б) и 60 сек (в).

Дальнейшее изучение действия ультразвуковой энергии проводилось на сплаве AlMg 5. Использовался способ полунепрерывного литья в кристаллизаторе диаметром 150 мм. Применялся преобразователь УМ 80 ВАЦ с медным электродом, охлаждаемым водой. Различие в способе затвердевания слитка видно

¹ Для передачи энергии использовались металлические неохлаждаемые электроды и УМ 80 ВАЦ.

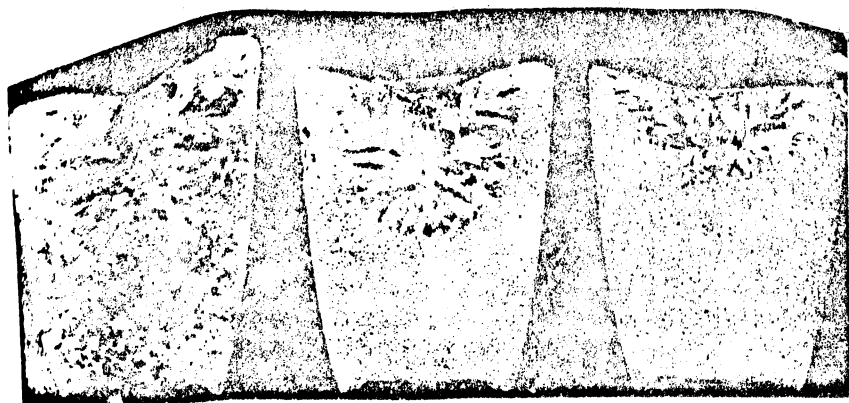


Рис. 3. Макроструктура исходного слитка (а) и слитка, обработанного ультразвуком в течение 30 сек (б) и 60 сек (в)

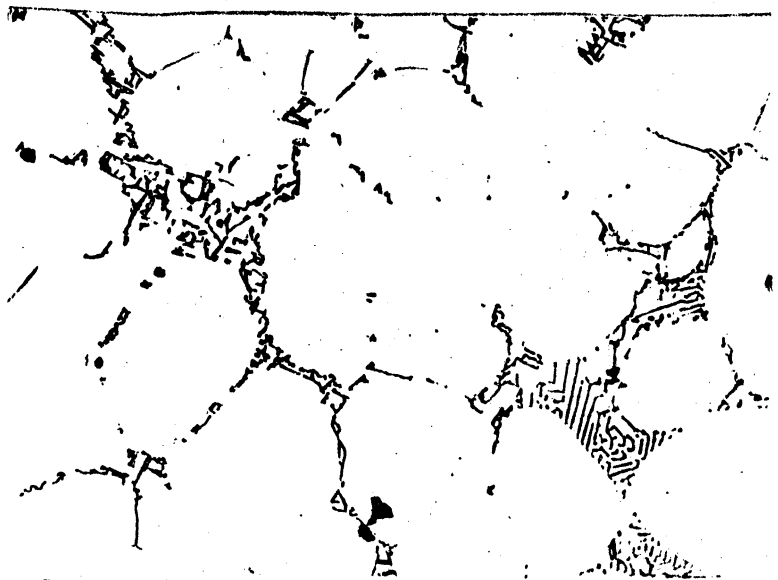


Рис. 4, а. Микроструктура исходного сплава AlMg 5

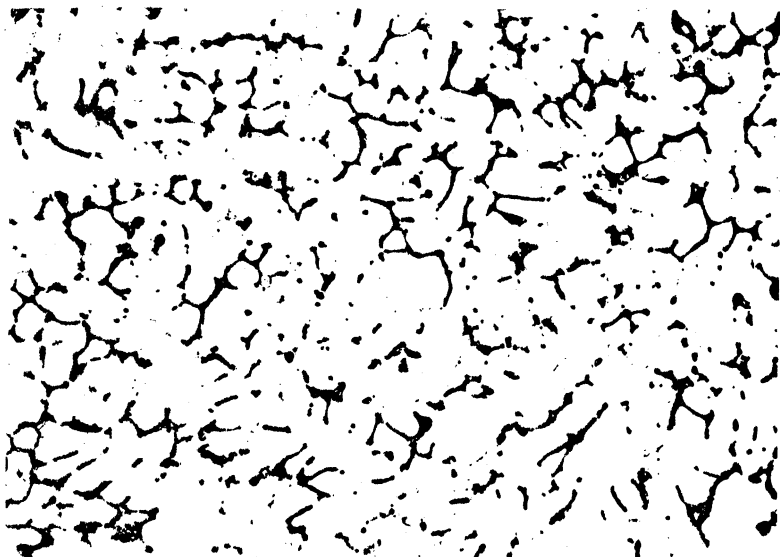


Рис. 4,б. Микроструктура сплава, обработанного ультразвуком

на рис. 4, а, б.

При изучении влияния ультразвукового воздействия на слитке диаметром 200 мм из алюминия А1 99,5 получается следующая разница в механических свойствах:

	$\sigma_{\text{в}}$ (МН м ⁻²)	δ , %	ψ , %	Величина зерна, Л
Без влияния ультразвука	61,30	24,04	42,17	18
Под влиянием ультразвука	69,50	36,67	53,68	10
Изменение	+13,8%	+47,0%	+27,80%	

В дальнейшем будут продолжены исследования по изучению влияния магнитного и ультразвукового полей на структуру и свойства сплавов, а также по разработке новых, более мощных источников энергии.

Л и т е р а т у р а

1. Орлов Л.П., Хрипков А.В., Шендеров Л.Б., Шеленов Н.С. Влияние электромагнитной обработки кристаллизационной быстрорежущей стали на стойкость инструмента, "Литейное производство", № 1, 1970. 2. Абрамов О.В. Кристаллизация металлов в ультразвуковом поле. М., "Металлургия", 1972. 3. Розенберг Л.Д. Физикл Принциплз оф ултрасоник Технолоджи. Пленум Пресс Нью Йорк - Лондон, 1973. 4. Пиларик С., Мургаш М. Пв - 4977. Способ влияния на кристаллизацию металлов и металлических сплавов. Братислава, 1973. 5. Пиларик С., Мургаш М. Пв-8451. Устройство для электрошлаковой переплавки металлических сплавов. Братислава, 1973.

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

ВЛИЯНИЕ W_i И C_e НА ЗАРОЖДЕНИЕ ЦЕНТРОВ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ В РАСПЛАВЕ СЕРОГО ЧУГУНА

Кинетика образования зародышей эвтектики в процессе непрерывного охлаждения расплава серого чугуна до настоящего времени не изучена. Известно лишь, что зарождение центров кристаллизации в двойных сплавах при изотермических условиях отвечает тем же законам, которые установлены для однофазных сплавов [1]. Применительно к серому чугуну остается спорной и роль примесей в процессе зародышеобразования.

В работе исследована кинетика появления центров кристаллизации эвтектики в ходе непрерывного охлаждения 70-граммовых образцов чугуна вместе с силиковой печью. Образцы, содержащие 3,67% С, 1,83% Si, 0,60% Mn, 0,03% S, 0,035% P, 0,1% Cr перегревали в кварцевой пробирке диаметром 23 мм до 1400°C, вводили добавку и охлаждали с печью. При 1180°C в расплав опускали 8 кварцевых трубочек диаметром 3 мм. В одной из них установили хромель-алюмеливую термопару диаметром 0,2 мм, защищенную кварцевым наконечником с диаметром 1 мм.

Керамическая пробка с отверстиями для трубок, установленная сверху пробирки, обеспечивала равномерное удаление трубочек от ее стенок. Трубочки выдерживали над поверхностью металла, что исключало их влияние после ввода в чугун на ход охлаждения расплава. Пять трубочек быстро извлекали на на-

чальных этапах кристаллизации эвтектики из расплава и опускали в холодную воду. Все образцы одного опыта заливали эпоксидной смолой и методом последовательных шлифов фиксировали распределение центров кристаллизации в объеме образцов. Шаг шлифов составлял около 0,02 мм. После каждой из них на координатную сетку наносили положение и размеры центров кристаллизации. При подсчете количества центров в каждой последующей плоскости учитывали лишь вновь появившиеся. Минимальный размер легкофиксируемого зародыша составлял 0,02 мм.

За размер центра принимали его максимальную величину во всех последовательно шлифованных плоскостях.

Всего поставлено три серии экспериментов. В первой серии изучали кинетику зародышеобразования в исходном сплаве, а во второй и третий расплав модифицировали соответственно 0,1% Вi и 0,1% Се.

На рис. 1 представлены кривые изменения количества цент-

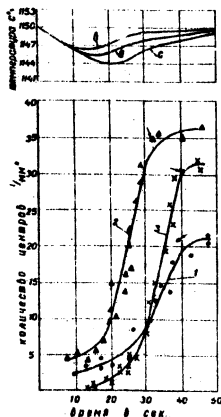


Рис. 1. Кинетика роста числа центров кристаллизации в исходном сплаве (1) и в чугунах с добавкой церия (2) и висмута (3); а, б, с – соответствующие им начальные части эвтектической остановки на кривых охлаждения

ров кристаллизации в исходном (1) чугуна и в чугуна с добавками Se (2) и Bi (3), а также начальные стадии эвтектических остановок и соответствующих им кривым охлаждения, обозначенных буквами а, б, с. Как следует из полученных результатов, добавка Se увеличивает количество готовых центров в расплаве, в связи с чем величина переохлаждения расплава снижается. Связывая серу и кислород, церий уменьшает энергию активации зарождения, что приводит к росту числа центров в начальный период кристаллизации несмотря на небольшое переохлаждение чугуна. Известно, что нерастворимые во вновь образующейся фазе примеси снижают начальную скорость роста зародышевых преобразований (2). Блокируя готовые центры и уменьшая скорость роста зародышей, можно вызвать глубокое переохлаждение расплава, которое в свою очередь стимулирует увеличение числа центров по сравнению с исходным сплавом.

На рис. 2 представлено распределение центров в 1 мм^3 об-

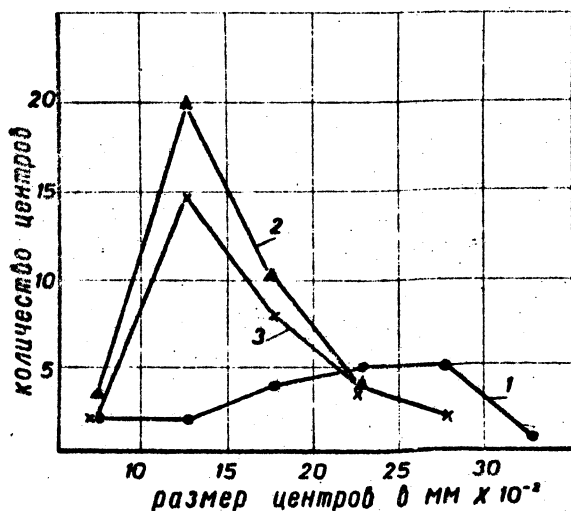


Рис. 2. Распределение числа центров кристаллизации по размерам в конце периода зародышеобразования в исходном чугуна (1), чугуна с добавками церия (2) и висмута (3)

рахов, отмеченных стрелками на рис. 1. Как следует из приведенных данных, в чугуна с добавкой Bi и Se преобладают центры меньших размеров по сравнению с чугуном без добавки.

В модифицированном черном чугуна медленный рост ячеек объясняется небольшим переохлаждением расплава, в чугуна с W_i — тормозящим влиянием нерастворимой в твердой фазе добавки. Это влияние сказывается не только в начальные моменты превращения, но и наблюдается на всем протяжении эвтектической кристаллизации расплава (3).

Таким образом, добавки Se ведут к росту числа центров кристаллизации, что уменьшает величину переохлаждения. Связывая серу, эти добавки облегчают зарождение и ускоряют рост числа центров, несмотря на небольшие значения переохлаждения. Влияние W_i связано с блокированием готовых центров и замедлением скорости роста зародышевых образований, что приводит к переохлаждению расплава и стимулирует появление новых зародышей.

Л и т е р а т у р а

1. Гречный Я.В. О зарождении кристаллов в двойных сплавах. Сб. "Рост кристаллов", М., АН СССР, 1957. 2. Лириков Л.Н. Влияние растворимых примесей на линейную скорость роста центров рекристаллизации. Сб. "Вопросы физики металлов и металловедения". Киев, АН УССР, 1959. 3. Комаров О.С., Бахмат В.А. К вопросу о кристаллизации чугуна, Литейное производство, № 2, 1970.

О.С. Комаров, В.А. Бахмат,
В.Д. Тульев

ВЛИЯНИЕ ДОБАВОК W_i И Al НА РАСПРЕДЕЛЕНИЕ S МЕЖДУ ФАЗАМИ В ПРОЦЕССЕ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ СЕРЫЙ ЧУГУНА

Известно, что растворимые поверхностно-активные примеси оказывают существенное влияние на формирование структуры серых чугунов. В соответствии с существующими представлениями они меняют поверхностное натяжение на границе аустенит-графит, скорость диффузионного перераспределения углерода и железа в расплаве на фронте кристаллизации эвтектических ячеек и скорость роста ячеек /1/. Оценивая характер влияния добавок растворимых примесей, исследователи, как правило, не учитывают наличия в технических чугунах постоянных примесей. В связи с этим помимо действия приведенных выше факторов возможно дополнительное влияние на структуру гра-

фитного скелета из-за изменения распределения постоянно присутствующих примесей.

С целью проверки высказанного предположения было исследовано распределение серы между фазами в образцах, закаленных с промежуточных стадий кристаллизации /2/, на установке МАР-1. Количество твердой фазы к моменту закалки составляло около 30% площади шлифа образца. Исходный чугуны содержал 3,87%С, 0,99% Si, 0,020%Mn, 0,043% S и 0,11%P. Из трех образцов один предварительно модифицировали 0,2% Al, второй 0,2% Bi, а в третий для сравнения добавки не вводили. Замеры выполнялись при напряжении на катоде 35 кв. Диаметр электрода составлял 1,5-2 мкм. В качестве кристалла-анализатора использовали кварц. В ледебурите, образовавшемся вместо расплава в процессе закалки в воде, сера распределена неравномерно в связи с ее локализацией по границам пластин цементита. Жидкость на границе расплава и аустенита заметно обогащена серой вследствие низкого значения коэффициента распределения. В твердой фазе сера распределена сравнительно равномерно, но на включениях графита ее содержание увеличивается.

Большой количественный разброс значений концентрации серы в фазах серого чугуна не позволил сделать вывод о влиянии Bi и Al на характер ее распределения между фазами.

В связи с этим был произведен подсчет количества импульсов за 40 сек для каждой из фаз (графита, аустенита и ледебурита - расплава) в двадцати точках при неподвижном образце, после чего рассчитывали среднее значение концентрации серы. В расплаве она замерялась в двух местах: на расстоянии 1,5 - 2 мкм от поверхности ячейки и вдали от нее. Средние значения концентрации серы приведены в табл. 1. Анализ результатов свидетельствует о том, что введение алюминия способствовало увеличению концентрации серы в графите и в расплаве на границе с твердой фазой, висмут же оказал обратное воздействие. Обе добавки несколько снизили содержание серы в аустените, но не оказали влияния на ее концентрацию в исходном расплаве.

Влияние висмута объясняется его высокой поверхностной активностью. Адсорбируясь на включениях графита и межфазных границах, висмут уменьшает концентрацию серы в этих местах. Алюминий сосредоточен в феррите перлита и полностью отсутствует в графите /3/. Раскисление расплава, вызванное добавкой Al, снижает концентрацию кислорода на графитных включениях, межфазных границах и в расплаве, в результате чего

Таблица 1

Добавка, %	Содержание серы, %			
	расплав	аустенит	графит	граница аустенит – расплав
–	0,043	0,0144	0,0357	0,050
0,2 Al	0,043	0,0129	0,0385	0,054
0,2 Bi	0,043	0,0134	0,0325	0,045

концентрация серы в этих местах повышается. Растворяясь в аустените, Al снижает растворимость в нем серы.

Таким образом, помимо воздействия на рост эвтектических ячеек, висмут и алюминий оказывают побочный эффект, связанный с изменением распределения серы и, вероятно; других примесей. Вследствие этого влияние микролегирующих присадок следует оценивать с учетом наличия постоянных примесей.

Л и т е р а т у р а

1. Комаров О.С. "Роль растворимых примесей в процессе формирования графитного скелета эвтектических ячеек серого чугуна". Известия АН БССР, серия ФТН, № 1, 1974. 2. Комаров О.С., Бахмат В.А. "Влияние примесей на параметры и кинетику кристаллизации сплавов эвтектического типа", В сб.: "Металлургия", вып. 2, Минск, БПИ, 1972. 3. Иванов Д.П., Вашуков И.А. "Экспериментальное исследование распределения элементов в структуре чугуна". Литейное производство, № 7, 1974.

Д.Н. Худокормов, М.Н. Мартынюк,
Е.И. Шитов, С.В. Гарбуз

ВЛИЯНИЕ МИКРОЛЕГИРУЮЩИХ ДОБАВОК НА СТРУКТУРУ И ГИДРОАБРАЗИВНУЮ СТОЙКОСТЬ СПЛАВА ИЧХ28Н2

Для изготовления деталей проточной части насосов, транспортирующих гидроабразивные взвеси, широко применяется сплав ИЧХ28Н2. Данная работа посвящена изучению влияния микролегирующих добавок на структуру и гидроабразивную стойкость этого сплава.

Исследуемый сплав вылавляли в шихтовой печи в графито-

шамотных тиглях ТГ-5 г сухие песчаные формы и отливали цилиндрические образцы диаметром 30 и длиной 200 мм.

Испытания на гидроабразивную стойкость образцов, вырезанных из полученных заготовок, проводили на специально изготовленной установке в смеси карборунда (1 часть) с водой (2 части) при скорости вращения образцов 15 м/сек. Добавки в количестве 0,05-0,50% от веса расплава вводили при температуре 1450°С.

В качестве микролегирующих добавок были выбраны силикокальций, ферроцерий, ферробор, сурьма, висмут и алюминий, различные по своей природе и характеру воздействия на формирование кристаллизующихся фаз. Это обусловлено тем, что имеющиеся литературные данные не дают однозначного ответа об оптимальной форме и размерах упрочняющей фазы в сплавах, обладающих высоким сопротивлением против изнашивания. В большинстве случаев утверждается, что более благоприятно, при прочих равных условиях, равномерное распределение ее в матрице в мелкодисперсной форме. Микроструктура сплава ИЧХ28Н2 состоит из первичных карбидов хрома, имеющих форму от вытянутых шестигранников до игл значительной протяженности, мелкодисперсных эвтектических карбидов, продуктов распада лустенита и частично остаточного аустенита, что обусловлено высоким содержанием никеля /1/. Такая структура обеспечивает относительно хорошую сопротивляемость против гидроабразивного изнашивания, хорошие прочностные характеристики и коррозионную стойкость. Микролегирование сплава силикокальцием приводит к значительным изменениям в формировании как макро-, так и микроструктуры. В изломе сплав приобретает мягкий мелкодисперсный вид, полностью устраняется зона столбчатых кристаллов, распространяющихся у исходного сплава по всему сечению заготовки. Первичные карбиды приобретают почти равноосную мелкодисперсную форму и равномерно распределены по сечению отливки. Измельчаются и эвтектические карбиды. Аналогичное воздействие на характер формирования макро- и микроструктуры сплава оказывает микролегирование его ферроцерием.

Ферробор, сурьма, висмут и алюминий не оказывают заметного влияния на формирование макроструктуры. Вид изломов сплава, микролегированного этими добавками, практически не отличается от исходного, однако в микроструктуре наблюдаются существенные различия. Микролегирование сплава ферробором приводит к огрублению эвтектических карбидов, не изменив существенно форму и размеры первичных карбидов. Анало-

гичное воздействие на микроструктуру сплава оказывает добавка сурьмы.

Добавки висмута и алюминия огрубляют эвтектику и способствуют формированию первичных карбидов в виде игл.

Результаты испытаний исходного сплава ИЧХ28Н2 и микролегированного выбранными добавками в указанных количествах на сопротивляемость гидроабразивному изнашиванию приведены в табл. 1.

Таблица 1. Износ чугуна ИЧХ28Н2, микролегированного различными добавками

Тип добавки	Количество добавки, %							
	0,00	0,05	0,10	0,15	0,20	0,30	0,40	0,50
	Потеря веса за 4 часа испытаний, г							
Исходный сплав ИЧХ28Н2	0,448							
KaCu 1	-	0,383	0,350	0,329	0,317	0,322	-	0,330
FeCe	-	0,404	0,352	0,323	0,307	0,314	0,323	0,344
FeV	-	0,438	0,436	0,461	0,472	0,492	0,575	0,553
Sb	-	0,422	0,411	0,401	0,419	0,446	0,472	0,482
Bi	-	0,462	0,492	0,551	0,560	0,502	0,605	0,622
Al	-	-	0,493	-	0,458	0,487	0,506	0,543

Сопоставляя результаты микроструктурного анализа и сопротивляемости гидроабразивному изнашиванию, можно сделать выводы:

1. Сопротивляемость сплава против гидроабразивного изнашивания повышается с увеличением степени дисперсности упрочняющей фазы.

2. Из исследованных микролегирующих добавок благоприятное воздействие на формирование микроструктуры оказывают силикокальций и ферроцерий.

3. Зависимость повышения износостойчивости от количества добавок силикокальция и ферроцерия носит экстремальный характер. Оптимальными следует считать эти добавки в количестве 0,25-0,30% от веса расплава. Превышение указанной величины приводит к загрязнению сплава неметаллическими включениями и снижению его износостойчивости.

Л и т е р а т у р а

1. Гарбер М.Е. Отливки из белых износостойких чугунов. М., "Машиностроение", 1972.

ИССЛЕДОВАНИЕ СВОЙСТВ ВЫСОКОХРОМИСТЫХ ИЗНОСО- СТОЙКИХ ЧУГУНОВ

В настоящее время имеется несколько десятков марок износостойких высокохромистых чугунов /1/. Применение различных методик при определении их свойств делает невозможным сопоставление полученных результатов и выбор оптимального состава сплава. Нами проведены по единой методике исследования свойств высокоуглеродистых сплавов, содержание углерода и легирующих элементов в которых изменялось в широких пределах. Решение поставленной задачи осуществлялось с применением метода математического планирования эксперимента, а именно центрального ротatableльного униформпланирования второго порядка /2/. Условия проведения опытов приведены в табл. 1.

Чугун требуемого химического состава выплавляли в силитовой печи в тиглях ТГ-5. В сухие песчаные формы отливали образцы для испытаний на износ, прочность, ударную вязкость и коррозионную стойкость. Испытания проводили в литом, отожженном при 950⁰С и нормализованном состояниях образцов. Результаты испытаний выплавленных согласно матрице сплавов были подвергнуты статистической обработке, что позволило рассчитать коэффициенты при неизвестных, их доверительные интервалы и построить математические модели второго порядка. Проверка гипотезы об адекватности представления результатов эксперимента полиномами второго порядка по критерию Фишера при 95% уровне значимости не отвергается.

Полученные модели имеют вид:

Износ

а) в литом состоянии; мг/см² час

$$Y_1 = 27,4 - 0,93X_1 - 0,34X_2 + 1,10X_3 + 1,07X_4 - 1,25X_1X_2 - 0,86X_1X_3 + 1,02X_2X_4 + 0,49X_1^2 + 0,30X_2^2 + 0,4X_3^2 + 0,23X_4^2 ;$$

б) в отожженном состоянии:

$$Y_2 = 29,8 - 1,91X_1 - 0,27X_2 + 0,53X_3 + 0,80X_4 - 1,44X_1X_2 - 1,95X_1X_3 - 0,85X_1X_4 - 0,28X_2X_4 - 0,56X_3X_4 + 1,74X_1 + 1,15X_2^2 + 1,64X_3^2 + 1,32X_4^2 ;$$

в) в нормализованном состоянии:

$$y_3 = 24,0 - 0,63X_1 - 0,82X_2 + 0,95X_3 + 0,68X_4 - 0,24X_1X_3 - \\ - 0,50X_1X_4 - 0,66X_2X_3 + 0,80X_2X_4 + 0,69X_3X_4 + 0,34X_1^2 + \\ + 0,30X_2^2 + 0,91X_3^2 + 0,23X_4^2.$$

Твердость HRC

а) в литом состоянии:

$$y_4 = 52,1 + 0,90X_1 + 1,26X_2 - 0,40X_3 - 0,70X_4 - 0,38X_1X_2 + \\ + 0,26X_1X_4 + 0,23X_2X_3 - 0,54X_2X_4 - 1,01X_1^2 - 0,64X_2^2 - 1,35X_3^2 - \\ - 0,50X_4^2;$$

б) в отожженном состоянии:

$$y_5 = 60,4 + 78X_1 - 0,35X_3 - 0,95X_4 - 0,42X_1X_2 + 0,28X_1X_3 + \\ + 0,77X_1X_4 - 0,31X_2X_4 - 0,32X_3X_4 - 0,93X_1^2 - 1,02X_2^2 - \\ - 2,08X_3^2 - 1,18X_4^2;$$

в) в нормализованном состоянии:

$$y_6 = 60,9 + 0,39X_1 + 0,47X_2 - 2,26X_3 - 1,72X_4 - 0,40X_1X_2 - \\ - 0,21X_1X_3 + 0,39X_1X_4 + 1,32X_2X_3 - 0,44X_3X_4 - 1,38X_1^2 - \\ - 1,80X_2^2 - 1,69X_3^2 - 1,16X_4^2.$$

Коррозия

а) в 10% растворе HNO_3 ; г/м² сутки

$$y_7 = 4,78 + 0,25X_1 - 0,32X_2 + 0,19X_3 - 0,51X_4 + 0,29X_1X_3 + \\ + 0,12X_1X_4 + 0,18X_2X_3 + 0,33X_2X_4 + 0,29X_3X_4 + 0,51X_1^2 + \\ + 0,15X_2^2 + 0,14X_3^2 + 0,34X_4^2;$$

б) в 10% растворе H_2SO_4 :

$$y_8 = 2,60 + 0,39X_1 + 0,39X_2 - 0,24X_3 - 0,19X_4 - 0,15X_1X_2 + \\ + 0,26X_1X_3 + 0,26X_1X_4 - 0,12X_2X_3 + 0,12X_2X_4 + 0,12X_3X_4 + \\ + 0,28X_3X_4 + 0,10X_1^2 + 0,13X_2^2 + 0,16X_4^2.$$

Предел прочности в отожженном состоянии,

кг/мм²

$$Y_9 = 35,4 - 1,2X_1 - 0,7X_2 + 2,5X_3 + 0,8X_4 - 1,06X_1X_2 - \\ - 1,33X_2X_3 - 2,76X_2X_4 + 0,80X_3X_4 + 0,50X_1 + 0,90X_2 + \\ + 0,65X_3 + 0,45X_4.$$

Для вычисления исследуемых параметров значения факторов в уравнения подставляются в кодированном виде и определяются как частное от деления разности между натуральным значением фактора и основным уровнем на интервал варьирования.

Анализ полученных моделей показывает, что в исследованном интервале углерод и хром повышают твердость и износостойкость сплавов, снижая при этом прочность и коррозионную стойкость. Это связано с выделением большого количества карбидов хрома, формирующихся при высоком содержании углерода в виде игл. Увеличение содержания марганца и никеля в сплаве приводит к снижению твердости и износостойкости и некоторому увеличению прочности и коррозионной стойкости. Это связано с появлением в структуре остаточного аустенита, стабилизированного высоким содержанием никеля и марганца. Заметное влияние никеля на коррозионную стойкость проявляется лишь при испытании в сильно агрессивных средах, таких как 10%-ные растворы серной, соляной и азотной кислот. В слабоагрессивных средах (растворы HCl, NaOH) заметной разницы в стойкости сплавов с высоким (3,5%) и низким (0,5%) содержанием никеля нами не обнаружено. В связи с тем, что никель снижает твердость высокохромистых чугунов, их износостойкость затрудняет регулирование свойств термической обработкой. Значительный интерес представляет вопрос о целесообразности наличия никеля в сплаве ИЧХ28Н2, широко распространенном для изготовления проточной части насосов, перекачивающих гидроабразивные взвеси. Учет этого фактора тем более важен, что некоторая потеря прочности при снижении содержания никеля может быть компенсирована микролегированием сплава силикокальцием [3]. С этой целью нами были получены сплавы, соответствующие по составу ИЧХ28, но с различным содержанием никеля (от 0 до 2,5%) и исследована их жидкотекучесть, ударная вязкость и твердость после различных видов термической обработки (немодифицированных и модифицированных 0,20% силикокальция). Результаты проведенных исследований показаны на рис. 1 - 3.

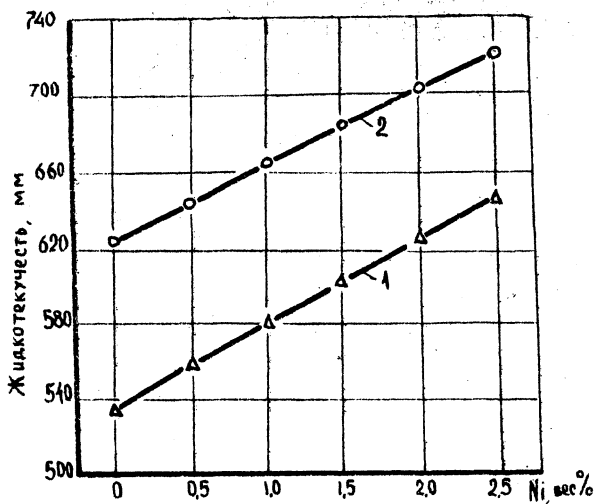


Рис. 1. Влияние содержания никеля на жидкотекучесть сплава ИЧХ28 немикрولهгированного (1) и микрولهгированного 0,20% силикокальция (2)

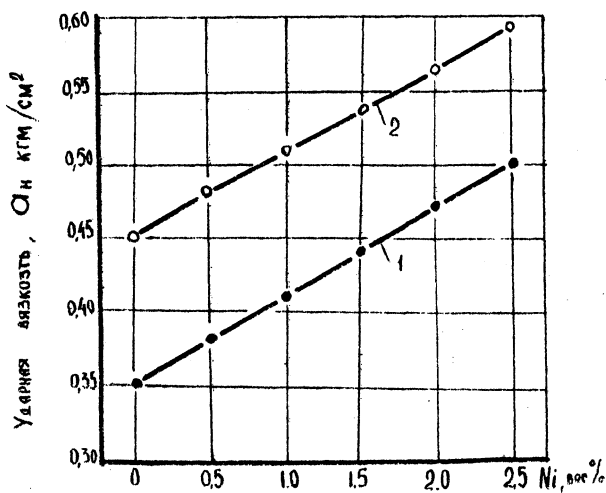


Рис. 2. Влияние содержания никеля на ударную вязкость сплава ИЧХ28 немикрولهгированного (1) и микрولهгированного 0,20% силикокальция (2)

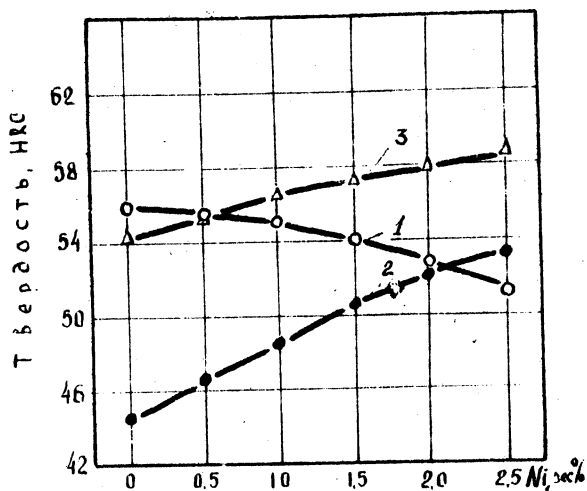


Рис. 3. Влияние содержания никеля на твердость сплава ИЧХ28:
 1 - литой; 2 - отжиг 950°C; 3 - нормализация с 950°C

Анализ приведенных зависимостей подтверждает возможность снижения дорогого и дефицитного никеля в сплаве ИЧХ28Н2 введением в технологию его приготовления технологически простой операции микролегирования силикокальцием в количестве 0,20% от веса расплава.

Л и т е р а т у р а

1. Гарбер М.Е. Отливки из белых износостойких чугунов. М., "Машиностроение", 1972. 2. Новик Ф.С. Математические методы планирования экспериментов в металловедении. Раздел П. М., МИСИС, 1972. 3. Худокормов Д.Ч. и др. Влияние микролегующих добавок на структуру и гидроабразивную стойкость сплава ИЧХ28Н2 (настоящий сборник).

А.М. Галушко, С.Н. Леках,
Г.В. Довнар, Б.М. Немененок,
В.И. Толах

ИССЛЕДОВАНИЕ РЕЖИМОВ СТАРЕНИЯ СПЛАВА АЛ4 С ДОБАВКАМИ ВТОРИЧНЫХ ШИХТОВЫХ МАТЕРИАЛОВ

Применение вторичных шихтовых материалов для производства отливок из алюминиевого сплава марки АЛ4 вызывает некоторое изменение его химического состава, в частности, в силумине возрастает содержание железа и меди. Медь и магний – основные элементы, упрочняющие алюминиевые сплавы системы алюминий – кремний в процессе термической обработки /1, 2/. Согласно диаграмм состояния систем Al – Si – Mg, Al – Si – Cu и Al – Si – Mg – Cu в кремниевых силуминах могут образовываться соединения Mg_2Si и $CuAl_2$, а также более сложные фазы типа $W(Al_xMg_5Si_4Cu_4)$, которые являются эффективными упрочнителями твердого раствора на основе алюминия /1/. Вместе с тем в алюминиевых сплавах при повышенном содержании железа следует ожидать появления фазы Cu_2Al_7Fe , обладающей низкой растворимостью в твердом растворе при нагреве сплава под закалку /1, 2/.

Указанные изменения структуры сплавов должны оказывать существенное влияние на процесс искусственного старения, во многом определяющего прочностные и особенно пластические свойства сплавов.

Для установления оптимального режима старения сплава АЛ4 с добавкой 10%-ного вторичного сплава АК9 кокильные стандартные образцы с диаметром рабочей части 12 мм подвергались закалке ($535^{\circ}C$, выдержка 3 часа) и искусственному старению при различных температурах ($160-190^{\circ}C$). С увеличением времени выдержки во всем интервале изучаемых температур наблюдается рост твердости и прочности. Полученная закономерность свидетельствует о наличии процесса выделения дисперсных упрочняющих фаз. Однако время выдержки, при котором достигается максимальная прочность и твердость сплава, зависит от температуры старения. Так, при температурах 160, 175 и $190^{\circ}C$ изотермические выдержки составляют соответственно 14, 9 и 8 часов. Наиболее благоприятное сочетание свойств наблюдается в результате обработки образцов при температуре $175^{\circ}C$ в течение 8–10 часов. Ускорение режима старения путем повышения температуры процесса до $190^{\circ}C$ не является эффективным, так как при этом понижаются прочностные

и пластические свойства.

Установлено /1/, что двухступенчатый режим старения обеспечивает создание оптимальной тонкой структуры α - твердого раствора по сравнению со структурой, образованной при стандартной (175^oC в течение 10 часов) термической обработке. Исследования /1/ показали, что предварительный высокотемпературный нагрев до 200-300^oC способствует образованию в течение 5-60 мин ЗГП с высокой степенью плотности. Кроме ЗГП, наблюдается возникновение большого количества элементов метастабильной β' - фазы.

В исследованиях ставилась задача по разработке двухступенчатого сокращенного режима старения для термообработки отливок из сплава АЛ4, приготовленного с применением вторичных шихтовых материалов. Решение ее осуществлялось методом математического планирования экспериментов. В качестве независимых переменных факторов, влияющих на свойства сплава, были выбраны:

- X_1 - температура предварительного нагрева, ^oC (t);
- X_2 - продолжительность предварительного нагрева, мин (τ_1);
- X_3 - продолжительность второй стадии старения при 175^oC, час (τ_2).

В качестве параметров оптимизации принимались следующие величины:

- Y_1 - предел прочности при растяжении (σ_B , кг/мм²);
- Y_2 - твердость (НВ, кг/мм²);
- Y_3 - относительное удлинение (δ , %).

Была реализована матрица полного факторного эксперимента плана 2³ (табл. 1).

Таблица 1. Матрица планирования экспериментов по оптимизации режима старения сплава АЛ4 с добавками вторичных шихтовых материалов

Условия проведения экспериментов	Факторы		
	t , ^o C	τ_1 , мин	τ_2 , час
Основной уровень	215	35	4,5
Интервал варьирования	25	25	2,5
Верхний уровень	240	60	7
Нижний уровень	190	10	2

Из экспериментальных данных получены следующие уравнения регрессии:

$$Y_1 = 27,6 - 0,6X_1 - 0,2X_3 - 0,6X_1 \cdot X_2 - 0,52X_1 \cdot X_3;$$

$$Y_2 = 84 - 5X_1 + 1,62X_3 + 1,4X_1 \cdot X_2;$$

$$Y_3 = 3,2 + 0,5X_1.$$

Анализ вышеприведенных уравнений показывает, что прочность и твердость статистически зависят от всех трех факторов ступенчатого режима старения. Относительное удлинение определяется в основном температурой предварительного перегрева.

Так как основным параметром оптимизации в изучаемом варианте является предел прочности при растяжении (Y_1), восхождение осуществляли по градиенту поверхности отклика данной функции. Результаты крутого восхождения позволили определить оптимальный вариант сокращенного ступенчатого режима старения. В табл. 2 показаны сравнительные характеристики оптимизированного и заводского режимов старения.

Таблица 2. Характеристика оптимизированного и заводского режимов старения

Режим старения	1-я стадия		2-я стадия		Общая продолжительность процесса, час	Механические свойства		
	t, °C	τ , мин	t, °C	τ , час		$\sigma_{в2}$, кг/мм ²	НВ, кг/мм ²	δ , %
Оптимизированный	200	45	175	3	3,75	29,5	92	3,4
Заводской	-	-	175	8-10	8-10	29,8	92	3,0

Сравнение механических свойств отливок из сплава АЛ4, термообработанных по заводскому одноступенчатому и сокращенному двухстадийному режимам старения, показывает, что разработанный режим обеспечивает получение равноценной прочности и твердости отливок и более высокой пластичности при сокращении продолжительности процесса в два раза.

Л и т е р а т у р а

1. Колобнев И.Ф. Термическая обработка алюминиевых сплавов. М., "Металлургия", 1966. 2. Лейбов Ю.М., Базилевский В.М. Влияние меди и железа на эффективность тер-

мической обработки литейного алюминиевого сплава АД-9В. В сб.: "Металлургия вторичных цветных металлов и сплавов", с. 75-81, М., "Металлургия", 1972.

А.М. Галушко, О.М. Неросли-зский,
В.С. Очеретяный, Ю.В. Маркаров,
О.А. Тиханович

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ МЕТОДА МАТЕМАТИЧЕСКОЙ СТАТИСТИКИ ДЛЯ УЛУЧШЕНИЯ СВОЙСТВ СПЛАВА АЛ4

В работе сделана попытка оценить взаимосвязь химического состава и механических свойств термообработанного по режиму Т8 сплава АЛ4 при литье в кокиль. Корреляционный и регрессионный статистический анализ 1200 плавок, проведенных за 1972-1973 годы, производился с помощью ЭВМ "Минск-22". Оценивалась связь предела прочности при растяжении (σ , кг/мм²), относительного удлинения (δ , %) и твердости (НВ, кг/мм²) с процентным содержанием в сплаве магния, кремния, марганца, железа и меди.

Уравнение регрессии, описывающее связь механических свойств (Y) и химического состава (X), получено в виде многочлена Маклорена:

$$Y = A + \sum A_i X_i + \sum A_{ij} X_i X_j + \sum A_k X_i^2 + \dots$$

Члены уравнения порядка выше второго были незначимы и отбрасывались. Правдоподобность полученных уравнений проверялась по критерию Пирсона при уровне значимости 0,05. Неизвестные коэффициенты находились методом наименьших квадратов. Затем рассчитывалась стандартная ошибка и коэффициенты частной и множественной корреляции.

Уравнения регрессии имеют следующий вид:

$$\begin{aligned} \sigma = & 24,05 - 1,06\text{Si} - 16,74\text{Mg} + 28,39\text{Fe} - 8,42\text{Mn} - 9,57\text{Cu} + \\ & + 2,94\text{MgSi} - 0,77\text{SiFe} + 0,54\text{SiMn} + 0,51\text{SiCu} - 18,82\text{MgFe} + \\ & + 17,91\text{MgMn} + 22,88\text{MgCu} - 16,91\text{FeMn} - 3,44\text{FeCu} + \\ & + 9,73\text{MnCu} + 0,06\text{Si}^2 - 5,82\text{Mg}^2 - 7,76\text{Fe}^2 + 7,57\text{Mn}^2 - 3\text{Cu}^2. \end{aligned}$$

$$\begin{aligned} \delta = & 6,17 - 0,02\text{Si} + 8,22\text{Mg} + 6,46\text{Fe} - 21,49\text{Mn} - 18,19\text{Cu} - \\ & - 2,77\text{MgSi} - 0,05\text{SiFe} + 1,27\text{SiMn} + 0,45\text{SiCu} - 5,14\text{MgFe} + \\ & + 1,27\text{MgMn} + 15,03\text{MgCu} + 3,92\text{FeMn} + 6,87\text{FeCu} - \end{aligned}$$

$$-0,47\text{MnCu} + 0,04\text{Si}^2 + 19,99\text{Mg}^2 - 1,76\text{Fe}^2 + 7,44\text{Mn}^2 + 8,9\text{Cu}^2.$$

$$\begin{aligned} \text{HB} = & 62,74 - 0,93\text{Si} - 64,9\text{Mg} + 26,25\text{Fe} + 89,28\text{Mn} + \\ & + 70,46\text{Cu} + 16,55\text{SiMg} + 3,1\text{SiFe} - 4,92\text{SiMn} - 3,65\text{SiCu} - \\ & - 69,96\text{MgFe} - 6,2\text{MgMn} + 33,94\text{MgCu} - 58,43\text{FeMn} - \\ & - 47,59\text{FeCu} + 9,84\text{MnCu} - 0,01\text{Si}^2 - 52,5\text{Mg}^2 - 9,0\text{Fe}^2 - \\ & - 15,56\text{Mn}^2 - 3,55\text{Cu}^2. \end{aligned}$$

Полученные аналитические уравнения позволяют не только с достаточно высокой точностью прогнозировать механические свойства сплава АЛ4, но и определяют пути их повышения в зависимости от выбора целевой функции. На основании статистической обработки экспериментальных данных построены графические срезы регрессионных уравнений прочности, твердости и пластичности.

На прочность сплава АЛ4 большое влияние оказывают кремний, марганец, железо и медь. При этом обнаружено, что характер влияния того или иного элемента определяется соотношением остальных компонентов. На рис. 1 показан графический

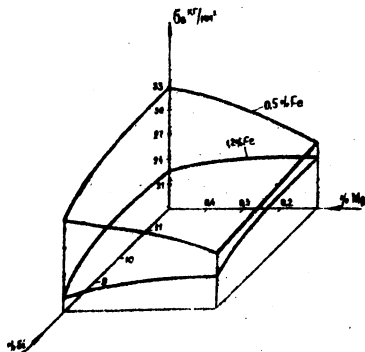


Рис. 1. Влияние кремния, магния и железа на прочность сплава АЛ4 при содержании 0,1% меди и 0,4% марганца

срез уравнения прочности при концентрации в сплаве 0,1% меди и 0,4% марганца. Видно, что железо оказывает вредное влияние на прочность сплава, особенно при повышенном содержании магния и кремния. Наиболее высокие значения прочности обнаруживаются в чистых по железу сплавах, содержащих 10–11% кремния и 0,4–0,5% магния.

Медь в сплаве АЛ4 относится к примесям и содержание ее регламентировано ГОСТом до 0,3%. Анализ уравнения прочности показывает, что увеличение содержания меди до 1,5–2,0% способствует повышению прочности силуминов (рис. 2), осо-

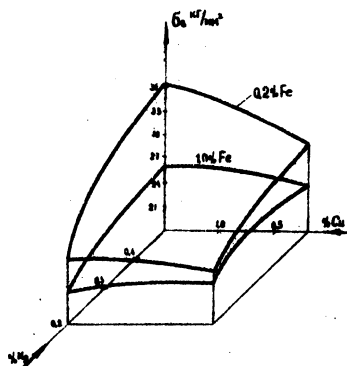


Рис. 2. Влияние магния, меди и железа на прочность сплава АЛ4 при содержании 0,3% марганца и 10% кремния

бенно при высоком содержании магния (0,3–0,5%). Графический срез уравнения, приведенный на рис. 2, соответствует содержанию в сплаве 0,3% марганца и 10% кремния.

Относительное удлинение сплава АЛ4 колеблется в значительных пределах и является чувствительным свойством к его химическому составу, особенно к содержанию железа, магния, марганца и кремния.

На рис. 3 представлена зависимость относительного удлинения сплава АЛ4 от концентрации кремния, железа и марган-

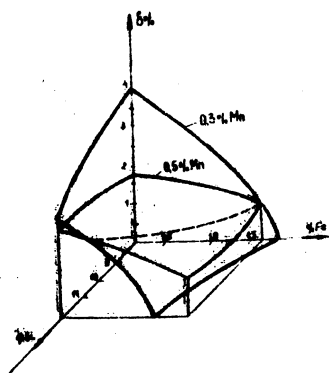


Рис. 3. Влияние кремния, железа и марганца на относительное удлинение сплава АЛ4 при содержании в нем 0,1% меди и 0,3% магния

ца ($Cu = 0,1\%$, $Mg = 0,3\%$). Железо оказывает отрицательное влияние на пластичность сплава, особенно при повышенном содержании кремния, т.е. в области β -фазы. Марганец повышает относительное удлинение в данной области, однако отрицательно сказывается в низколегированных силуминах.

Совместное увеличение концентрации магния и меди оказывает положительное влияние на твердость силуминов.

Определение влияния меди на механические свойства сплава АЛ4 производилось на опытных плавках в условиях Минского моторного завода. В качестве медесодержащего вещества использовался вторичный сплав АЛ10В, количество меди в котором составляет 6-8%. Результаты плавки представлены на рис. 4. Добавки вторичного сплава повышают прочность и твердость сплава АЛ4 в результате легирования последнего медью.

Однако оптимальным вариантом следует считать 10-15%-ную замену первичного шихтового материала вторичным. Это обусловлено значительным снижением пластичности сплава АЛ4 при дальнейшем увеличении добавки сплава АЛ10В.

Таким образом, проведенный статистический анализ механических свойств сплава АЛ4 позволил получить необходимые

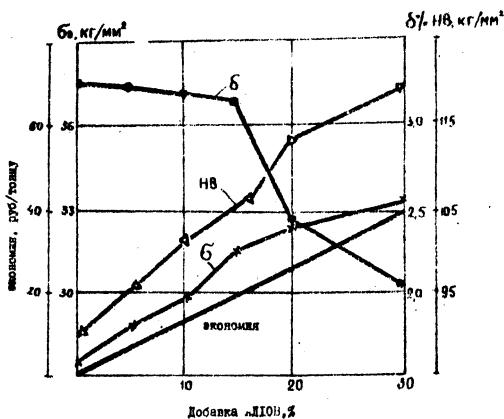


Рис. 4. Влияние добавок вторичного сплава АЛ10В на механические свойства сплава АЛ4

уравнения, на основании которых установлена возможность частичной замены первичных шихтовых материалов вторичными без ухудшения свойств отливок.

А.М. Лазаренков

ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ ОТЛИВОК ПРИ ЛИТЬЕ ПО ГАЗИФИЦИРУЕМЫМ МОДЕЛЯМ

Формирование отливок при литье по газифицируемым моделям происходит в результате сложных химико-физических процессов деструкции пенополистироловой модели и взаимодействия продуктов деструкции с металлом в периоды его заливки, кристаллизации и охлаждения в форме.

Влияние продуктов деструкции модели на структуру отливок из стали и чугуна исследовали на образцах-теплетях, вырезаемых из верхней, средней и нижней частей охлажденных отливок. Приготовленные шлифы после травления изучали на микроскопе МИМ-8М при 100- и 200-кратном увеличении. Характер-

ные участки микроструктуры отливок снимали на фотопластины. Изменение структуры от поверхности отливки к центру сопоставляли с данными химического анализа, уделяя особое внимание ширине обезуглероженной и науглероженной зон, так как измерение величины зоны при помощи микроскопа дает более точные данные, чем при снятии стружки металла на определенную глубину.

Исследование микроструктуры поверхностных слоев стальных отливок с толщиной стенки 20 мм, полученных по моделям из пенополистирола, показало, что на глубине до 1,0–1,5 мм от поверхности имеется зона повышенного содержания углерода. С увеличением толщины отливки до 40 мм глубина этой зоны возрастает до 2,5–4,0 мм, что объясняется более длительным пребыванием отливки в жидком состоянии, а значит и большим временем диффузии углерода от поверхностных, более науглероженных слоев к центру. В тонкостенных отливках науглероженная зона составляет 0,5–1,0 мм (толщина стенки 10 мм), так как диффузионные процессы существуют незначительное время в связи с быстрым охлаждением отливки, особенно с поверхности, контактирующей с жидкой фазой продуктов разложения модели, которая скапливается на границе металл–форма.

На отливках из стали 45Л на глубине до 1 мм структура металла чисто перлитная с твердостью HB 216; на глубине 2,5 мм она переходит в перлито–ферритную с ферритом, расположенным в виде тонкой разорванной сетки по границам зерен перлита при твердости HB 203. В центральной части отливки структура перлито–ферритная; феррит расположен по границам перлитных зерен в виде сплошной сетки при твердости HB 185, что характерно для структуры центральной части контрольной отливки. Исследование структуры на отливках из стали 45Л выявил обезуглероженный слой на глубине 0,2 мм от поверхности, состоящий из феррита и небольшого количества перлита при твердости HB 156. Появление обезуглероженной зоны в поверхностном слое свидетельствует о том, что взаимодействие продуктов деструкции пенополистирола с отливкой заканчивается при высоких температурах; это и приводит к смене восстановительной атмосферы в форме окислительной. Глубина обезуглероженного слоя возрастает при повышении температуры заливаемого расплава и достигает 0,3–0,4 мм при 1600°С. Толщина стенки отливки также оказывает влияние на обезуглероживание поверхности. Так, на отливках с толщиной стенки 40 мм глубина этого слоя составляет 0,5 мм, а на 10 мм обезуглероживание отсутствует.

Анализ структуры отливок из стали ЮЛ показывает, что в их центральной части находится феррито-перлитная структура с некоторым увеличением перлита в отливке, полученной по пенно-модели. Это свидетельствует о том, что степень науглероживания от продуктов деструкции пенополистирола выше при заливке форм расплавом с меньшим исходным содержанием углерода.

В микроструктуре отливок из стали УЮЛ, полученных по моделям из пенополистирола, заметных отклонений от контрольных как в центральной части, так и в поверхностных слоях не было обнаружено. Это объясняется высокой концентрацией углерода в заливаемом металле, замедляющей его растворимость в жидком расплаве.

Исследование макроструктуры на темплетях из отливок после травления показало, что науглероживание поверхности происходит неравномерно; науглероженные участки чередуются с ненауглероженными, причем глубина науглероживания отдельных участков различная и составляет 1-4 мм.

Как правило, нижние по заливке поверхности не имеют зон науглероживания; на боковых поверхностях эти зоны носят очаговый характер, а верхние имеют почти сплошной науглероженный слой. Из этого следует, что основным источником углерода являются продукты разложения жидкой фазы, образующейся при деструкции пенополистирола. Обеспечение течения металла в полости формы со скоростью, соответствующей оптимальной скорости разложения пенополистирола, может значительно уменьшить науглероживание поверхности стальных отливок.

Микроструктура отливок из чугуна СЧ 21-40, залитых в формы с пеномоделью и в полую, отличаются незначительным изменением формы графита.

Таким образом, при получении стальных отливок методом литья по газифицируемым моделям необходимо учитывать (особенно при изготовлении малоуглеродистых отливок) изменения в структуре для получения требуемых свойств металла.

В.И. Тутов, А.А. Офенгенден,
М.С. Подольский.

СРАВНЕНИЕ МЕТОДОВ РАСЧЕТА ЗАТВЕРДЕВАНИЯ СЛИТКОВ НЕПРЕРЫВНОГО ЛИТЬЯ

Данная работа посвящена разработке методики расчета затвердевания плоских и круглых слитков при непрерывном литье,

учитывающей влияние газового зазора между слитком и кристаллизатором на теплоотвод от слитка на основе упрощенной физической модели реального процесса затвердевания.

Контакт слитка с кристаллизатором делится на зону плотного (или частичного) контакта, где коэффициент теплопередачи α_1 имеет постоянное значение α_0 и зону газового зазора, когда величина α_1 изменяется. Причиной образования зазора считается термическая усадка твердой корки, термическим расширением кристаллизатора пренебрегается.

Безразмерная толщина корки δ'_3 , при которой возникает сплошной газовый зазор между слитком и кристаллизатором, определяется по формуле работы [1/

$$\sigma'_B(t_{cp}) = \frac{\gamma' H'}{\delta} \quad (1)$$

где $\sigma'_B(t_{cp})$ - временный предел прочности корки при средней температуре t_{cp} ; $\gamma' H'$ - металлостатический напор.

Решение уравнения (1) при условии линейной зависимости σ'_B от t_{cp} имеет вид:

$$\delta'_3 = \frac{\gamma_0}{2} + \sqrt{\frac{n\gamma_0}{Bi_0} + \frac{\gamma_0^2}{4}} \quad (2)$$

$$\gamma_0 = (n+1) \frac{\gamma' H'}{\sigma'_B(t_0)} \cdot \frac{t_{кр} - t_0}{t_{кр} - t_c}$$

где Bi_0 - критерий Био интенсивности охлаждения слитка в зоне формирования корки; n - коэффициент параболичности температурной кривой в сечении корки; t_0 - температура, соответствующая точке перегиба на графиках $\sigma'_B - t_{cp}$; $t_{кр}$ и t_c - температура кристаллизации и охладителя.

Подставляя δ'_3 в формулу для вычисления времени затвердевания [1/], определяем безразмерное время возникновения зоны газового зазора Fo_3 .

В зоне зазора кинетика нарастания корки определяется по уравнению

$$Fo - Fo_3 = \left(1 + \frac{1}{n+1}\right) \int_{\delta'_3}^{\delta} \frac{d\delta}{Bi_1} + \frac{1}{2n} \left(1 + \frac{1}{n+1}\right) (\delta^2 - \delta_3^2) - \frac{n}{n+1} \int_{\delta'_3}^{\delta} \frac{1}{\delta + \frac{n}{Bi_1}} \frac{d\delta}{Bi_1^2} \quad (3)$$

Как видно из уравнения, при $Bi_1 = \text{const}$ получается решение в форме А.Г. Вейника. Изменение критерия интенсивности охлаждения корки в зоне зазора Bi_1 учтем следующим образом. Величина зазора X в произвольном сечении определяется по формуле работы /1/

$$\frac{X}{X_1} = \alpha_m [t_{cp}(\delta_3) - t_{cp}(\delta)], \quad (4)$$

где α_m - коэффициент линейного расширения корки, X_1 - половина толщины плоского или радиус круглого слитка.

Изменение критерия Био по длине лунки можно записать в виде

$$\frac{1}{Bi_1} = \frac{1}{Bi_0} + \frac{\lambda_1}{\lambda_3} \cdot \frac{X}{X_1}, \quad (5)$$

где λ_1 и λ_3 - коэффициенты теплопроводности твердой корки и вещества зазора соответственно.

С учетом формулы для $t_{cp}(\delta)$ /1/, получаем решение для величины зазора в виде

$$\frac{X}{X_1} = \sqrt{\frac{a_1^2}{4} + a_2} - \frac{a_1}{2}$$

$$a_1 = \frac{\lambda_3}{\lambda_1} \left(\frac{\delta}{n} + \frac{1}{Bi_0} \right) + \alpha_m [t_{кр} - t_{cp}(\delta_3)] \quad (6)$$

$$a_2 = \frac{\lambda_3}{\lambda_1} \left(\frac{\delta}{n} + \frac{1}{Bi_0} \right) \alpha_m [t_{cp}(\delta_3) - t_{cp}^0(\delta)],$$

где $t_{cp}^0(\delta)$ определяется из работы /1/ при $Bi_1 = Bi_0$.

Подставляя это решение в уравнение (5) получаем изменение критерия Био по длине лунки, а из уравнения (3) - длительность затвердевания слитка. Таким образом, можно теоретическим путем рассчитывать профиль лунки непрерывного слитка.

Для сопоставления различных методов расчета с экспериментом были выбраны данные работы /2, с.83/ по литью плоских алюминиевых слитков сечением 202x951 мм со скоростью 6,3 м/ч в дюралюминиевый кристаллизатор, поскольку автором указаны все необходимые для расчета теплофизические параметры. Кроме приведенных автором параметров, нами ис-

пользованы следующие величины: $t_0 = 645^\circ\text{C}$, $\sigma_B(t_0) = 20000 \text{ кг/м}^2$, $n = 1$, $\lambda_3 = 0,0469 \text{ ккал/м.час}^\circ\text{C}$, $\alpha_m = 31,3 \cdot 10^{-6} \text{ град}^{-1}$. Термическое сопротивление Z_K при плотном контакте в зоне формирования корки равно нулю и $Bi_0 = 0,50$; при частичном контакте $Z_K = 311,5 \cdot 10^{-6} \text{ м}^2 \text{ ч}^\circ\text{C/ккал}$ и $Bi_0 = 0,32$.

На рис. 1 показано изменение коэффициента теплопередачи от слитка к охладителю по зоне лунки, рассчитанное по разным методикам. Кривая 5 убывает слишком быстро, что объясняется выбором для коэффициента K величины теоретической усадки сплава. Можно показать, что при выборе величины K по экспериментальным данным, кривая 5 пройдет между кривыми 1 и 2.

На рис. 2 показан профиль лунки плоского слитка, полученный по различным методикам. Кривая 1 построена по экспериментальным данным /2/. Кривая 2 получена по методике А.И. Вейника /2/, $Bi_1 = 0,179$. Кривая 3 получена по методу А.А. Рыжикова и Г.И. Тимофеева /4/, $Bi_1 = 0,382$, $K = 0,02$. Кривая 4 построена по закону "квадратного корня", значение $\beta = 27,1 \text{ мм/мин}^{0,5}$ подобрано по методу наименьших квадратов. Кривые 5, 6 получены по уравнению (3) при $Bi_1 = 0,32$ и $0,5$ соответственно. Для упрощения вычисления интегралов по методу Симпсона расчеты проводились на ЭВМ "Наири-2". Кривые 7, 8 и 9 построены по методикам I. Savage /5/ для плотного контакта и частичного контакта ($q_{01} = 752490 \text{ ккал/м}^2 \text{ ч}$; $q_{02} = 490906 \text{ ккал/м}^2 \text{ ч}$), причем в первом случае величина q_{01} выбиралась при $Bi_0 = 0,32$, а во втором - по методу наименьших квадратов. Кривая 10 получена по методу А.Н. Тихонова и Е.Г. Швидковского /3/, $Bi_1 = 0,2$, $\eta = 1$.

Как видно из рис. 2, наилучшее совпадение с экспериментом дает кривая 4, построенная по закону "квадратного корня". Недостаток его в том, что значение коэффициента затвердевания нужно выбирать из эксперимента. Кривая 5 проходит ниже кривой 1 в области $0 < \delta < 0,19$, что объясняется неучтенным осевым теплопереносом в слитке, а в области $0,19 < \delta < 0,29$ выше кривой 1, что объясняется неучтенным термическим расширением кристаллизатора. Тем не менее, полученная теоретическим путем (кривая 5) толщина корки на выходе из кристаллизатора ($\delta_B = 0,29$) достаточно хорошо согласуется с экспериментальным значением $\delta_B = 0,26$.

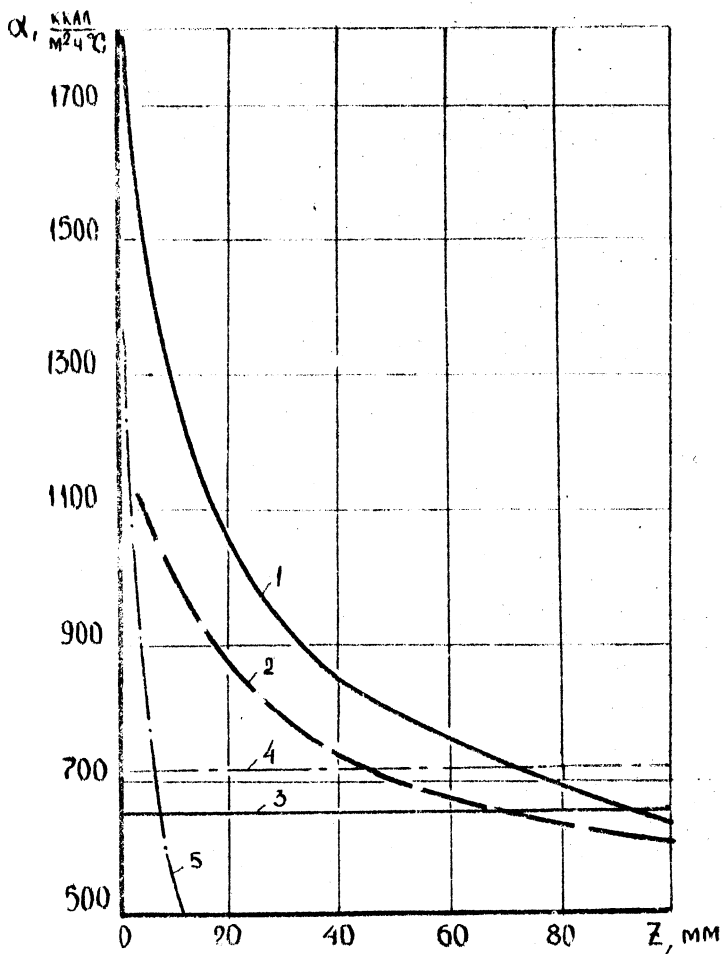


Рис. 1. Изменение коэффициента теплопередачи по длине лунки жидкого металла.
 1,2 - предлагаемые методы расчета при $Bi_0 = 0,50$ и $0,32$; 3 - метод А.Р. Вейника /2/ при $Bi_1 = 0,179$; 4 - метод А.Н. Тихонова и Е.Г. Швидковского /3/ при $Bi_1 = 0,2$, $\eta = 1$; 5 - метод А.А. Рыжикова и Г.И. Тимофеева /4/ при $Bi_0 = 0,382$, $k = 0,02$.

При повышении скорости литья или при литье малотеплопроводных материалов погрешность предложенного метода должна уменьшаться. Кривая 6 проходит вблизи кривой 1 в области $0 < \delta < 0,15$, а затем уходит круто вверх, что вызвано пренебрежением влияния зазора на теплообмен.

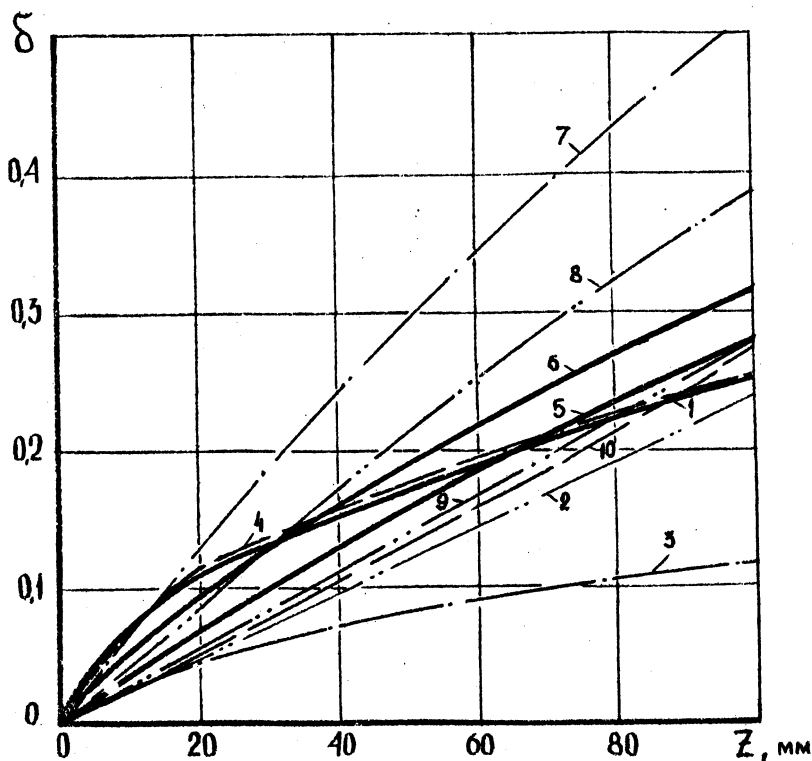


Рис. 2. Профиль лунки плоского слитка

6 — безразмерная толщина корки.

1 — эксперимент; 2 — метод расчета А.И. Вейника; 3 — метод А.А. Рыжикова и Г.И. Тимофеева; 4 — закон "квадратного корня"; 5, 6 — предлагаемые методы; 7, 8, 9 — методы I. Savage/5/; 10 — метод А.Н. Тихонова и Е.Г. Швидковского.

Л и т е р а т у р а

1. Вейник А.И. Теория затвердевания отливки. М., Машгиз, 1960. 2. Вейник А.И. Теория особых видов литья. М., Машгиз, 1958. 3. Тихонов А.Н., Швидковский Е.Г. ЖТФ, г. ХУП, вып. 2, 1947. 4. Рыжиков А.А., Тимофеев Г.И. Сб.: "Взаимодействие литейной формы и отливки", М., АН СССР, 1962, с.22-24. 5. Savage I. I. Iron and Steel Institute, 1962, v. 200. N 1, p. 41-47.

В.Ф. Бевза, Е.И. Марукович,
Н.А. Сенькин

УПРАВЛЕНИЕ ПРОЦЕССОМ ОХЛАЖДЕНИЯ НЕПРЕРЫВНОЙ ОТЛИВКИ С ПОМОЩЬЮ ЭКРАНОВ

Из теории теплопередачи известно, что установка плоского экрана параллельно какой-либо поверхности уменьшает в стационарном режиме тепловой поток в два раза. При этом имеется в виду, что экран не имеет термического сопротивления, а его теплофизические характеристики такие же, как у излучающей поверхности. Если же теплопроводность материала экрана и коэффициент лучеиспускания меньше, чем у поверхности непрерывной чугуновой отливки, то скорость охлаждения можно изменить в несколько раз.

Рассмотрим теплообмен между двумя цилиндрическими поверхностями - полый чугуновой отливкой и тонким алюминиевым экраном. Термическим сопротивлением стенки экрана и его теплоаккумулирующей способностью можно пренебречь.

Тепловой поток между поверхностью трубы и экраном определяется по формуле:

$$q_2 = c \cdot \left[\left(\frac{T_{II}}{100} \right)^4 - \left(\frac{T_{Э}}{100} \right)^4 \right] + \alpha c_2 \cdot \left(\frac{T_{II} - T_{Э}}{2} \right), \quad (1)$$

где T_{II} и $T_{Э}$ - соответственно температура поверхности отливки и экрана; αc_2 - коэффициент теплоотдачи соприкосновения; c - приведенный коэффициент лучеиспускания системы отливка-экран.

Тепловой поток на наружной поверхности экрана равен

$$q_3 = \left\{ c_3 \cdot \left[\left(\frac{T_{Э}}{100} \right)^4 - \left(\frac{T_c}{100} \right)^4 \right] + \alpha c_3 \cdot (T_{Э} - T_c) \right\} \cdot \frac{F_3}{F_1}, \quad (2)$$

где c_3 - коэффициент лучеиспускания поверхности экрана; T_c - температура среды; αc_3 - коэффициент теплоотдачи соприкосновением; F_1 и F_3 - соответственно площадь поверхности отливки и экрана.

Зависимость температуры экрана от температуры поверхности отливки определяется из совместного решения уравнений (1) и (2). Решаются эти уравнения графическим методом. Если пренебречь конвекцией в зазоре между отливкой и экраном, то связь между температурами поверхностей экрана и отливки описывается уравнением:

$$T_{\text{п}} = 100 \sqrt{\left(1 + \frac{c_3}{c} \frac{F_3}{F_1}\right) \left(\frac{T_{\text{э}}}{100}\right)^4 + \frac{F_3}{c F_1} \left[\alpha c_3 (T_{\text{э}} - T_c) - c_3 \left(\frac{T_c}{100}\right)^4\right]} \quad (3)$$

При анализе процесса охлаждения отливки действие экрана можно заменить эффективным термическим сопротивлением на ее поверхности $1/\alpha_{\text{эф}}$.

Составим уравнение теплового баланса для поверхности отливки и экрана

$$Q = \alpha_{\text{эф}} (T_{\text{п}} - T_c) F_1 = \alpha_3 (T_{\text{э}} - T_c) F_3, \quad (4)$$

где α_3 - коэффициент теплоотдачи на наружной поверхности экрана:

$$\alpha_3 = \frac{c_3 \left[\left(\frac{T_{\text{э}}}{100}\right)^4 - \left(\frac{T_c}{100}\right)^4 \right]}{T_{\text{э}} - T_c} + \alpha c_3; \quad (5)$$

$\alpha_{\text{эф}}$ - эффективный коэффициент теплоотдачи на поверхности трубы, учитывающий сопротивление экрана:

$$\alpha_{\text{эф}} = \alpha_3 \frac{T_{\text{э}} - T_c}{T_{\text{п}} - T_c} \cdot \frac{F_3}{F_1}. \quad (6)$$

Температуру внешней поверхности экрана и тепловой поток можно многократно уменьшить, если покрыть внутреннюю поверхность экрана малотеплопроводной футеровкой, например, асбестовым листом. В этом случае величина теплового потока между поверхностью отливки и экраном равна:

$$q_2 = c \left[\left(\frac{T_{\text{п}}}{100}\right)^4 - \left(\frac{T_2}{100}\right)^4 \right] + \alpha c_2 \left(\frac{T_{\text{п}} - T_2}{2} \right), \quad (7)$$

где T_2 - температура внутренней поверхности экрана.

Тепловой поток на поверхности экрана:

$$q_3 = \frac{\lambda_{\text{э}}}{X_{\text{э}}} (T_2 - T_3) \cdot \frac{F_2 + F_3}{2F_1} \quad (8)$$

где F_2 - площадь внутренней поверхности экрана; $\lambda_{\text{э}}$ - теплопроводность футеровки экрана; $X_{\text{э}}$ - толщина футеровки.

Решая систему уравнений (2) и (8) относительно T_2 , получаем:

$$T_2 = T_3 + \frac{X_{\text{э}}}{\lambda_{\text{э}}} \left\{ c_3 \left[\left(\frac{T_3}{100} \right)^4 - \left(\frac{T_c}{100} \right)^4 \right] + \alpha C_3 (T_3 - T_c) \right\} \frac{2F_3}{F_2 + F_3} \quad (9)$$

Зависимость T_2 и T_3 от $T_{\text{п}}$ определяется из совместного решения (графическим методом) уравнений (7) и (8). Без учета конвекции в зазоре зависимость выражается формулой:

$$T_{\text{п}} = 100 \sqrt{\left(\frac{T_2}{100} \right)^4 + \frac{\lambda_{\text{э}}}{X_{\text{э}}} (T_2 - T_3) \frac{F_2 + F_3}{2F_1 c}} \quad ; \quad (10)$$

Полученные уравнения дают возможность проанализировать особенности теплообмена между непрерывной отливкой и экраном. Задаваясь одной из температур, можно определить величины тепловых потоков и распределение температуры во всей системе. Возможность регулирования величины теплового потока с поверхности отливки осуществляется в широких пределах за счет изменения толщины футеровки, ее теплопроводности, коэффициента лучеиспускания, расстояния между экраном и отливкой и длины экрана. Регулируемый отвод тепла можно осуществлять, снимая и одевая экран в любой необходимый для технологического процесса момент времени.

Л и т е р а т у р а

1. Анисович Г.А., Почанин Ю.С., Манакин А.И. Управление процессом затвердевания слитков в тонкостенных изложницах при помощи экранов. В сб.: "Охлаждение отливки" Минск, "Наука и техника", 1969.

В.А. Гринберг, В.Ф. Соболев,
В.В. Черевань, Г.И. Столярова,
А.Е. Дукач

ТЕМПЕРАТУРНОЕ ПОЛЕ ПЛОСКОГО КРИСТАЛЛИЗАТОРА ПРИ НЕПРЕРЫВНОМ ЛИТЬЕ

Формирование отливки происходит вследствие теплообмена между залитым металлом и формой; интенсивность отвода тепла определяет длительность процессов затвердевания. В кристаллизаторах установок непрерывного литья отвод тепла, выделяющегося при кристаллизации слитка, осуществляется через стенку рабочей пластины к охлаждающей воде.

Для выявления закономерности затвердевания отливки в процессе непрерывного литья использован метод экспериментального определения температурного поля кристаллизатора.

Изучение этого поля проводили на пластине (стенке кристаллизатора), рабочая плоскость которой имеет плоскую и ребристую поверхность (рис. 1). В пластину устанавливали

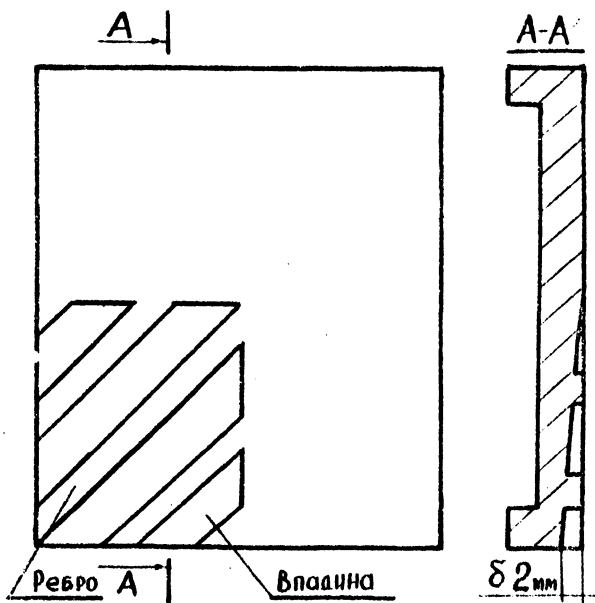


Рис. 1

хромель-алюмелевые термопары диаметром 0,2-0,5 мм. Рас-

пределение термопар (рис. 2) предусматривало измерение температуры в четырех поясах по высоте кристаллизатора. Установку и заделку термопар производили импульсной приваркой по следующей методике.

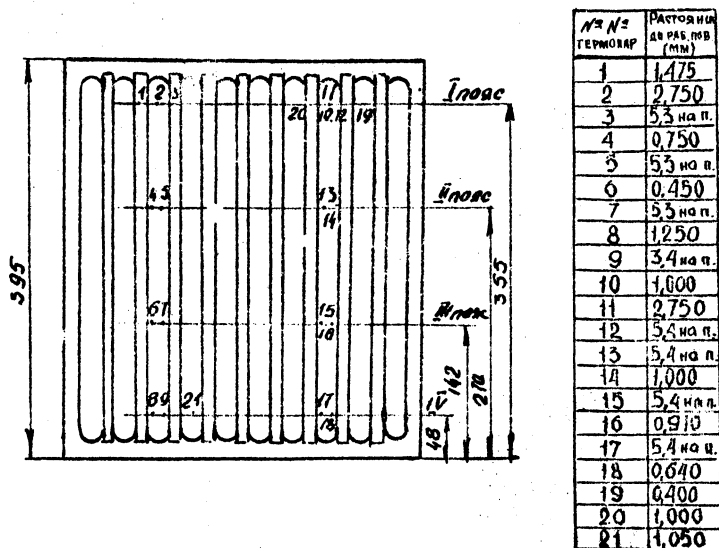


Рис. 2

В рабочей пластине на охлаждаемой стороне сверлили для каждой термопары на одинаковую глубину два глухих отверстия с расстоянием между центрами 3 мм. В отверстия вставляли кварцевую или керамическую трубку и конец термоэлектрода. Термоэлектрод и пластину подсоединяли к установке импульсной приварки. Плотнo прижимаемый к пластине конец термоэлектрода электрическим разрядом приваривался в месте контакта. После приварки термоэлектроды со стороны водоохлаждаемой поверхности кристаллизатора заливали эпоксидной смолой. Каждый термоэлектрод изолировали хлорвиниловой трубкой. Такой метод установки термопар обеспечил достаточную прочность крепления и стабильность их показаний. Показания термопар фиксировали на осциллографах Н 100 и Н004, температуру заливаемого металла - платино-платинородиевой термопарой, погружения на приборе ЭПТ-09М.

материал отливки - СЧ 21-40;

температура заливаемого металла - 1320°С;

скорость литья – 0,4 м/мин;
скорость охлаждающей воды – 5,3 м/сек.

Материал кристаллизатора – сталь 3, толщина стенки без учета ребер жесткости 6 мм.

Анализ результатов полученных измерений даст возможность определить характер изменения интенсивности теплообмена на различных уровнях кристаллизатора. Сравнение температурного поля кристаллизатора (рис. 3 а, б) с ребрами на рабочей поверхности (6, 7, 8, 9) и без ребер (15, 16, 17, 18) показывает,

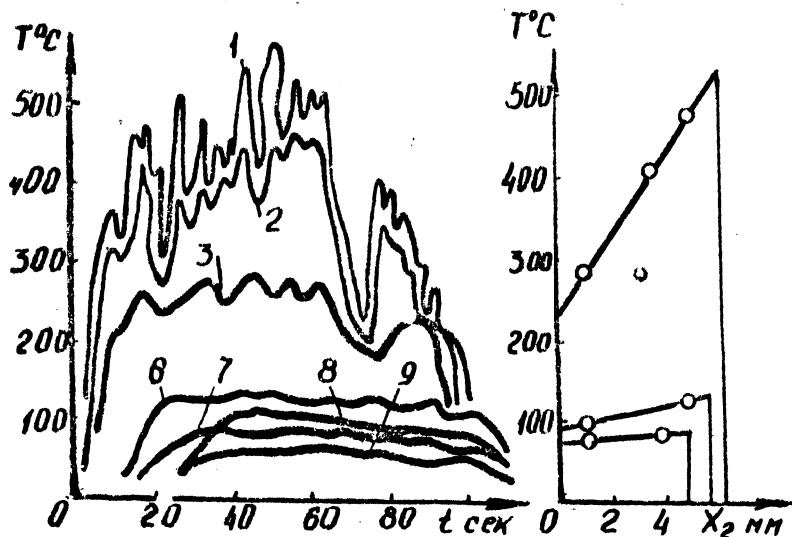


Рис. 3

что при стабильном процессе температуры кристаллизатора близки к постоянным в то время как термопары кристаллизатора с гладкой поверхностью имеют колебания 60–80^oС. Выравнивание температуры в ребристой стенке объясняется наличием воздушного зазора, искусственного образованного ребрами и впадинами. Теплопровод от отливки происходит более интенсивно на гладкой части кристаллизатора. Можно отметить заметное отличие температурного поля по поясам. Наблюдается значительное падение температуры при удалении от 1-го пояса к 1У-му. Так, наиболее разогретым оказывается 1-й (верхний) пояс, температура рабочей поверхности которого достигает 520–540^oС, в то время как температура рабочей поверхности в

III зоне равна $230-240^{\circ}\text{C}$ и $110-130^{\circ}\text{C}$ в 1У-й. Постепенное снижение температуры рабочей поверхности пластины кристаллизатора объясняется появлением газового зазора между отливкой и стенкой кристаллизатора и снижением теплоемкости отливки в результате увеличивающейся толщины затвердевшей корки.

В каждом поясе наблюдаются колебания температуры во времени: в верхних поясах они более значительны ($80-100^{\circ}\text{C}$), чем в нижних ($20-30^{\circ}\text{C}$). Колебания температуры наружной поверхности кристаллизатора во всех зонах указывает на то, что первоначальная корочка периодически отходит от рабочей поверхности, затем прижимается к ней. Значительное падение температуры рабочей поверхности на 60-65 секундах течения процесса (кривые 1, 2, 3, 10, 11, 12 на рис. 3 а,б) объясняется падением уровня металла в кристаллизаторе ниже уровня установленных термомпар.

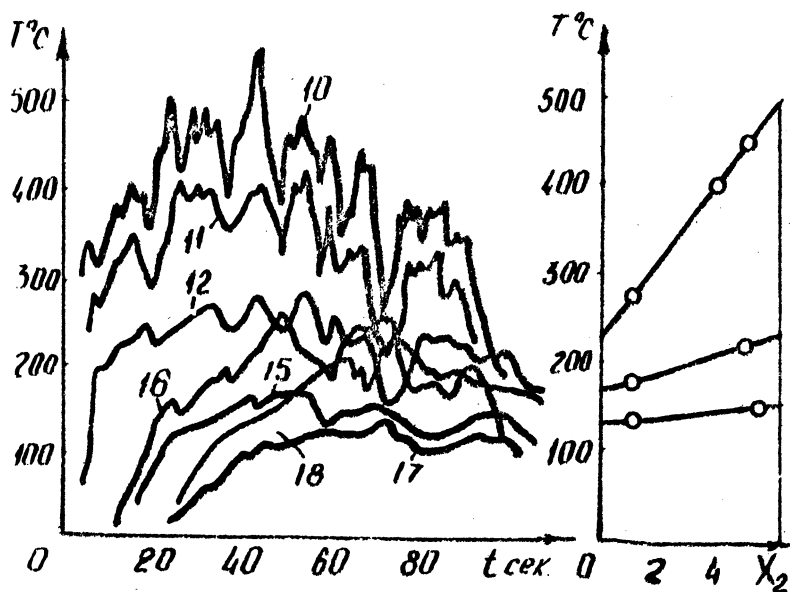


Рис. 4.

Исследования температурного поля кристаллизатора при непрерывном литье показали, что кристаллизатор испытывает циклические тепловые нагрузки, уменьшающиеся от зоны за-

ливки металла к зоне выхода отливки из кристаллизатора. Верхняя часть кристаллизатора находится в наиболее жестких тепловых условиях, так как подвержена постоянному действию высоких температур. Даже при установившемся стабильном процессе существует значительная разность тепловых нагрузок верхней и нижней части кристаллизатора и соответственно, значительно отличающийся перепад температур по толщине стенки кристаллизатора, поэтому неизбежно коробление и в продольном и в поперечном сечениях. Наличие пазов переменного сечения на рабочей поверхности кристаллизатора, создающих искусственный газовый зазор, снижает интенсивность охлаждения и способствует выравниванию тепловых нагрузок. Неравномерность и значительное различие тепловых нагрузок в кристаллизаторе предопределяют использование сборной конструкции кристаллизатора с автономным охлаждением различных его участков. Эффект, полученный в зонах с показаниями на рабочей поверхности кристаллизатора, может быть использован для создания в кристаллизаторе зон с различной интенсивностью теплоотвода. Комбинация этого приема и модифицирования при непрерывном литье чугунных отливок позволит получить перлитную структуру, предупредить или снизить до минимума отбел.

Результаты лабораторных исследований были использованы при проектировании кристаллизатора для отливки "рейка строгального станка" станкостроительного завода им. Октябрьской революции и выбора параметров технологического процесса.

А.С. Калиниченко, А.В. Никитин

ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ МЕДНОЙ ПЛОСКОЙ ЗАГОТОВКИ НА ВРАЩАЮЩЕМСЯ КРИСТАЛЛИЗАТОРЕ

Как сообщалось ранее [1], опыты по получению плоской заготовки из меди методом литья намораживанием на вращающийся кристаллизатор вначале проводились на валке из алюминиевого сплава. Тонкостенный кристаллизатор не позволяет создать равномерный отвод тепла от намораживаемой корки вследствие неустойчивого теплообмена на водоохлаждаемой поверхности, что приводит к образованию ленты с неравномерной толщиной по сечению. Поэтому толщина стенки кристаллизатора выбиралась из условия, что за время намораживания стенка валка-кристаллизатора работает как полубесконечное тело. До тех пор, пока время процесса невелико, теплоаккумулирующая

способность валка из алюминиевого сплава позволяет отводить от расплава тепло, необходимое для образования корки. С увеличением времени процесса наблюдался рост температуры поверхности кристаллизатора до недопустимых величин, что привело к значительному подплавлению поверхности валка (рис. 1) и к прекращению процесса намораживания. Не оправдало себя и применение алюминиевого кристаллизатора с анодированной рабочей поверхностью, хотя такие кокили успешно применяют для



Рис. 1

разливки черных и цветных сплавов. Это объясняется высокой пористостью анодного покрытия. Газы, содержащиеся в порах, при контакте с ванной жидкой меди резко расширяются, вызывая бурное "кипение" металла в ванне, а также появление сквозных отверстий в тонкой ленте. Поэтому пришлось отказаться от алюминиевого валка и взять для исследований стальной.

Однако опыты показали, что и стальной кристаллизатор не пригоден для литья меди. Это объясняется тем, что вследствие малой теплопроводности стали температура поверхности кристаллизатора быстро поднимается до очень высоких значений. Количество тепла, отводимое кристаллизатором от корки, становится меньше тепла, подводимого к ней от расплава, что

приводит к расплавлению образующейся корки и прекращению процесса. Кроме того, отмечена диффузия атомов меди в поверхностный слой стального валька и местное омеднение поверхности, которое замечено даже при малом времени намораживания и применении разделительных смазок. Омеднение вызывает различные условия теплоотвода и является причиной неравномерности структуры ленты. К отрицательным явлениям относятся и значительное окисление поверхности стального кристаллизатора, резко ухудшающее теплообмен между стенкой и расплавом. На стальном кристаллизаторе были получены плоские медные заготовки небольшой длины с толщинами от 0,4 до 0,72 мм.

Следующим шагом был переход к кристаллизатору из меди, высокая теплоаккумулирующая способность и хорошая теплопроводность которого позволили получать медную ленту значительной длины.

Первые опыты проводились без применения разделительных смазок, однако было отмечено образование со временем неравномерной окисной пленки, поэтому в последующих опытах рабочая поверхность кристаллизатора покрывалась тонким слоем смазки на основе кремнийорганических соединений. Одним из важных вопросов, связанных с разливкой высокотемпературных сплавов, является стойкость литниковой системы. По сравнению с литниковой системой, применявшейся для разливки алюминия [2], в систему для разливки меди внесены некоторые конструктивные изменения. В частности, уменьшен объем жидкого металла в литниковой системе, сближены заливочная чаша и литниковая коробка, для изготовления литниковой коробки применены теплоизоляционные материалы на основе шамота. Эти изменения позволили упростить изготовление литниковой системы и ее подгонку при одновременном увеличении стойкости. Кроме того, литниковая система была установлена выше, чем при разливке алюминия, что позволило повысить устойчивость процесса в начальный момент. При разливке на мелком кристаллизаторе в отличие от стального отмечено, что даже кипение жидкой меди, вызываемое выделяющимися газами, не прекращает процесс намораживания, хотя и ухудшает качество ленты. При литье с малыми перегревами наблюдается образование корки на свободной поверхности расплава, которая препятствует выходу намораживаемой ленты. Это обстоятельство требует вести разлижку либо с повышенными перегревами, либо с применением защитного флюса. Требуется также создание защитной атмосферы для предотвращения резкого окисле-

ния поверхности ленты при выходе ее из литниковой системы. На рис. 2 представлена зависимость толщины ленты, полученной на медном кристаллизаторе, от скорости разливки. Максимальная толщина медной ленты составляет 3,2 мм. Структура ленты плотная, однако на внешней поверхности отмечаются напыльы от "кипения" металла в ванне.

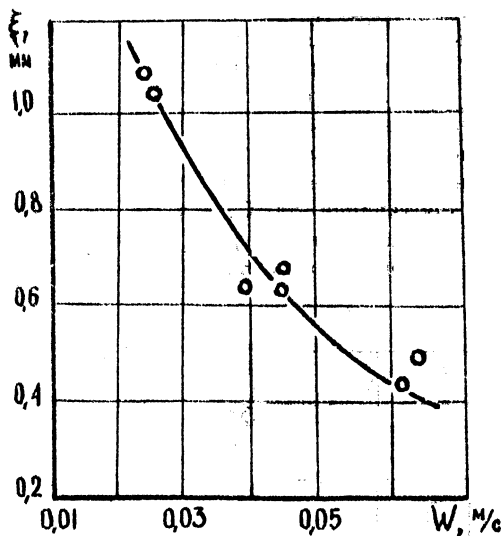


Рис. 2

Л и т е р а т у р а

1. Калиниченко А.С., Чикитин А.В. К вопросу получения медной плоской заготовки методом литья намораживанием на вращающийся кристаллизатор. В сб.: "Металлургия", вып. 7, Минск, БПИ, 1975.
2. Вейник А.И., Кожиль. Минск, "Наука и техника", 1972.

ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССА ФОРМИРОВАНИЯ СЛОЖНОЙ АЛЮМИНИЕВОЙ ОТЛИВКИ В МЕТАЛЛИЧЕСКОЙ ФОРМЕ

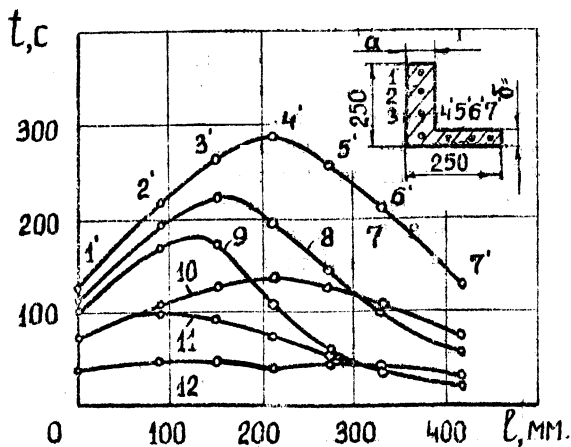
Характерными узлами сложных отливок являются различные по конструкции сопряжения элементов типа "плоской стенки". Процесс формирования таких сопряжений характеризуется появлением теплового узла, который затвердевает в последнюю очередь.

В работе приведены результаты экспериментальных исследований процесса затвердевания сложных отливок из сплава АЛ4 в стальном кокиле. Кокиль состоял из набора плит и углов толщиной 30 мм, позволяющих получать отливки типа "тавр" и "угол" с различными сочетаниями толщин элементов (табл. 1). Рабочая поверхность кокиля покрывалась слоем мраморной краски толщиной 0,3 мм. Температурное поле отливки фиксировалось блоком хромель-алюминиевых термопар диаметром 0,5 мм, установленных по оси элементов, в их среднем по высоте сечении. Начальная температура рабочей поверхности кокиля перед заливкой составляла 230°С, температура заливаемого сплава 700°С. Анализ температурного поля отливки типа "угол" показал, что при одинаковой толщине его

Таблица 1

Тип отливки	а : б	а мм	Время затвердевания теплового узла, с	Номер кривой
"Угол" (рис. 1)	1 : 1	42	285	7
		28	140	10
		14	45	12
	3 : 2 3 : 1 2 : 1	42	213	8
		42	175	9
		28	97	11
"Тавр" (рис. 2)	1 : 1	42	450	13
		28	250	18
		14	50	21
	3 : 2 3 : 1 2 : 3 1 : 3 2 : 1 1 : 2	42	410	14
		42	345	15
		28	295	16
		14	240	17
		28	230	19
14	130	20		

элементов (рис. 1, кривые 7, 10), тепловой узел располагается на диагонали между вершинами внутреннего и внешнего углов



формы, а время его затвердевания больше времени затвердевания плиты тех же размеров в 1,3 раза. Кривая 12 показывает наличие двух тепловых узлов которые смещены в сторону торцов и расположены симметрично относительно диагонали угла. Такое смещение вызвано интенсивным отводом тепла через углы формы, которые обладают большей аккумулярующей способностью, чем плоские стенки. Для отношения $a:b > 1$ (кривые 8, 9 и 11) тепловой узел "угла" смещается по направлению к торцу более массивного элемента тем дальше, чем больше это отношение. Это объясняется захлаживающим действием тонкого элемента. Так, для отношения $a:b = 3$ (кривая 9) смещение достигает 85–90 мм.

Другим не менее важным типом сопряжения плоских стенок является "тавр". Характер кривых 14, 15, 18, 19 и 21 (рис.2) показывает, что для отношения $a:b \gg 1$ образуются два тепловых узла, расположенных симметрично в полке "тавра". Утонение ребра "б" при постоянной толщине полки "а" ведет к смещению теплового узла Т-образной отливки по направлению от оси симметрии "тавра" к торцам полки. Для отношения $a:b = 3$ оно достигает 100–105 мм. Это объясняется захлаживающим действием тонкого ребра и большой аккумулярующей способностью углов формы. Установлено, что для отношения $a:b < 1$ время затвердевания теплового узла "тавра" и его

положение зависит от отношения масс полки и ребра. Так, при $a:b = 1:3$ (рис. 2, кривые 17 и 20) масса полки меньше массы ребра, тепловой узел один и расположен в ребре на оси симметрии "тавра". При утонении полки тепловой узел стремится к геометрическому центру ребра. Для отношения $a:b=2:3$ (кривая 16) получаются два тепловых узла в полке "тавра". В этом случае ребро затвердевает быстрее, так как его масса в 1,3 раза меньше массы полки. Тепловой узел T-образной отливки, у которой $a:b = 3:3$ (кривая 13), находится на оси симметрии "тавра" между 4 и 5 точками.

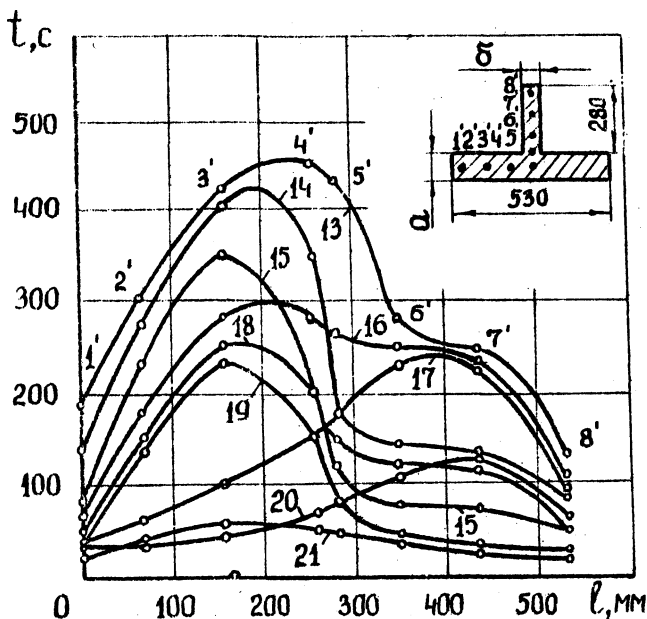


Рис. 2

Результаты исследований показали, что различные по толщине элементы сопряжений сложных отливок охлаждаются неравномерно, что приводит к образованию в недоступных для подпитки местах дефектов усадочного характера, больших температурах перепадов по длине отливки и значительных температурных напряжений. Так, при отношении толщины полки и ребра, равном 3, температурные перепады по длине этих элемен-

тов соответственно достигают 190 и 175 градусов.

Таким образом, зная расположение области теплового узла в сложных отливках с сопряжениями типа "угол" и "тавр", необходимо организовать интенсивный отвод тепла из этой области в процессе формирования отливки. Это позволит снизить температурные перепады в отливках, улучшить их качество.

Результаты экспериментов были использованы в цехе алюминиевого литья Минского моторного завода при разработке новой прогрессивной технологии изготовления детали УТН5-1111025-Е4 "корпус насоса тракторного двигателя" в стальном кокиле с локальным искусственным охлаждением тепловых узлов.

Э.А. Гурвич, В.Ф. Драченев,
Р.И. Есьман, Н.П. Жмакин,
Э.Л. Костюкевич

ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕПЛООВОГО РЕЖИМА ОТЛИВКИ И КОКИЛЯ ПРИ ЛИТЬЕ КОРПУСА ТОПЛИВНОГО НАСОСА ТРАКТОРНОГО ДВИГАТЕЛЯ

В цехе алюминиевого литья Минского моторного завода проведено исследование теплового режима системы отливка-форма при литье корпуса насоса тракторного двигателя из сплава АЛ4 в чугунный кокиль с естественным охлаждением. Отливка имеет сложные сочленения толстых и тонких стенок, массивные участки и труднозаливаемые бобышки. Температура в различных частях отливки и кокиля измерялась с помощью хромель-алюминиевых термодпар диаметром 0,5 мм и электронного потенциометра ЭПП-08 ЗМ.

На рис. 1 представлено температурное поле системы отливка-кокиль при установившемся режиме работы. Кривые 1 и 2 показывают изменение температуры отливки в различных ее частях, кривые 3, 4, 5 - изменение температуры рабочей поверхности кокиля в тех же плоскостях сечений. Как видно из графиков (кривые 1 и 2), отливка в наиболее массивной части затвердевает вдвое медленнее, чем на участке, формирующимся металлическим стержнем.

Анализ кривых 3, 4 и 5 показывает, что при установившемся режиме начальные температуры рабочей поверхности кокиля ($T_{2 \text{ нач}}$) неодинаковы в различных его частях. Максимальную

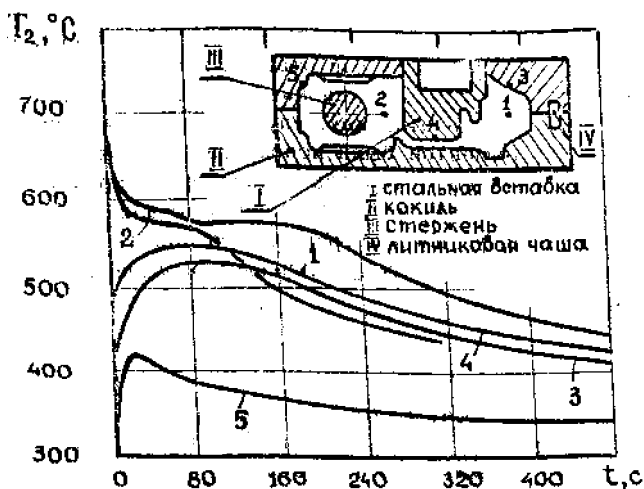


Рис. 1

$T_{2нач}$ имеет участок коксиль, выполненный со стальной вставкой, так как он полностью окружен металлом отливки, а также участок, приходящийся на массивную часть отливки вблизи литниковой системы.

Минимальная температура $T_{нач}$, равная 330°C , наблюдается в точке 5 со стороны, противоположной литниковой системе. Наибольшая температура в процессе работы коксиль (520-530 $^{\circ}\text{C}$) соответствует точкам 3 и 4.

Такой режим работы приводит к снижению стойкости коксиль, увеличению брака отливок по геометрии и по дефектам усадочного характера вследствие неравномерности затвердевания.

С целью исследования возможности выравнивания теплового режима отливки при ее формировании на том же коксиль были проведены эксперименты по определению влияния начальной температуры рабочей поверхности коксиль ($T_{2нач}$) на цикл отливки и коксиль.

В цикл отливки включается время нахождения в коксиль с момента заливки до момента достижения температуры выбивки. Для наших экспериментов ($T_{выб. отл.} = 150^{\circ}\text{C}$).

Цикл коксиль - время необходимости достижения рабочей поверхностью формы температуры, которую она имела непосредственно перед заливкой.

На рис. 2 (кривая I) показано, что цикл отливки сокраща-

ется с уменьшением начальной температуры рабочей поверхности формы, а цикл кокиля (кривая 2) – увеличивается.

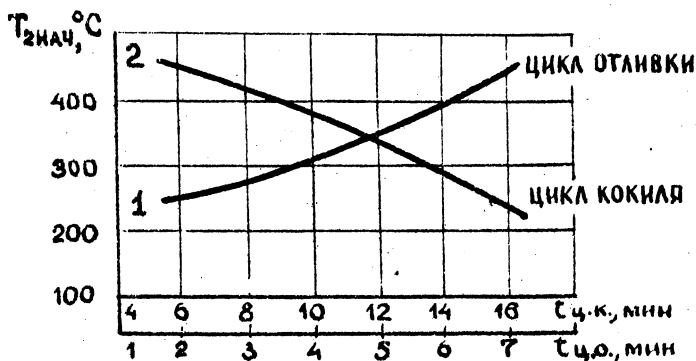


Рис. 2

На основании экспериментов, проведенных в заводских условиях, можно сделать следующие выводы:

1. С целью выравнивания скорости затвердевания отливки в различных ее частях необходимо регулировать начальную температуру рабочей поверхности кокиля. Участки кокиля, образующие массивные части отливки, должны иметь меньшую начальную температуру $T_{2нач}$.

2. Для выкраивания цикла всего кокиля и приближения к циклу отливки можно применить местное искусственное охлаждение. Это позволит увеличить производительность по данной детали в 1,5–2 раза и обеспечит благоприятные условия ее формирования.

Э.А. Гурвич

ИССЛЕДОВАНИЕ И РАСЧЕТ ЦИКЛА КОКИЛЯ ПРИ ОХЛАЖДЕНИИ РАЗЛИЧНЫМИ ТЕПЛОСИТЕЛЯМИ

В работе изучался тепловой режим охлаждаемого чугунного кокиля с различными охлаждающими средами. Экспериментальный кокиль состоял из двух плоских пластин $200 \times 270 \times 30$ мм. Толщина отливки равнялась 10 мм.

Эксперименты проводились при естественном воздушном

охлаждения, охлаждению водой, маслом и эмульсией с коэффициентами теплоотдачи на охлаждаемой поверхности соответственно 30-50; 4000-6000; 900-1300; 4000-6000 Вт/м² К. Во всех опытах применялся сплав АЛ4, температура заливаемого сплава $T_{\text{зпл}} = 975$ К, начальная температура рабочей поверхности в установившемся режиме $T_{\text{2нач}} = 463$ К. Перед включением системы охлаждения кокиль подогревался до 540-560 К. Это позволяло выходить на установившийся режим при первой заливке.

При расчете режима многократной заливки определялась продолжительность цикла, включающего время: заливки, затвердевания и охлаждения отливки до заданной температуры, разбега кокиля и удаления отливки, охлаждения кокиля до температуры заливки. В условиях циклического режима работы кокиля количество тепла αQ_1 , переданного от отливки в форму, распределяется следующим образом. Часть тепла $\alpha Q'$ пере-

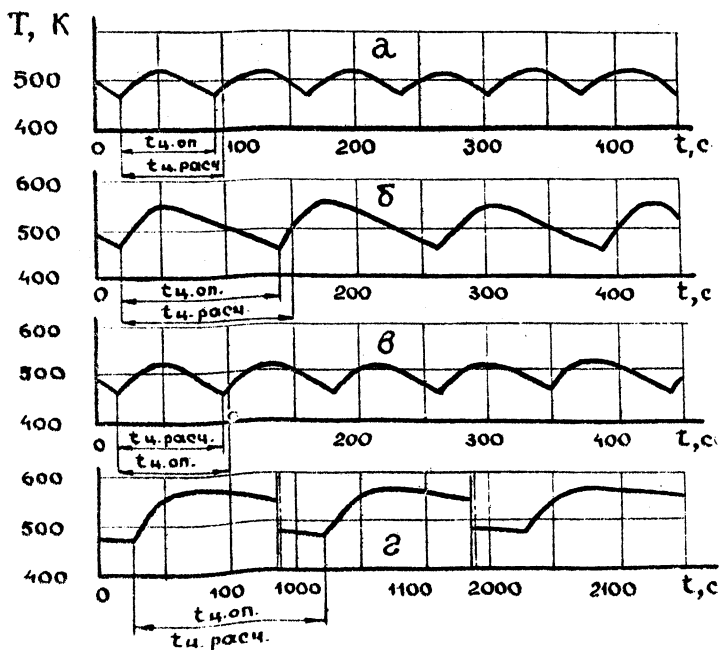


Рис. 1

дается через многослойную стенку посредством теплопередачи охлаждающей среде, другая часть $\alpha Q''$ уходит на восполнение потерь при теплообмене с внутренней и охлаждаемой поверхностей после удаления отливки из формы до начала следующей заливки. Уравнение теплового баланса имеет следующий вид:

$$\alpha Q'_1 = \alpha Q' + \alpha Q'', \text{ Дж.} \quad (1)$$

Ввиду того, что величины температур поверхностей отливки и кокиля, коэффициентов теплоотдачи, зазора, входящих в уравнение (1) при циклическом режиме являются переменными, то численные значения их можно определить из решений соответствующих дифференциальных уравнений теплообмена при граничных условиях третьего рода (задача несимметричная). Такое решение было получено на ЭВМ [1]. Используя расчетные методы указанной работы определялась продолжительность цикла кокиля $t_{\text{п}}$.

Теоретический и экспериментальный анализ показывает (рис. 1), что независимо от охлаждающей среды время охлаждения тонкостенной отливки до температуры выбивки изменяется незначительно. На диаграммах цикла (рис. 1) обозначено: а - охлаждение водой ($W = 0,2 \text{ м/с}$; $T = 293 \text{ К}$); б - охлаждение маслом ТСКН-30 ($W = 0,2 \text{ м/с}$; $T = 353 \text{ К}$); в - охлаждение эмульсией ($W = 0,2 \text{ м/с}$; $T = 303 \text{ К}$); г - охлаждение на воздухе. Как видно из диаграмм, цикл кокиля при охлаждении маслом уменьшается в 7-8 раз, водяном и эмульсионном - в 13-14 раз по сравнению с естественным охлаждением на воздухе.

Л и т е р а т у р а

1. Есьман Р.В. Расчет теплового режима кокиля с искусственным охлаждением. В сб.: "Металлургия", вып. 6, Минск, БИЛ, 1973.

Ю.А. Лосюк, А.В. Никитин

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ТОЛЩИНЫ ЛЕНТЫ, НАМОРАЖИВАЕМОЙ НА ВРАЩАЮЩИЙСЯ КРИСТАЛЛИЗАТОР

Для управления процессом намораживания на вращающийся кристаллизатор непрерывной ленты важно знать закон роста корочки в ванне, который обусловлен многими факторами.

В литературе /1,2/ предложены формулы для расчета толщины ленты в рассматриваемом процессе. Сложность точного определения многих составляющих этих формул приводит к большим отклонениям расчетных величин от экспериментальных данных. Одним из важнейших параметров процесса намораживания является температура поверхности кристаллизатора, которая в упомянутых работах определяется параболой n -го порядка. Отыскание значения n , соответствующего данному процессу, затруднено ввиду отсутствия приемлемых критериев. В данной работе температура рабочей поверхности кристаллизатора рассчитывалась аналитически, как температура бесконечной пластины при граничных условиях третьего рода на этой поверхности и первого рода на другой, а также при линейном начальном распределении температуры по сечению пластины.

Уравнение теплового баланса для системы "расплав-лента-кристаллизатор" позволяет получить следующую зависимость для толщины намораживаемой ленты:

$$\xi = \frac{1}{r \rho} \left[\int_0^{t_n} \lambda_{\text{кор}} \left(\frac{\partial T}{\partial x} \right)_{\phi} dt - \alpha_c (T_{\text{зал}} - T_{\text{кр}}) t_n \right] \quad (1)$$

где ρ - плотность расплава; r - теплота плавления; $\lambda_{\text{кор}}$ - теплопроводность корки; t_n - время намораживания; $T_{\text{кр}}$ - температура кристаллизации, α_c - коэффициент теплоотдачи от расплава к корке, $\left(\frac{\partial T}{\partial x} \right)_{\phi}$ - градиент температуры в корке на границе раздела фаз.

Если распределение температуры в зазоре между коркой и кристаллизатором принять линейным, температуру корочки постоянной и равной $T_{\text{кр}}$, то тепловой поток в корке $\lambda_{\text{кор}} \left(\frac{\partial T}{\partial x} \right)_{\phi}$ можно выразить через тепловой поток в зазоре:

$$\lambda_{\text{кор}} \left(\frac{\partial T}{\partial x} \right)_{\phi} = k (T_{\text{к1}} - T_{\text{2п}}), \quad (2)$$

где k - коэффициент теплообмена между коркой и кристаллизатором /1/, $T_{\text{2п}}$ - температура поверхности кристаллизатора.

В процессе намораживания ленты на вращающийся кристаллизатор протяженность участка контакта вала с расплавом много меньше радиуса вала. Это обстоятельство, с учетом малой толщины стенки кристаллизатора, позволяет рассматривать его за время намораживания термически плоским. Внут-

ренняя поверхность кристаллизатора, охлаждаемая кипящей водой, имеет постоянную температуру $T_{3п}$. Учитывая вышесказанное и связывая жестко систему координат с подвижным валком, задачу о распределении температуры по сечению кристаллизатора можно записать так:

$$\frac{\partial T}{\partial t} = a \frac{\partial^2 T}{\partial x^2}, \quad 0 < x < X_2, \quad t > 0 \quad (3)$$

$$T(x, 0) = \frac{T_o - T_{3п}}{X_2} x + T_{3п}, \quad 0 \leq x \leq X_2, \quad t = 0 \quad (4)$$

$$T(0, t) = T_{3п}, \quad x = 0, \quad t > 0 \quad (5)$$

$$\lambda_{кр} \frac{\partial T}{\partial x} = k (T_{кр} - T_{2п}), \quad x = X_2, \quad t > 0 \quad (6)$$

X_2 - толщина стенки кристаллизатора; T_o - начальная температура поверхности кристаллизатора; $\lambda_{кр}$ - коэффициент теплопроводности материала кристаллизатора.

Решение задачи (3) - (6) имеет вид:

$$T = \frac{T_{кр} x}{X_2 \left(\frac{1}{Bi} + 1 \right)} + T_{3п} + \sum A_n \sin \mu_n \frac{x}{X_2} \exp(-\mu_n^2 F_o), \quad (7)$$

где $Bi = \frac{k X_2}{\lambda_{кр}}$, $\Delta T_{кр} = T_{кр} - T_{3п}$,

$$A_n = \frac{2(\Delta T_o - \frac{\Delta T_{кр} Bi}{1+Bi}) \left(\frac{1}{\mu_n} \sin \mu_n - \cos \mu_n \right)}{\mu_n - \sin \mu_n \cos \mu_n}$$

μ_n являются корнями характеристического уравнения:

$$\frac{\mu}{Bi} = -\operatorname{tg} \mu$$

В табл. 1 приведены значения μ_n для различных чисел Bi /4/.

Температуру $T_{2п}$ найдем из (7) подстановкой $x = X_2$. Тогда с учетом (1) и (2) получим:

$$\xi = \frac{1}{r \rho} \left\{ \frac{k \Delta T t_n}{1 + Bi} - \frac{X_2^2 k}{a} \sum A_n \sin M_n \left[\exp(-M_n^2 F_0) - 1 \right] - \alpha_c (T_{\text{зал}} - T_{\text{кр}}) t_n \right\} \quad (8)$$

Коэффициент теплоотдачи от расплава к корке можно определить согласно [3].

Таблица 1

Bi	M_1	M_2	M_3
1	2,028	4,913	7,978
2	2,289	5,087	8,096
3	2,456	5,233	8,204
4	2,570	5,354	8,302
5	2,654	5,454	8,391

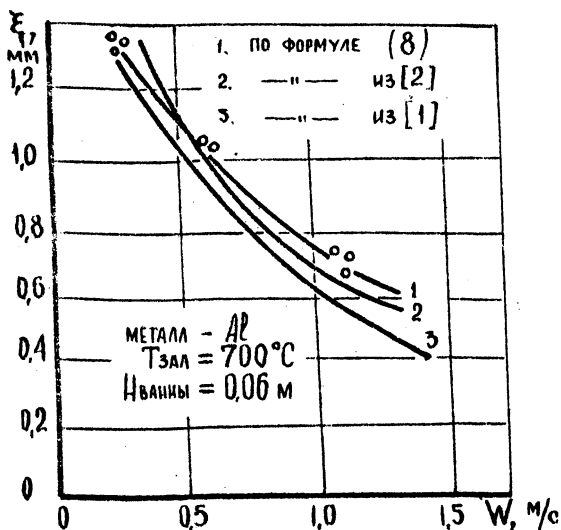


Рис. 1

На рис. 1 представлены результаты расчета толщины ленты по разным формулам и приведены экспериментальные точки. Расчеты по формуле (8) дают значения, наиболее близкие к опытным.

Л и т е р а т у р а

1. Вейник А.И. Кокиль. Минск, "Наука и техника", 1972.
2. Барановский Э.Ф. Приближенный расчет затвердевания плоской отливки при непрерывном намораживании на валковом кристаллизаторе. Вести АН БССР, серия физико-технических наук. № 1, 1974.
3. Баландин Г.Ф. Литье намораживанием. М., Машгиз, 1962.
4. Лыков А.В. Теория теплопроводности. М., "Высшая школа", 1967.

ИНТЕНСИВНОСТЬ ТЕПЛООБМЕНА НА КОНТАКТНОЙ ПОВЕРХНОСТИ И ОБРАЗОВАНИЕ ДЕФЕКТОВ В ТОНКОЙ ОТЛИВКЕ

При контакте расплава с подвижной стенкой кристаллизатора формируется тонкая непрерывная отливка. Ее микроструктура, состояние обеих поверхностей, прочностные характеристики во многом зависят от того, с какой интенсивностью протекает процесс теплообмена между расплавом и кристаллизатором.

Основная часть термического сопротивления на пути теплового потока к кристаллизатору приходится на зазор, образуемый между поверхностью жидкого металла и гребешками микронеровностей. Из-за поверхностного натяжения жидкость не проникает в мельчайшие углубления, в силу чего отсутствуют условия для идеального контакта.

Толщина зазора, т.е. средняя высота микронеровностей, определяется чистотой механической обработки. Большое влияние оказывает и теплопроводность вещества, находящегося в зазоре или на поверхности металлической формы.

Приближенно коэффициент теплопередачи от отливки к кристаллизатору можно найти из выражения

$$\alpha = \frac{2\lambda_{\text{заз}}}{R_z} \text{ Вт/м}^2 \text{ К,}$$

где $\lambda_{\text{заз}}$ — теплопроводность вещества в зазоре; R_z — высота неровностей.

Если зазор заполнен воздухом, то в зависимости от чистоты обработки поверхности коэффициент теплопередачи меняется от 5000 до 32 000 Вт/м²К. Формирование отливки в условиях высокой интенсивности теплообмена ($\alpha = 30000$ Вт/м²·К) сопровождается явлением горячеломкости [1].

Структура непрерывной ленты, полученной в этих условиях, представляет собой столбчатые кристаллы, пронизывающие все сечение. Поверхность, образованная фронтом затвердевания, покрыта буграми. Развитие транскристаллизации приводит к тому, что тонкая отливка имеет неодинаковые свойства в различных местах и растрескивается (рис. 1).

Затвердевание ленты при низкой интенсивности теплопередачи ($\alpha = 5000-6000$ Вт/м²·К) также неблагоприятно сказывается на качестве литой заготовки. Она намораживается слишком тонкой, а в некоторых случаях может подплавляться в отдельных местах.



Рис. 1

Приемлемая по качеству лента получена при создании интенсивности теплообмена, достигающей $14000-16000 \text{ Вт/м}^2\cdot\text{К}$. Такие условия возникают, если предварительно обточенный кристаллизатор из сплава АЛ9 обработать шлифовальной шкуркой средней зернистости.

Микроструктура тонкой отливки характеризуется более мелкими зёрнами вытянутой формы.

Кроме регулирования интенсивности теплообмена между расплавом и кристаллизатором по величине, необходимо стремиться к равномерности условий теплообмена по всей поверхности валкового кристаллизатора. Недопустимы задиры на поверхности валка и наличие пор.

Применение разделяющих покрытий увеличивает термическое сопротивление зазора. Для получения качественной ленты необходимо, чтобы покрытие распределялось равномерно по всей поверхности валка.

Скопление смазки на кристаллизаторе к намораживанию ленты с дефектами (рис. 2), которые при дальнейшей прокатке развиваются в разрывы.



Рис. 2

Л и т е р а т у р а

1. Корольков А.М. Усадочные явления в сплавах и образование трещин при затвердевании. М., АН СССР, 1957.

Р.И. Есьман

РАСЧЕТ НЕСТАЦИОНАРНОГО ТЕМПЕРАТУРНОГО ПОЛЯ МЕТАЛЛИЧЕСКОЙ ФОРМЫ

В работе предлагается аналитическое решение дифференциального уравнения теплопроводности, описывающего процесс распространения тепла в стенке металлической формы (кокиля, пресс-формы для литья под давлением, кристаллизатора и т.п.) при несимметричных условиях охлаждения ее внешней поверхности.

В предположении, что температурное поле является одномерным, дифференциальное уравнение теплопроводности имеет вид:

$$\frac{\partial T(x,t)}{\partial t} = a \frac{\partial^2 T(x,t)}{\partial x^2} \quad (0 \leq x \leq 1). \quad (1)$$

Граничные условия запишутся:

$$\lambda \frac{\partial T}{\partial x} \Big|_{x=1} = -q(x,t); \quad (2)$$

$$\text{при } x = 1 \quad \lambda \frac{\partial T}{\partial x} = -\alpha(T - T_c), \quad (3)$$

где α — коэффициент теплоотдачи на внешней поверхности кокиля, определяемый из соответствующих уравнений подобия.

Принимаются начальные условия: при $t = 0$ $T = T_0$. (4)

Уравнение (1) в безразмерном виде можно записать следующим образом:

$$\frac{\partial v(x, Fo)}{\partial Fo} = \frac{\partial^2 v(x, Fo)}{\partial x^2}, \quad (5)$$

где $Fo = at/l^2$; $v = T - T_0/T_0$; $\bar{x} = x/l$ соответственно безразмерные величины времени (число Фурье), температуры и координаты.

Безразмерные граничные условия имеют вид:

$$\frac{\partial v}{\partial x} = -\frac{ql}{\lambda T_0}; \quad \frac{\partial v}{\partial \bar{x}} = -Bi(v - v_c). \quad (6)$$

Решение дифференциального уравнения (5) найдем как произведение двух функций

$$v(x, Fo) = X(x) \cdot \Theta(Fo). \quad (7)$$

Подставляя функцию $v(x, Fo)$ в уравнение (5), получим

$$-\frac{1}{\Theta} \cdot \frac{d\Theta}{dFo} + \frac{1}{X} \cdot \frac{d^2 X}{dx^2} = 0. \quad (8)$$

Запишем уравнение, определяющее функцию координаты $X(x)$:

$$\frac{d^2 X}{d\bar{x}^2} + M^2 X = 0. \quad (9)$$

Решение уравнения (9) при однородных граничных условиях

$$\left. \frac{\partial X}{\partial \bar{x}} \right|_{\bar{x}=0} = 0; \quad \left. \frac{\partial X}{\partial \bar{x}} \right|_{\bar{x}=1} = -BiX \quad (10)$$

имеет вид

$$X(\bar{x}) = A \sin M\bar{x} + B \cos M\bar{x}. \quad (11)$$

Подчиняя частное решение (11) граничным условиям (10), находим

$$\left. \frac{\partial X}{\partial \bar{x}} \right|_{\bar{x}=0} = A \mu \cos \mu \bar{x} - B \mu \sin \mu \bar{x} = 0$$

$$A = 0; \mu \sin \mu l = B \mu \cos \mu l.$$

После простейших преобразований получим характеристическое уравнение:

$$\operatorname{ctg} \mu l = \frac{1}{Bi} \mu, \quad (12)$$

где μ - корни характеристического уравнения, определяемые из табл. 6.1' /1/.

Для общего решения уравнения (5) с учетом несимметричности граничных условий применяем интегральное преобразование Грина /2/ :

$$\begin{aligned} \int_0^1 \frac{\partial^2 v}{\partial \bar{x}^2} \cos \mu \bar{x} d\bar{x} &= \cos \mu \bar{x} \left. \frac{\partial v}{\partial \bar{x}} \right|_0^1 + \mu \int_0^1 \frac{\partial v}{\partial \bar{x}} \sin \mu \bar{x} d\bar{x} = \\ &= \cos \mu \bar{x} \left. \frac{\partial v}{\partial \bar{x}} \right|_0^1 + \mu v \sin \mu \bar{x} \Big|_0^1 - \mu^2 \int_0^1 v \cos \mu \bar{x} d\bar{x} = \\ &= \left(\cos \mu \bar{x} \left. \frac{\partial v}{\partial \bar{x}} \right|_{\bar{x}=1} + \mu v \sin \mu \bar{x} \right) \Big|_{\bar{x}=1} - \left. \frac{\partial v}{\partial \bar{x}} \right|_{x=0} - \mu^2 \bar{v} = \\ &= \mu \sin \mu l v_c + \frac{q l}{\lambda T_0} - \mu^2 \bar{v}. \end{aligned} \quad (13)$$

$$\frac{d \bar{v}}{d Fo} = \mu \sin \mu l v_c + \frac{q l}{\lambda T_0} - \mu^2 \bar{v}. \quad (14)$$

Интегральная температура равна

$$\bar{v}_\mu = \left(\mu \sin \mu l v_c + \frac{q l}{\lambda T_0} \right) (1 - e^{-\mu^2 Fo}). \quad (15)$$

Общее решение дифференциального уравнения (5) можно представить суммой бесконечного ряда

$$v(F_0, \bar{x}) = \sum_{n=1}^{\infty} \left(\mu \sin \mu l v_c + \frac{q_1}{\lambda T_0} \right) (1 - e^{-\mu^2 F_0}) \cos \mu \bar{x}. \quad (16)$$

Уравнение (16) позволяет определить значение температуры в любой точке стенки металлической формы для любого момента времени.

Л и т е р а т у р а

1. Лыков А.В. Теория теплопроводности, М., "Высшая школа", 1967, 2. Трантер К.Д. Интегральные преобразования в математической физике, М., Гостехиздат, 1956.

В.П. Северденко, А.С. Матусевич,
И.П. Прокопов, Г.Н. Волочин,
А.Д. Тищенко

К ПРОЦЕССУ НЕПРЕРЫВНОГО ЛИТЬЯ КОМПОЗИЦИЙ АЛЮМИНИЙ-БОР

В работе рассматривается влияние некоторых параметров непрерывного литья на качество и стабильность процесса получения композиций алюминий - волокна бора.

Получение композиционных отливок производилось на специальной установке, принципиальная схема которой приведена в работе /1/. В качестве материала матрицы использовался технически чистый алюминий, в качестве упрочняющих элементов - высокомолекулярные волокна бора диаметром 0,091 - 0,099 мм. Формирование композиции происходило в многослойном водоохлаждаемом кристаллизаторе, рабочая часть которого была выполнена из графита.

Одним из основных технологических параметров непрерывного литья является скорость вытяжки отливки, которая определяет производительность процесса. При формировании непрерывной композиции скорость вытяжки оказывает существенное влияние на качество изделия, так как она обуславливает время контакта упрочняющих волокон с расплавом матрицы, а также на стабильность процесса вследствие влияния на силу сцепления отливки и кристаллизатора.

Исследования, проведенные на цилиндрических композициях

диаметром 3 и 4,5 мм, показали, что при низких скоростях вытяжки от 0,01 до 0,015 м/сек происходит смещение фронта затвердевания к торцу кристаллизатора и увеличение силы сцепления затвердевшей корочки и рабочей поверхности кристаллизатора. В момент сцепления композиционная отливка извлекается из кристаллизатора без оболочки из материала матрицы. На поверхности композиционного материала наблюдаются периодические разрывы корочки до армирующих волокон. В некоторых случаях имеет место нарушение процесса вследствие обрыва изделия.

При скорости вытяжки более 0,13 м/сек сила сцепления корочки и кристаллизатора превышает сцепление между ней и армирующими волокнами. В результате отливка лишена оболочки и на всей ее поверхности располагаются непосредственно волокна бора, покрытые тонким слоем алюминия. Отклонение размеров поперечного сечения композиционной отливки от сечения кристаллизатора в этом случае составляет 0,1 – 0,3 мм.

Качественная поверхность композиционной отливки и устойчивый процесс литья были получены при скорости вытяжки 0,033 – 0,04 м/сек.

Другим характерным параметром процесса непрерывного литья, который оказывает существенное влияние на качество композиционной отливки и стабильность вытяжки, является температура заливаемого металла матрицы. При низкой температуре заливки (670 – 690°С) вследствие малого перегрева металла затвердевание материала матрицы происходит вблизи, а иногда и на торце кристаллизатора. Это приводит к прочному сцеплению корочки с кристаллизатором, в результате чего композиционная отливка не имеет оболочки матричного материала. В случае низких скоростей литья при такой температуре заливки часто происходит заклинивание отливки. При высокой температуре заливки (840 – 870°С) композиционная отливка получается также без оболочки из материала матрицы. При этом металл вследствие значительного перегрева не успевает затвердевать в кристаллизаторе и при выходе из него сткает с армирующих волокон. Наиболее качественная поверхность композиционной отливки была получена при температуре заливки 750 – 775°С.

На качество наружной поверхности непрерывной композиционной отливки и стабильность процесса оказывает некоторое влияние объемное содержание упрочняющих волокон и расход охлаждающей кристаллизатор воды. Так, увеличение объемного содержания волокон способствует улучшению стабильности вы-

тяжки. Однако при содержании волокон более 55–60% композиционный материал уже не имеет оболочки и его поверхность формируется непосредственно армирующими волокнами. Расход охлаждающей воды во всех случаях должен обеспечивать ядерное кипение последней на поверхности кристаллизатора. При этом достигаются наибольшие интенсивность теплообмена и экономическая эффективность системы охлаждения.

В ходе работы были изучены структура и свойства композиционной отливки. Было установлено, что такие параметры, как скорость вытяжки, температура заливаемого металла, объемное содержание волокон и расход охлаждающей воды практически не влияют на распределение упрочняющих элементов. Во всех случаях волокна располагались равномерно по сечению отливки и промежутки между ними были заполнены материалом матрицы. Пористость и раковины в отливках отсутствовали. При этом процесс подачи волокон в расплав осуществлялся одной-двумя нитями через каждое отверстие распределителя.

На величину физико-механических свойств непрерывной композиции алюминий-бор оказывает большое влияние объемное содержание армирующих волокон – с увеличением объема волокон в композиционном материале практически все его свойства возрастают. Так, например, при объемном содержании волокон 20% предел прочности композиции на растяжение составляет 35 кг/мм^2 , на сжатие – 48 кг/мм^2 , модуль упругости – $13 \cdot 10^3 \text{ кг/мм}^2$; при содержании волокон 60% эти показатели составляют соответственно 102, 130 и $27 \cdot 10^3 \text{ кг/мм}^2$.

Полученные данные позволили практически осуществить процесс непрерывного литья композиционных алюминиевых профилей, упрочненных волокнами бора сложного поперечного сечения. В результате были получены композиционные отливки в виде полосы, швеллера, уголка и тавра.

Л и т е р а т у р а

1. Северденко В.П., Матусевич А.С., Гончаров А.Ф. Способ изготовления композиционных профилей. "Вестник машиностроения", № 5, 1973.

НЕПРЕРЫВНОЕ ЛИТЬЕ МАШИНОСТРОИТЕЛЬНЫХ ЗАГОТОВОК С ПРИМЕНЕНИЕМ ПЕСЧАНОГО СТЕРЖНЯ

На кафедре машин и технологии литейного производства БПИ проведена экспериментальная работа по определению принципиальной возможности осуществления процесса непрерывного литья заготовок типа втулок, сепараторов подшипников и применением песчаного стержня. Принципиальная схема процесса заключается в следующем (рис. 1. В водоохлаждаемый жакет 1

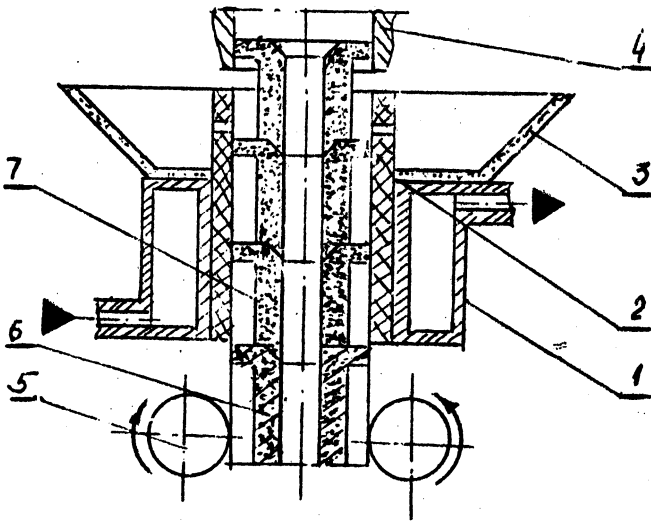


Рис. 1

запрессована графитовая втулка 2 таким образом, что часть ее выступает из жакета и не охлаждается. Вокруг выступающей части заформована литниковая чаша 3. В чаше поддерживается постоянный уровень жидкого металла, закрывающий верхний торец графитового вкладыша. Над кристаллизатором установлена направляющая труба 4, внутренний диаметр которой равен внутреннему диаметру кристаллизатора. Под кристаллизатором установлено приводное устройство 5 для непрерывного вытягивания литых заготовок.

Процесс литья осуществляется следующим образом. На введенную снизу в кристаллизатор затравку 6 устанавливают наращиваемые сверху песчаные стержни 7. Литниковую чашу и полость между кристаллизатором и стержнем заполняют жидким металлом, после чего начинают вытягивать вниз затравку, а затем отливки со стержнями. Постоянно наращивая сверху стержень, осуществляют непрерывный процесс литья. Для получения мерных заготовок стержень имеет на своей поверхности выступы, диаметр которых равен внутреннему диаметру кристаллизатора, расстояние между выступами определяет длину заготовки. Во избежание брака отливок по усадочным раковинам в выступах стержня сделаны пазы, которые обеспечивают подпитку жидким металлом нижележащие отливки за счет верхних. Кроме того, эти пазы после затвердевания в них металла обеспечивают жесткую связь отливок друг от друга.

Как показал анализ результатов экспериментов по получению заготовок типа втулок, формирование отливок при такой схеме процесса происходит следующим образом. Затвердевание на графитовом кристаллизаторе начинается в так называемой переходной зоне. Эта зона представляет собой нижнюю часть выступающей графитовой втулки. Температура большей части графитового выступа равна температуре окружающего его жидкого металла. В переходной зоне температура графита ниже температуры затвердевания металла за счет торцевого отвода тепла в охлаждаемую зону. Интенсивность теплоотвода является минимальной на верхней границе переходной зоны и максимальной на ее нижней границе. Следовательно, намерзающая корочка ближе к верхней границе этой зоны очень тонкая, прочность ее незначительна. При движении затравки со стержнем эта корочка будет также увлекаться вслед за ними, а на ее месте образуется новая. При непрерывном вытягивании вновь образующаяся корочка прочно не сваривается с предыдущей, происходит ее разрыв и зависание на стенках кристаллизатора. При дальнейшем движении вниз затравки со стержнем эту корочку срывает выступ стержня, плотно входящий в кристаллизатор. Разломанная тонкая корочка в беспорядке распределяется в теле отливки, создавая на ее поверхности дефекты. На рис. 2 представлена фотография отливок из цинка, полученных при следующих условиях опыта: температура заливки 460°C режим вытяжки непрерывный со скоростью 0,35 м/мин. Виды перемычки, соединяющие между собой отливки. На их поверхности видны дефекты, происхождение которых описано выше. Эти дефекты легко устраняются при циклическом извлечении

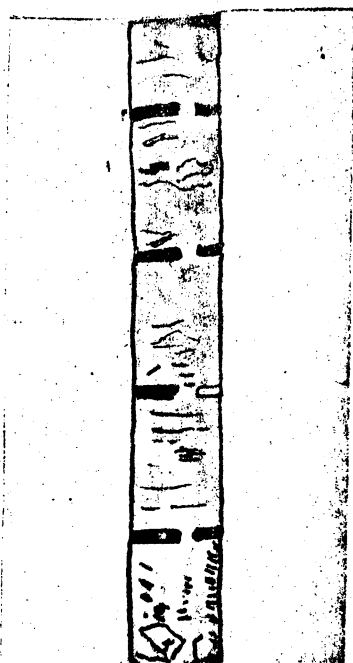


Рис. 2

отливок из кристаллизаторов. При этом за время остановки вновь образованная корочка успевает прочно свариться с предыдущей и во время следующего цикла движения увлекается вместе с ней. При дальнейшем движении корочка попадает в зону водоохлаждаемого кристаллизатора, увеличивает свою толщину и таким образом формируется отливка без поверхностных дефектов (рис. 3).

Из рассмотренного механизма формирования отливки видно, что скорость литья при этой схеме определяется прочностью корочки, образующейся в переходной зоне, так как толщина и прочность этой корочки в переходной зоне незначительны, то верхний предел скорости литья при этом способе составляет 0,8 - 1,0 м/мин. Использование разрушаемых стержней откры-

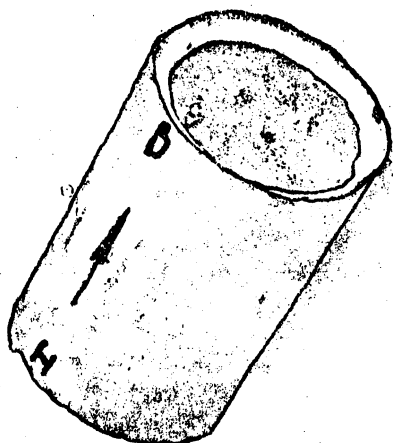


Рис. 3

дает широкие возможности по получению машиностроительных заготовок различного профиля и назначения методами непрерывного литья.

В.А. Гринберг, И.В. Земсков

СПОСОБЫ ЛИТЬЯ ЛАТУННЫХ СЕПАРАТОРОВ

Подшипниковые заводы страны для производства литых заготовок сепараторов подшипников используют центробежный способ литья, при котором заготовки в основном имеют вид втулок /1/. До 80-85% дорогостоящего металла (латунь ЛС 59-1), применяемого для литья таких заготовок, уходит в стружку при их последующей механической обработке. Поэтому представляют интерес методы литья, позволяющие получать заготовки сепараторов, по форме и размерам приближающиеся к готовой детали. Использование широко распространенных спо-

собою литья для получения фасонных заготовок сдерживается трудностью питания тепловых узлов этих отливок. На кафедре машин и технологии литейного производства БПИ проведены исследования с целью разработки технологического процесса литья, позволяющего получить отливки сепараторов с небольшими припусками на механическую обработку. Для того, чтобы обеспечить пропитку тепловых узлов отливки, в основу разрабатываемого процесса положили метод намораживания. Исследовали три варианта:

- 1) намораживание на стержень окупанием;
- 2) намораживание на стержень, помещенный в формообразующий цилиндр;
- 3) комбинированное намораживание.

При исследовании песчаные стержни сепараторов изготовляли по горячей оснастке на пескострельной машине модели 348. Плавку металла производили в высокочастотной индукционной печи ЛПЗ-2-64. Температуру металла определяли с помощью термопар ПП, подключенных к потенциометру ЭПД-12. Время измеряли секундомером, толщину тела на разрезанных отливках штангенциркулем. Опыты проводились с сепаратором подшипника № 3611.

Намораживание на стержень окупанием выполняли следующим образом. Стержни сепараторов собирали в блок (рис. 1, а и 1, б) и закрепляли на металлической оправке. Этот блок стержней погружали в ванну с металлом, выдерживали в ней определенное время и затем извлекали. При выдержке стержней в ванне с металлом за счет отвода тепла на стержень, на его наружной поверхности металл затвердевает, образуя корочку, которая и представляет собой отливку. Скорость отвода тепла невысокая и зависит от температуры металла в ванне и теплоемкости стержней. Перегрев металла значительно снижает скорость роста затвердевшей корки, а при температуре, близкой к температуре кристаллизации, усложняется управление процессами затвердевания. При проведении опытов изменяли температуру металла и время выдержки с целью определения их оптимальных значений. Установлено, что оптимальная температура металла в ванне составляет 940-960°С. Экспериментальная кривая затвердевания при этом имеет вид, показанный на рис. 2 (кривая 1) и адекватно описывается эмпирической формулой $\xi = 4,9900 t^{0,4552}$.

В зависимости от конструкции применяемых стержней отливки могут быть индивидуальными (см. стержни на рис. 1, б) или в виде втулок с окнами (см. стержни на рис. 1, а). К не-

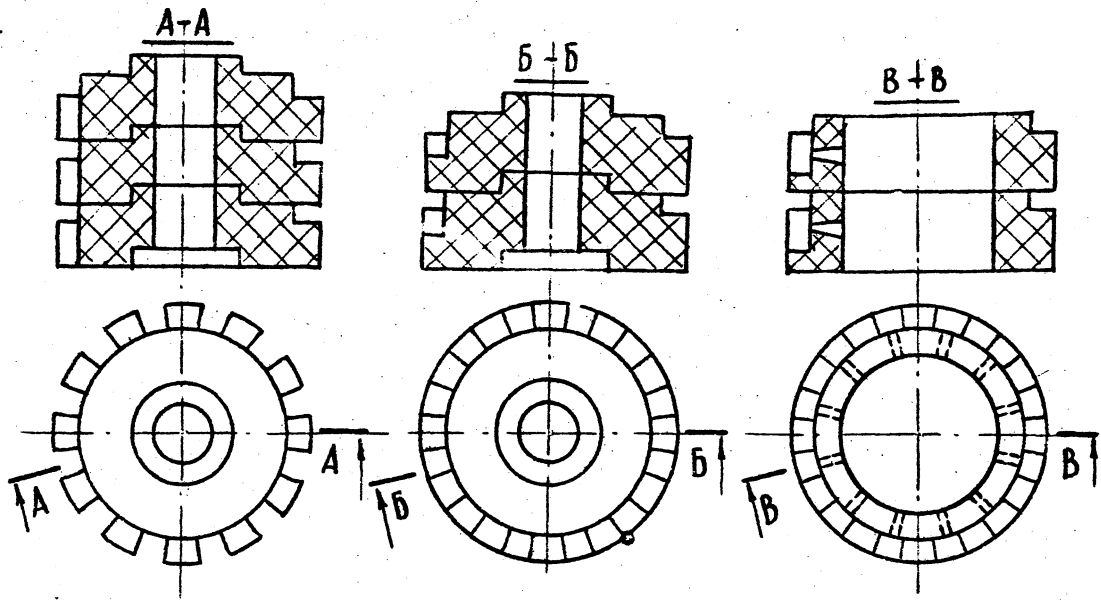


Рис. 1

достатку первого варианта относится неровная наружная поверхность отливок, которую невозможно использовать как базовую при механической обработке. Причиной образования такой поверхности стержня является неодинаковая интенсивность теплообмена на различных участках поверхности стержня.

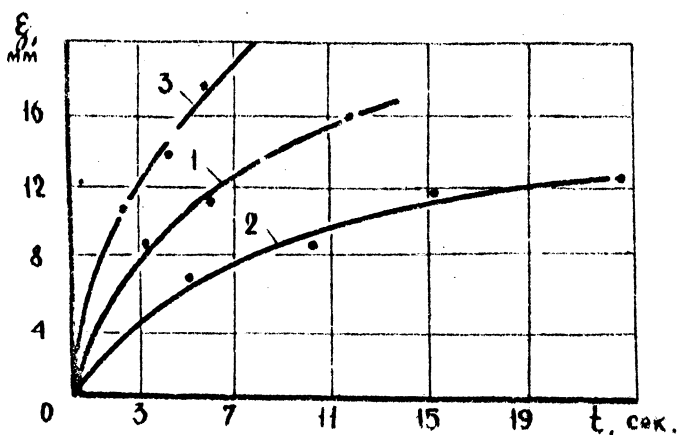


Рис. 2

Для того чтобы оформить отливку и по внутренней и по наружной поверхностям, был исследован процесс намораживания на стержни, помещенные в формообразующий цилиндр (рис. 3). В ванну с металлом устанавливали формообразующий цилиндр 1 из графита с толщиной стенки 7 мм. Внутренний диаметр его на 0,8 - 1,0 мм больше наружного диаметра стержней. Цилиндр почти полностью погружен в металл и только 3-5 мм его длины выступают над поверхностью металла. Стержни, собранные и закрепленные оправке как в первом варианте, вводили в цилиндр, выдерживали их в погруженном состоянии некоторое время и затем извлекали. Так как температура формообразующего цилиндра близка к температуре металла ванны, корочка нарастала за счет отвода тепла на стержень. Назначение цилиндра заключается в ограничении роста тела отливки. Процесс чувствителен к колебаниям технологических параметров. Так, недостаточная выдержка приводит к тому, что отливки получаются с неровной наружной поверхностью, а слишком большая выдержка - к прекращению процесса из-за невозможности извлечения готовой отливки из цилиндра вследствие резкого

увеличения коэффициента трения между цилиндром и отливкой. Основная задача управления этим процессом заключается в том, чтобы прекратить намораживание путем извлечения стержня, как только фронт кристаллизации подойдет ко внутренней поверхности цилиндра. Найдено, что оптимальная температура

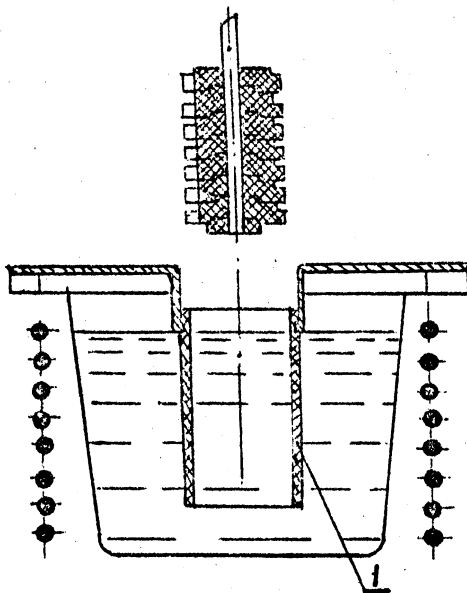


Рис. 3

металла в ванне лежит в тех же пределах, что и в первом варианте, а экспериментальная кривая затвердевания при этом описывается эмпирической формулой $\xi = 3,2820 t^{0,4410}$ (рис. 2, кривая 2). Точное соблюдение технологических параметров (температуры металла, времени выдержки) позволяет получать отливки с ровной наружной поверхностью. Недостатками описанного процесса являются: малая как и в первом варианте, скорость формирования тела отливки; невозможность получения индивидуальных заготовок; неустойчивость процесса. С целью устранения этих недостатков опробовали третий вариант – комбинированное намораживание, сущность которого заключается в отводе тепла на кристаллизатор и на стержень. Опыты проводили по схеме, представленной на рис. 4. В водоохлаждаемый кристаллизатор вставляли стержни в форме коль-

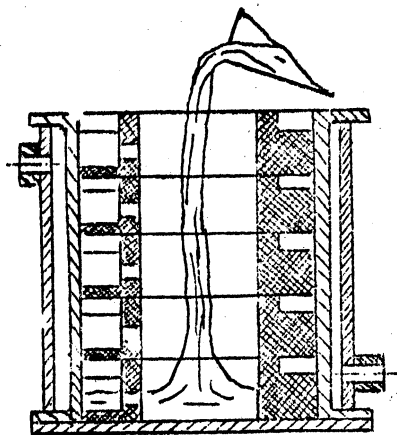


Рис. 4

ца (см. рис. 1, в). Во внутреннюю цилиндрическую полость стержней заливали металл, который, проходя по питателям, падал в полость отливок. По заполнению полости кристаллизатора заливку прекращали и делали выдержку, необходимую для формирования тела отливки. Затвердевание металла в этом случае происходит в основном за счет отвода тепла на кристаллизатор. По истечении времени, достаточного для формирования тела отливки (фронт кристаллизации подошел к питателю), незатвердевший металл выливали из кристаллизатора путем поворота последнего и извлекали отливки. С целью определения влияния технологических параметров на процесс варьирования температуру металла, время выдержки, скорость заливки. Для определения оптимальных условий подвода металла изменяли способ заливки, количество, месторасположение и размеры питателей. Опыты свидетельствуют о том, что питатели должны быть расположены по оси каждого теплового узла. Шелевые питатели с высотой, равной высоте теплового узла, длиной и шириной порядка 1,5 мм являются минимально допустимыми по размерам питателя, гарантирующими их перемерзание после затвердевания отливки. Сифонная заливка и скорость подъема уровня металла в кристаллизаторе менее 15 мм/сек значительно уменьшают турбулентность, что положительно сказывается на качестве отливок. Процесс характеризуются большой скоростью формирования тела отливки (рис. 2, кривая 3). Кинетика

затвердевания при $T_{\text{мет}} = 860^{\circ}\text{C}$ описывается уравнением $\xi = 6,8060 t^{0,5225}$. Процесс устойчив при температуре заливаемого металла $920-1040^{\circ}\text{C}$. Отливки можно получать либо в виде втулок с окнами, либо в виде штучных заготовок. Скрытых, внутренних дефектов в отливках нет.

Таким образом, опыты показывают, что метод намораживания с успехом может быть использован для изготовления отливок латунных сепараторов. Этот метод литья значительно уменьшает припуски на механическую обработку, в результате чего вес отливки уменьшается более чем вдвое, сокращается время формирования отливки, улучшается качество литья. Процесс легко поддается контролю и регулированию.

Л и т е р а т у р а

1. Устинов В.Г. Технология обработки массивных сепараторов подшипников качения. М., НИИНАвтопром, 1972.

А.М. Милов, А.М. Гришанович,
С.В. Кузнецов



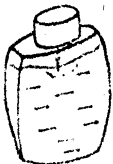

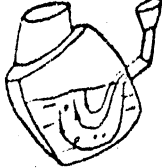


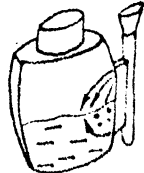

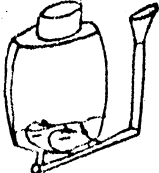

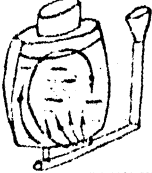



ИССЛЕДОВАНИЕ ЛИТНИКОВЫХ СИСТЕМ ДЛЯ ОТЛИВОК ЛОПАСТЕЙ ГРЕБНЫХ ВИНТОВ

Формирование качественных стальных отливок в песчаной форме обеспечивается за счет ряда факторов, в том числе скорости, направления и места подвода металла при заливке. От них значительно зависит как расположение усадочных дефектов /1/, так и образование пороков еще в процессе заливки и затвердевания пристеночного слоя отливки /2/.

В связи с изложенными предпосылками в работе изучались методом моделирования различные варианты вертикальной заливки лопастей гребных винтов (табл. 1), где I - заливка в вертикальную лопасть сверху через один шелевой питатель из прибыли; II - заливка сбоку в наклонную лопасть через один шелевой питатель; III - заливка сбоку в вертикальную лопасть через один шелевой питатель; IV - заливка в вертикальную лопасть сифоном через один шелевой питатель; V - заливка сбоку в вертикальную лопасть через два шелевых расщепленных питателя. Толщина отливок лопастей сверху у корневой части, где располагалась прибыль, была равной 35 мм, внизу у заливной кромки - 8 мм, площадь 400×380 мм. Вес отлив-

Т а б л и ц а 1.

Схема потоков при различных
способах заливки лопастей

	<i>Стадии заливки</i>		
	<i>начало</i>	<i>середина</i>	<i>окончание</i>
I			
II			
III			
IV			
V			

ки без прибыли составлял 17 кг.

Исследование процесса заливки прозрачных моделей лопастей водой позволило выяснить гидродинамику потоков в форме, их размеры, направление движения струй к фронту кристаллизации, возможности обеспечить подпитку зон затвердевания. Проверка на прозрачных моделях указанных явлений оказалась особенно необходимой в связи с тем, что расположение дефектов по усадке и пористости на поверхности и внутри начально полученных отливок лопастей носило взаимосвязь с направлением движения струи в форме при заливке. Исследования позволили оценить особенности и преимущества каждого метода заливки.

При подводе металла сверху обнаруживается повышенный барботаж металла под струей, который продолжается на протяжении всего цикла заливки. Но этот способ содействует направленному затвердеванию отливки, так как при заполнении формы слой металла не перемещается снизу и по краям лопасти.

Подвод сбоку наклонно в повернутую в вертикальной плоскости лопасть создает меньшую степень барботажа, но при этом в жидком металле намечается тенденция к "закручиванию" по направлению продолжения поступающей струи.

Подвод сбоку прямо через один высокий щелевой питатель при сравнительно бурном начальном вхождении струи в полость формы затем обеспечивает достаточно спокойную заливку. Закручивание потока по плоскости лопасти практически не наблюдается. Этот метод заливки можно рассматривать как наиболее приемлемый при вертикальном расположении в форме отливок лопастей.

Изучение способа подвода снизу через один щелевой питатель позволило подтвердить несовместимость его с гидродинамики с возможностью создания направленной кристаллизации отливки лопасти. При этом методе с начала заливки наблюдается сильный выброс струи из питателя. Затем возникает закручивание струи по направлению выхода из ее горизонтального шлакоуловителя в вертикальный питатель, что приводит к перемещению струй по краям лопасти и к образованию в центральной части малоподвижной зоны, где собираются неметаллические включения, газ и шлак. Вместе с тем именно этот центр отливки, где затруднена подпитка и не исключено образование усадочных дефектов, больше всего нуждается в качественном металле. Полученные данные заставляют подойти более критически к применению метода подвода металла снизу сифоном

как для лопастей, так в целом и для стальных отливок.

Изученный в числе других метод подвода металла к лопасти сбоку через нижний и верхний питатели способствует как относительно спокойному заполнению формы лопасти, так и направленному затвердеванию, поскольку металл не перемещается с обратной от питателей стороны. Этот метод в числе других может успешно применяться при вертикальной заливке лопастей.

Проведенные исследования наряду с раскрытием гидродинамических особенностей, позволили уточнить количественные характеристики, в том числе коэффициентов расхода, проходное сечение питателей и время заливки. В этих данных наблюдалось достаточно близкое совпадение параметром, полученных расчетами, с результатами моделирования, за исключением случая подвода снизу. Обнаруженный здесь низкий коэффициент расхода обуславливает более длительное время заливки лопастей и повышенное сечение питателей.

Л и т е р а т у р а

1. Денисов В.А., Костенецкий С.В., Жуков Г.П. Влияние технологических факторов и конфигурации стальных отливок на их плотность в сб.: "Новое в процессах литья", Киев, АН УССР, 1974.
2. Василевский А.Ф. Технология стального литья. М., "Машиностроение", 1974.

Ю.П. Ледян, Д.М. Кукуй

ИССЛЕДОВАНИЕ ПОВЕРХНОСТНЫХ СВОЙСТВ КВАРЦЕВЫХ ПЕСКОВ

Кварцевые пески являются основным материалом, применяющимся для изготовления разовых литейных форм и стержней. Адгезия к песку связующих материалов определяется не только их физико-химическими свойствами, но и состоянием поверхности зерен кварцевого песка.

Исследование поверхностных свойств песка проводилось на хроматографе ХЛ-69. Исследовался кварцевый песок марки 1К02 люберецкого месторождения. Газом-носителем является азот, расход которого составлял 3 л/мин при давлении 1 атм. В качестве адсорбата был выбран эфир, так как он адсорбируется на гидроксильных группах поверхности и площадь пика хроматограммы в этом случае характеризует суммарное количество гидроксильных групп. Объем дозы составлял 2 мкл.

Вводимая в хроматограф доза частично адсорбируется адсорбентом (кварцевым песком), а частично выходит из колонки и регистрируется детектором и самописцем в виде пика, площадь которого пропорциональна объему, не адсорбированному на твердой фазе:

$$V_D = V_A + V_B,$$

где V - объем вводимой дозы, V_A - адсорбированный объем, V_B - объем, не адсорбированный на твердой фазе.

Навеска песка нагревалась до заданной температуры и выдерживалась в течение 1 часа. На рис. 1 представлены изменения адсорбционной способности кварцевого песка в зависимости от температуры прокалики. Кривая 1 соответствует изменению времени удержания t , кривая 2 - площади пика хроматограммы S , которая пропорциональна объему эфира, не адсорбированного на поверхности зерен песка.

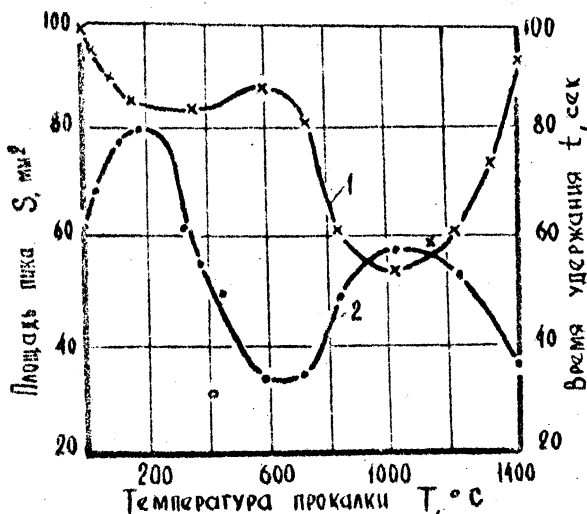


Рис. 1

Анализ экспериментальных данных показывает, что адсорбционная способность кварцевого песка резко меняется при прокалике его до высоких температур. Прокалика до температур 600-700 $^\circ\text{C}$ приводит к увеличению адсорбированного объема V_A . Это происходит в результате полного испарения адсорбирован-

шегося объема v_a . Это происходит в результате полного испарения адсорбированной влаги и адсорбции эфира на гидратированной поверхности кварца. Время удержания t при этом изменяется незначительно. Дальнейшее повышение температуры прокалики вызывает спекание поверхностного растворимого слоя кремнезема и дегидратацию поверхности зерен кварца, в результате чего площадь пика S увеличивается, а время удержания t уменьшается. Экстремумы на кривых t и S имеют место при температуре прокалики 900–1000 °С. В зоне этих температур β -кварц переходит в тридимит с изменением объема, отслаиванием оболочек и растрескиванием. Дальнейшее повышение температуры вызывает увеличение времени удержания t и уменьшение S в результате увеличения суммарной поверхности зерен кварца.

Удаление с поверхности зерен песка глинистых и окисных пленок приводит к некоторому увеличению времени удержания t и уменьшению площади пика S . Так, кипячение кварцевого песка в 20%-ном растворе соляной кислоты, вызывающее полное удаление глинистых и окисных пленок, приводит к увеличению времени удержания на 12–15% и уменьшению площади пика на 17–20%, что свидетельствует о возрастании адсорбции.

Характер же изменения адсорбционной способности такого песка в зависимости от температуры прокалики остается неизменным.

На рис. 2 представлены результаты гидромеханической ак-

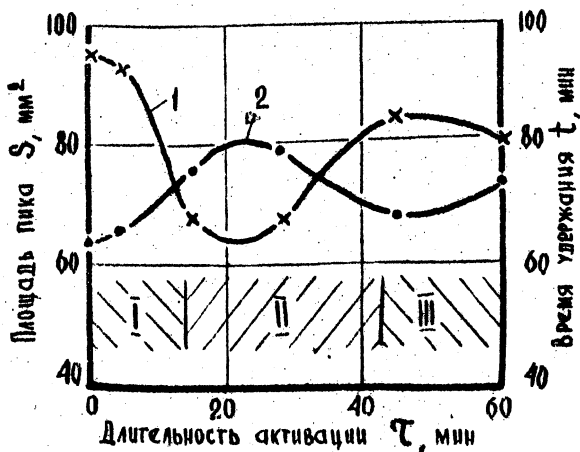


Рис. 2

тивации кварцевого песка в микроизмельчителе тканей РТ-2 в зависимости от длительности процесса активации. Кривая 1 соответствует изменению времени удержания t , кривая 2 - площади пика хроматограммы S . Процесс гидромеханической активации может быть разделен на три стадии.

На стадии I (рис. 2) происходит отделение легкоудаляемой глинистой оболочки, что вызывает уменьшение адсорбции. Увеличение длительности активации приводит к удалению окисных пленок с поверхности зерен песка, в результате чего адсорбционная способность возрастает (II стадия процесса). Дальнейшая гидромеханическая активация приводит к разрушению поверхностного слоя растворимого кремнезема, что вызывает снижение адсорбционной способности (III стадия).

Аналогичное изменение поверхностной активности имеет место и при активации кварцевого песка в катковом лабораторном смесителе ЛБ-2 (рис. 3). Кривая 1 соответствует из-

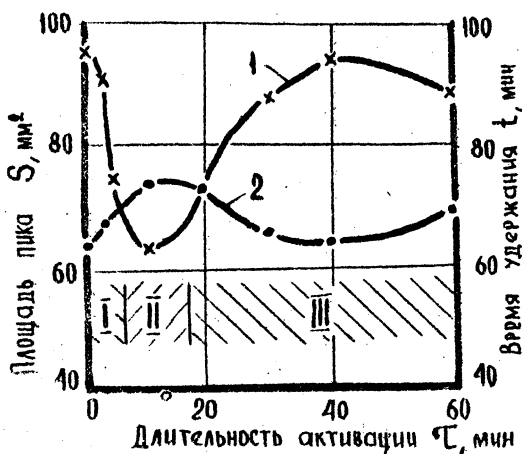


Рис. 3

менению параметра t , а кривая 2 - S . При механической активации песка под катками смесителя наблюдаются те же стадии, что и при гидромеханической активации, однако длительность I и II стадий несколько сокращается, а стадии III увеличивается. Это связано с тем, что процесс механического удаления глинистых и окисных оболочек под катками смесителя протекает более интенсивно.

Поверхностная активность кварцевых песков изменяется в значительной мере и с изменением их температуры.

В табл. 1 представлены результаты исследования влияния температуры кварцевого песка, подвергнутого различным видам активации, на изменение его адсорбционной способности.

Таблица 1. Влияние температуры песка на его адсорбционную способность

Время удержания t , сек Площадь пика S , мм ²	Температура песка, °С						Примечание
	20	50	100	150	200	250	
$\frac{94}{67}$	$\frac{90}{68}$	$\frac{83}{70}$	$\frac{78,5}{76,4}$	$\frac{75,3}{88}$	$\frac{73}{105}$		Исходный песок
$\frac{103}{60,5}$	$\frac{98}{61}$	$\frac{92,5}{64}$	$\frac{89,7}{69,8}$	$\frac{89}{82}$	$\frac{78,2}{100}$		Механическая активация $t = 5 \text{ мин}^x$
$\frac{60}{56}$	$\frac{44}{56,7}$	$\frac{32,5}{58}$	$\frac{30,6}{64}$	$\frac{29}{72}$	$\frac{30}{80}$		Термическая активация $T = 900^\circ\text{C}$, $t = 60 \text{ мин}$
$\frac{80}{72}$	$\frac{79}{75,3}$	$\frac{78,6}{83}$	$\frac{81}{88}$	$\frac{80,5}{95,4}$	$\frac{80,9}{100}$		Гидромеханическая активация $t = 10 \text{ мин}$

^x Песок активирован в микроизмельчителе РТ-2.

Увеличение температуры кварцевого песка приводит к значительному снижению адсорбционной способности его гидратированной поверхности.

Наиболее эффективна в этом отношении предварительная прокалка песка до 900°C , которая приводит к значительной дегидротации поверхности и резкому сокращению времени удержания.

Л и т е р а т у р а

1. Степанов Ю.А., Семенов В.И. Формовочные материалы. М., "Машиностроение", 1969. 2. Туманский А.Л. Формовочные пески. М., Машгиз, 1956. 3. Связанная вода в дисперсных системах. Вып. 1. Издательство МГУ, 1970. 4. Гольберт К.А., Вигдергауз М.С. Курс газовой хроматографии. М., "Химия", 1974.

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА ОРГАНИЧЕСКИХ СВЯЗУЮЩИХ МАТЕРИАЛОВ

Как было показано в /1,2/, предварительная обработка связующих материалов электрическими полями способствует повышению технологических свойств стержневых смесей, в состав которых входят активированные связующие. Это связано не только с увеличением величины заряда макромолекул, но и с изменением химического и структурного состава органических связующих материалов, происходящим под воздействием электрического поля.

Качественное изменение химического состава и структуры связующих, подвергнутых обработке постоянным электрическим полем, изучалось с помощью метода инфракрасной спектроскопии (ИК-спектроскопия) на двухлучевом ИК-спектрофотометре UR - 20 /3/.

В качестве объекта исследований использовались фенолформальдегидное связующее - фенолоспирт и карбамидное связующее М 19-62. На рис. 1 приведены ИК-спектры исходных материалов: фенолоспирта

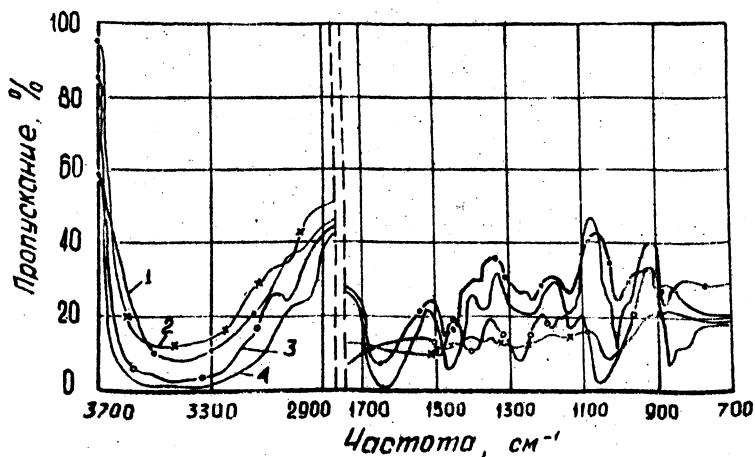


Рис. 1. ИК-спектры фенолоспирта М19-62

(кривая 1), М19-62 (кривая 2) и материалов, прошедших обработку постоянным электрическим полем: фенолоспирта $E = 40$ в/см, $v = 0,2$ м/сек (кривая 4) и М19-62 $E = 60$ в/см, $v = 0,2$ м/сек (кривая 3).

Анализ ИК-спектров показал, что после электрообработки как фенолоспирта, так и М19-62 интенсивность валентных колебаний гидроксильных групп в области $3200-3600$ см^{-1} возрастает (кривые 3, 4). Это свидетельствует о том, что в результате воздействия постоянного электрического поля происходит гидролиз химических связей и удрощение макромолекул связующих с образованием новых гидроксильных групп. О перестройке в электрическом поле макромолекул фенолоспирта свидетельствует изменение интенсивности поглощения в области 840 см^{-1} , обусловленной деформационными колебаниями С-Н групп бензольного кольца и уширение полосы поглощения $1640-1660$ см^{-1} С-Н групп, сопряженных с ароматическим кольцом. Увеличение интенсивности полос поглощения в области $1465-1470$ см^{-1} (кривые 3, 4) свидетельствует о возрастании в связующих количества метиленовых групп CH_2 , образовавшихся в результате восстановления под действием электрического поля метилольных групп CH_2OH /4/.

Электрообработка фенолоспирта приводит к возрастанию интенсивности полосы поглощения при частоте 1220 см^{-1} , соответствующей колебаниям карбоксильной группы COOH .

Увеличение интенсивности полосы поглощения группы С-Н при частоте 2980 см^{-1} у связующего М19-62, прошедшего обработку постоянным электрическим полем (кривая 3), свидетельствует о переходе макромолекул из агрегатированного (трехмерного) состояния в упорядоченное, т.е. линейное. При этом в местах разрыва связей происходит присоединение ОН групп и водорода. Кроме того, возможно частичное восстановление групп С-Н до С-ОН групп, что увеличивает реакционную способность связующего. Об упрощении макромолекул связующего М19-62 после электрообработки свидетельствует и возрастание интенсивности полос поглощения при 1030 и 1250 см^{-1} , обусловленных валентными колебаниями групп С-Н /4/.

Таким образом, анализ ИК-спектров контрольных связующих и обработанных постоянным электрическим полем позволил установить, что под влиянием последнего происходит разрыв химических связей, упрощение макромолекул и переход их из агрегатированного состояния в упорядоченное. При этом значительно увеличивается количество таких активных функцио-

нальных групп, как гидроксильные, метиленовые, метилольные и аминогруппы, что вызывает возрастание реакционной способности связующего, приводящее к увеличению прочностных свойств смесей и повышению их скорости твердения.

Л и т е р а т у р а

1. Дмитриевич А.М., Ледян Ю.П., Кукуй Д.М. Влияние воздействия электрических полей на свойства связующих веществ. В сб.: "Металлургия", вып. 6, Минск, БПИ, 1974.
2. Дмитриевич А.М., Ледян Ю.П., Кукуй Д.М. Обработка связующих электрическими полями. "Литейное производство", № 11, 1974.
3. Эллиот А. Инфракрасные спектры и структура полимеров. М., "Мир", 1972.
4. Накасини К. Инфракрасные спектры и строение органических соединений. М., "Мир", 1965.

А.И. Вейник

ОСОБЕННОСТИ ФИЗИЧЕСКОГО МЕХАНИЗМА МАГНИТНОЙ ОБРАБОТКИ ФОРМОВОЧНЫХ МАТЕРИАЛОВ

Хорошо известно положительное влияние магнитной обработки на формовочные смеси, связующие вещества и воду; магнитное поле сильно влияет также на процесс кристаллизации отливки. Для более широкого внедрения магнитных методов в литейное производство назрела необходимость выяснить физический механизм этого влияния. Эффекты специфического действия магнитного поля на материалы можно наблюдать в следующем калориметрическом опыте (рис. 1).

Подвергаемый магнитной обработке образец 2 диаметром 70 и длиной 50 мм помещается в геометрически закрытый массивный медный калориметр 1. Образец отделен от калориметра пенопластовыми прокладками 5. Для уменьшения теплообмена между образцом и калориметром их поверхности посеребрены, а из полости выкачивается воздух через шланг 3. Давление порядка 10^{-4} - 10^{-5} мм рт.ст. обеспечивается форвакуумным и диффузионным насосами. Разность температур ΔT между образцом и калориметром измеряется посредством шести последовательно соединенных термостолбиков (блоков) 4, содержащих по 50 хромель-копелевых термопар каждый (всего 300 термопар из проволоки диаметром 0,2 мм), и потенциметрической установки типа У309 с потенциометром Р309 или Р348 (чувствительность прибора 10^{-8} в).

Калориметр можно по желанию (дистанционно, с помощью

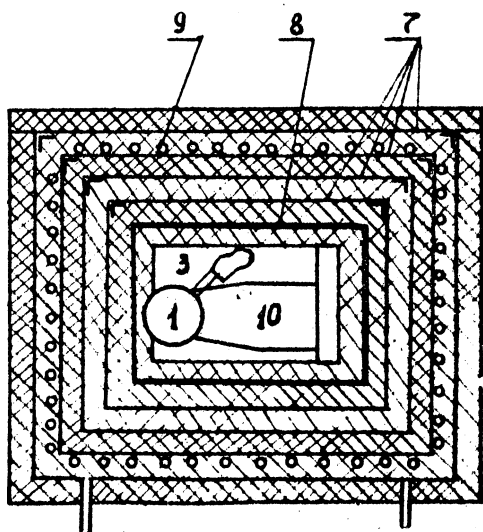
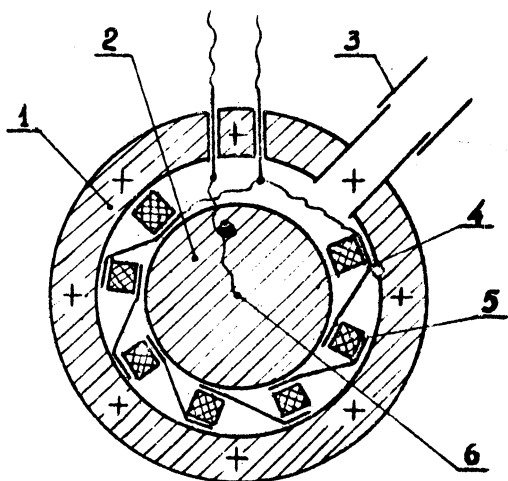


Рис. 1

штыря) ввести в воздушный зазор диаметром и длиной 71 мм мощного постоянного магнита 10 или вывести из него. Материал магнита ЮНК24, масса около 100 кг, напряженность магнитного поля в зазоре 2700 эрстед, полная энергия магнита более 200 дж (за 20 лет магнит потерял 20% своей энергии).

Магнит расположен в специальном термостате, состоящем из массивного медного ящика 8 размером 720x560x425 мм и с толщиной стенок 10 мм, и четырех алюминиевых ящиков 7 с толщиной стенок 2-3 мм. Размеры наружного ящика 1570x1480x1340 мм. Каждый ящик выложен изнутри слоем легковесного пенопласта толщиной 100 мм, снаружи термостат покрыт таким же слоем, общие габариты термостата 1800x1700x1600 мм. На наружной поверхности предпоследнего ящика расположена электрообмотка 9, соединенная через контактный термометр и реле с электросетью. Термометр вмонтирован в стенку предпоследнего ящика. С помощью реле (используется ультратермостат немецкого производства) температура этого ящика поддерживается на уровне 30°С с точностью $\pm 0,1$ град.

Описанный термостат работает по принципу последовательного соединения большого числа (пяти) термических сопротивлений (пенопластовые плиты) и емкостей (теплопроводные ящики). В результате начальные колебания температуры $\pm 0,1$ град затухают почти на 4 порядка и в калориметре составляют около $\pm 10^{-5}$ град. Такой термостат оказывается даже более чувствительным, чем лучшие известные терморегуляторы, основанные на других принципах /1-4/. Недостатком термостата является его медленный выход на стационарный режим.

Калориметр калибруется посредством мини-нагревателя 6 диаметром 1 и длиной 10 мм, вмонтированного в образец. При пропускании тока через нагреватель фиксируется разность температур ΔT между образцом и калориметром на стационарном режиме. Отвечающая этой разности мощность, потребляемая нагревателем, характеризует теплотери (и тепловыделение, если нагреватель выключен, но действуют другие источники теплоты) образца. Например, при сплошном пенопластовом кольце 5 без вакуума и одном термостолбике из 10 термонар мощности нагревателя 10^{-4} вт соответствует разность температур $\Delta T = 0,002$ град = 1,3 мкв. Применение упомянутых выше шести термостолбиков (300 термонар) и вакуума повышает разрешающую способность калориметра на 3 порядка.

В ходе опыта измеряются также температура калориметра, магнита, медного ящика, воздуха в комнате и т.д. После постановки в калориметр образца (например из стали) стациона-

нарный режим наступает через 2-4 недели. Эффект взаимодействия магнитного поля и материала образца проявляется в повышении температуры последнего на величину порядка 10^{-7} град. Это свидетельствует о выделении теплоты в соответствии с законом диссипации (экранирования) /5-7/. А это, в свою очередь, говорит о существовании материального носителя магнетизма, подобного электрону, т.е. особой элементарной магнитной формы материи и сопряженной с нею элементарной магнитной формы движения /5-7/. В соответствии с этим магнитное поле представляет собой поток саттонов - частиц, в состав которых входят порции (кванты) различных форм материи (по-санскритски - паван) - магнитной, кинетической (масса), метрической (пространство), волновой и т.д. Непрерывная круговая циркуляция этого потока в макромагните, молекуле, атоме и частице создает все известные магнитные эффекты. Непосредственное взаимодействие потока саттонов с материалом вызывает наблюдаемые изменения его свойств.

Ничтожное количество тепла магнитной диссипации свидетельствует о том, что саттоны пронизывают образец в условиях супер (сверх) - магнитопроводности, характеризующейся исключительно малым сопротивлением. Аналогичное малое (не равное нулю) сопротивление недавно было экспериментально обнаружено в явлениях сверхпроводимости и сверхтекучести /7/. Супермагнитопроводность разрушается при повышении температуры магнита, критической температурой служит известная точка Кюри, при которой скачкообразно растет истинное магнитное сопротивление материала.

Л и т е р а т у р а

1. Кальве Э., Прат А. Микрокалориметрия. Применение в физической химии и биологии. Пер. с франц. М., ИИЛ, 1963.
2. Дретлер мл. Прецизионный пропорциональный термостат. "Приборы для научных исследований"; № 11, 1974.
3. Георгиев Г.М., Китаева Г.Х., Михайловский А.Г. Универсальный терморегулятор с широким диапазоном регулировки. "Приборы и техника эксперимента", № 6, 1974.
4. Васильев Я.В. Прецизионный терморегулятор. "Приборы и техника эксперимента", № 2, 1975.
5. Вейник А.И. Термодинамика. Минск, изд-во МВССиПО БССР, 1961.
6. Вейник А.И. Кокиль. Минск, "Наука и техника", 1972.
7. Вейник А.И. Термодинамическая пара. Минск, "Наука и техника", 1973.

И.Н. Афанасюк, Л.Ш. Зарецкий,
В.Р. Ровкач

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ КИНЕТИКИ ОТВЕРЖДЕНИЯ КОКИЛЬНЫХ ОБЛИЦОВОК ИЗ ВЛАЖНЫХ ПЕСЧАНО-СМОЛЯНЫХ СМЕСЕЙ

С целью выбора термовременных режимов отверждения кокильных покрытий из влажных песчано-смоляных смесей в настоящей работе исследовали кинетику отверждения облицовок при одностороннем нагреве. В экспериментах использовали смесь из 100 вес.ч. кварцевого песка марки 1К02А, 1,7 вес.ч. карбамидно-фурановой смолы марки БС-40 и различного количества водного раствора ортофосфорной кислоты (плотность раствора - $1,6 \text{ г/см}^3$). Смесь приготавливали в быстродействующем лопастном смесителе, а затем выгружали ее в головку пескодувной стержневой машины мод. 348. Облицовку размером 170×140 мм и толщиной 4 мм получали вдувом смеси в зазор, образованный нагреваемой нижней ("модельной") плитой и холодной верхней ("кокильной") плитой. Контур облицовки образовывался термоизоляционными прокладками.

В процессе отверждения облицовки специальным шупом-индикатором определяли толщину ее твердого слоя через различные промежутки времени после надува. Давление шупа на облицовку составляло 5 кг/см^2 . Опыты проводились при температуре модельной плиты 80, 125, 180 и 225°C со смесями, содержащими 0,1; 0,3; 0,5 и 0,7 вес.ч. катализатора.

В качестве примера на рис. 1 приведены результаты измерений толщины твердого слоя при температуре модельной плиты 125 и 225°C .

Как показали исследования, кинетику нарастания твердого слоя облицовок со стороны модельной плиты при применении в смесях катализатора можно приближенно представить в виде прямолинейной зависимости $x = kt$ толщины твердого слоя x от времени его отверждения t . Для смесей без катализатора эта зависимость имеет параболический характер (рис. 1, б, кривая 3). Сопоставление данных, полученных для смесей различного состава, позволяет сделать вывод о том, что в присутствии катализатора заметно ускоряется отверждение облицовочных покрытий.

Особенно эффективное каталитическое действие наблюдается при вводе в смесь небольших добавок ортофосфорной кислоты и при более низких температурах прогрева слоя. Величина коэф-

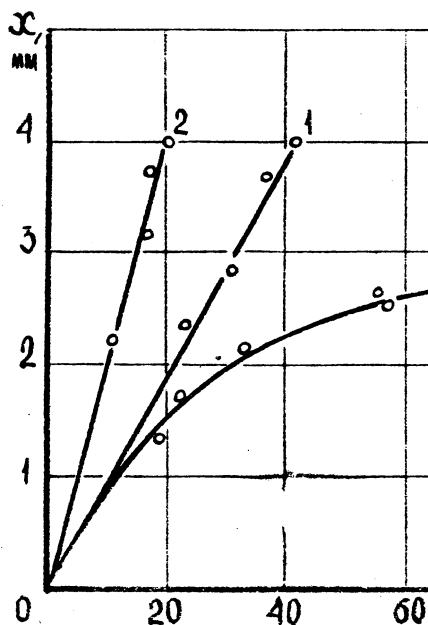
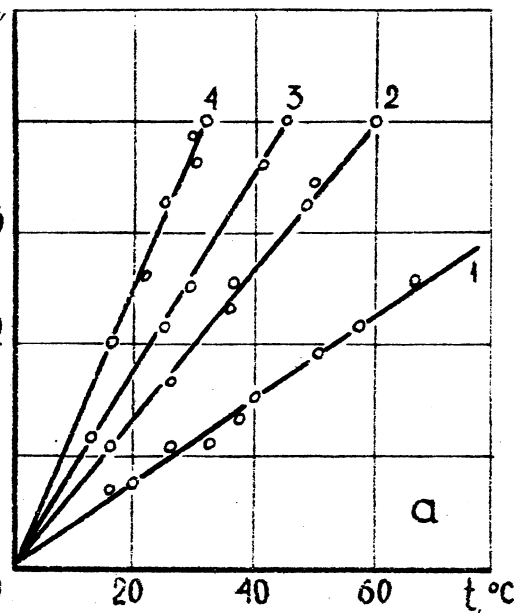


Рис. 1. Изменение толщины твердого слоя облицовки в зависимости от состава смеси и температуры модельной плиты T_M :

- а) $T_M = 125^\circ\text{C}$; 1 - 0,1 вес.ч. катализатора; 2 - то же, 0,3 вес.ч.; 3 - то же, 0,5 вес.ч.; 4 - то же, 0,7 вес.ч.
 б) $T_M = 225^\circ\text{C}$; 1 - 0,1 вес.ч. катализатора; 2 - то же, 0,3 вес.ч.; 3 - без катализатора.

коэффициента пропорциональности k для смесей с катализатором зависит от температуры модельной плиты и количества катализатора в смеси. Для проведенных экспериментов значения коэффициента k приведены в табл. 1.

Таблица 1

Температура модельной плиты, °С	Коэффициент k при количестве катализатора в вес. ч., мм/сек			
	0,1	0,3	0,5	0,7
80	120	31,5	24,5	19,5
125	28	15,5	12	8,5
180	14	9,5	8	7
225	10	5	-	-

На основании выполненных исследований для создания перспективного высокопроизводительного оборудования можно рекомендовать режимы отверждения облицовок толщиной 4 мм из смесей, содержащих 100 вес.ч. кварцевого песка марки 1КО2А и 1,7-2,0 вес.ч. смолы марки БС-40. Характеристика режимов приведена в табл. 2.

Таблица 2

Количество ортофосфорной кислоты в смеси, вес. ч.	Температура модели, °С	Температура кокля, °С	Время отверждения, t, сек
0,5	200	80	15
0,4	200	20	60
0,5	100	80	60
0,3	200	80	60

Производственные испытания указанных смесей при литье чугунных автомобильных гильз в облицованные кокили показали, что отливки характеризуются высокой размерной точностью, отсутствием газовых и песчаных раковин, обычно связанных с облицовкой. Облицовочные смеси разработанных составов отличаются хорошей подвижностью при надуве. Прочность облицовок при изгибе составляет не менее 35 кг/см².

УЛУЧШЕНИЕ КАЧЕСТВА ПОВЕРХНОСТЕЙ
ЧУГУННЫХ ОТЛИВОК

Применение песчаных глинистых смесей для получения чугунных отливок вызывает появление дефектов (пригаров, ужимин), связанных с качеством поверхности формы.

В данной работе исследовали влияние окиси железа (гематита), вводимого в состав антипригарных покрытий и формовочных смесей в виде мелкодисперсного порошка с высокой удельной поверхностью. Изучение чистоты поверхности проводили на образцах, представляющих собой кварцевую трубку диаметром 20 мм, которую заполняли испытываемой смесью, а торец покрывали противопригарным покрытием. Пакет образцов на держателе опускали в расплав жидкого металла. Глубину проникновения металла в образец формовочной смеси замеряли с помощью микроскопа МБС-2.

Сравнение исследуемых образцов, покрытых графитово-бентонитовой краской ГБ-2 и краской СБ с добавками в их состав гематита показало, что глубина проникновения металла в случае введения окиси железа в состав противопригарных красок значительно уменьшается.

Микроскопическим и рентгеноструктурным анализами сечений пригарной корки установлено, что образовавшийся пригар представляет пленки окислов железа различных степеней окисления: FeO - вюстит; Fe_3O_4 - магнетит и Fe_2O_3 - гематит.

В зависимости от длительности взаимодействия металла и материала формы указанные окислы входят в состав пригарной пленки в различных соотношениях.

При формовке "по-сырому" введение окиси железа в формовочную смесь наряду с улучшением чистоты поверхности отливок привело к уменьшению склонности смеси к ужиминообразованию. Форма металлоемкостью 20 кг (рис. 1) состояла из двух опок. В верхней опоке находилась полость для получения технологической пробы и литниковая система. Заливку формы проводили в два этапа чугуном (в % по массе): 3,4С, 2,1 Si, 0,5Mn, 0,15P и 0,12S. После заливки первой порции металла (примерно 10 кг) на потолочной поверхности полости пробы создаются условия образования сухой корочки и последующего слоя повышенной влажности. После выдержки в течение 30 сек заливали остальную часть жидкого металла. Его поднимающийся уровень точно воспроизводил верхнюю плоскость со всеми

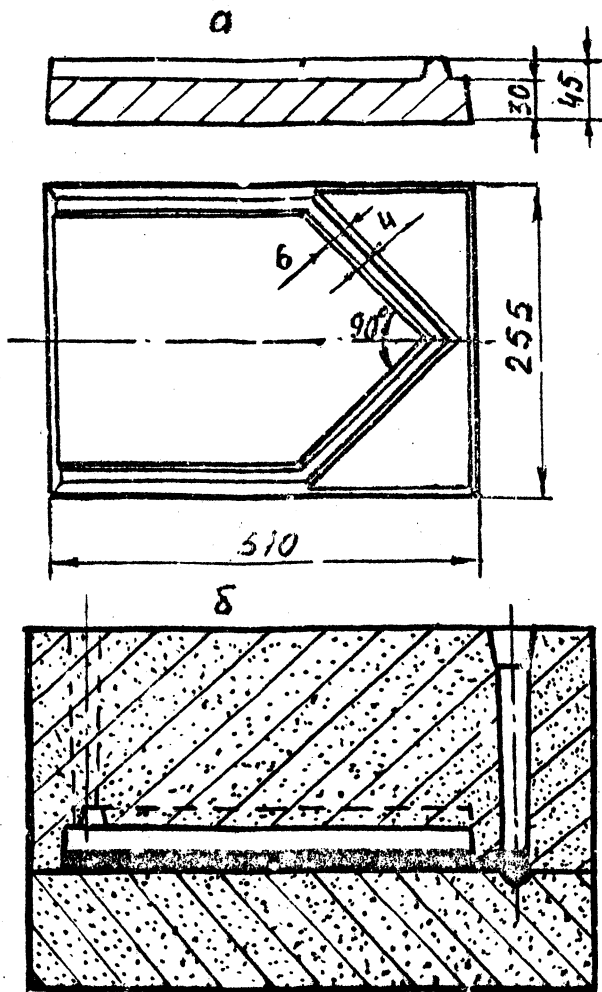


Рис. 1. Технологическая проба на ужиминообразовании:
 а) модель; б) схема заливки.

отклонениями, которые произошли с испытываемой смесью.

Проведенные исследования показали, что введение 0,5–1,5% окиси железа в формовочную смесь позволяет уменьшить на 30–50% площадь поражения отливки ужимками. Применение в

составах красок окиси железа повышает кроющую способность и устойчивость красок против смывания жидким металлом в процессе заливки, что обеспечивает улучшение чистоты поверхности чугунных отливок.

Б.Г. Вайтман, Н.П. Жмакин

ВЛИЯНИЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ФАКТОРОВ НА ТВЕРДОСТЬ ЧУГУННЫХ ОТЛИВОК

В работе исследована твердость чугунных отливок в зависимости от технологических факторов (начальной температуры кокиля, площади футерованной поверхности и толщины слоя краски) при симметричных и несимметричных условиях охлаждения.

Полуформа сборного кокиля представляла собой набор пластин 150x130 мм для прямоугольных направляющих (130x45x700 мм) и 150x150 мм для Т-образного элемента направляющей с размерами полки 100x60 мм, высотой и длиной соответственно 250 и 1400 мм. Толщина тонкой стенки составляет 20 мм.

Начальная температура кокиля изменялась от 300 до 723°K, а стержня = 300 К. Поверхность кокиля и песчаного стержня покрывали краской толщиной 0,5 и 0,7 мм. Серый чугун имел химический состав (в % по массе): 3,3-3,4 С, 1,8-1,9 Si, 0,7-0,8 Mn, 0,15 P и 0,12 S. Температура заливки металла 1570-1600 К.

Результаты замеров твердости чугунных планок, отлитых в симметричный футерованный кокиль при $X_2/X_1 = 2,4$ и $X_{кр} = 0,7$ мм, показывают, что с увеличением температуры кокиля от 300 до 723 К поверхностная твердость отливки снижается. Твердость при $T_{2нач} = 300$ К составляет 223-241 НВ на отливке и 197-229 НВ на детали после механической обработки. При $T_{2нач} = 723$ К твердость отливки уже равна 202-207 НВ и обработанной детали 175-197 НВ.

Твердость металла с увеличением площади футерованной поверхности также уменьшается. Например, при $F_{2фут} = 0,2 - 0,6 F_{2общ}$ твердость находится в пределах 240-180 НВ; при $F_{2фут} = 0,6 - 1,0 F_{2общ}$ - 180-140 НВ.

Сопоставление экспериментальных данных показывает, что распределение твердости по сечению Т-образного элемента зависит от условий охлаждения. Для сухой песчано-глинистой формы перепады твердости между различными участками от-

ливки составляют 15 НВ. В песчаной форме с холодильником перепады становятся довольно значительными, достигая 35-45 НВ. Применение кокиля с футерованной поверхностью позволяет уменьшить разность твердости у подошвы и по центру тонкой стенки до 20 НВ. Различие в твердости нижней и боковой частей отливки можно объяснить образованием газового зазора между отливкой и вертикальной стенкой кокиля /1,2/.

Поверхностная твердость металла отливки при несимметричных условиях охлаждения не одинакова: со стороны кокиля твердость была 215-230 НВ, а со стороны стержня - 190-205 НВ. Значительное увеличение твердости наблюдается в углах и по линии разъема кокиля. Применение комбинированной формы из элементов с различной площадью футерованной поверхности позволяет получать отливки с равномерной твердостью по всей поверхности.

Л и т е р а т у р а

1. Вейник А.И., Кокиль. Минск, "Наука и техника", 1972.
2. Анисович Г.А., Жмакин Н.П. Охлаждение отливки в комбинированной форме. М., "Машиностроение", 1969.

И.К. Игнатик, И.З. Логиннов,
Б.С. Голиков

ВЫБОР ОПТИМАЛЬНОГО РЕЖИМА РАБОТЫ ПЛАЗМЕННОЙ ГОРЕЛКИ

При изготовлении ф-мующей оснастки плазменным напылением /1,2/ важно, особенно при нанесении первого слоя, чтобы все частицы порошка падали на модель расплавленными. Нерасплавленные частицы значительно ухудшают чистоту рабочей поверхности ф-мующей полости.

Проплавление порошка зависит от режима горелки, в частности, расхода плазмообразующего газа и порошка, мощности источника частиц порошка. Оптимальным является режим, при котором происходит полное проплавление частиц, а также обеспечивается высокая стойкость электродов и устойчивая работа горелки.

В работе использовалась горелка конструкции ВНИИавтогенмаш, которая (по данным этого института) при мощности 30 кВт обеспечивает стабильную работу и высокую стойкость

электродов. Поэтому все исследования режимов велись при мощности 30 кВт.

В опытах использовался железный порошок марки ПЖ1М с фракцией до 100 мкм, частицы которого имели неправильную форму. В качестве плазмообразующего газа применялась смесь аргона и 15% аммиака. Расход транспортирующего газа составлял 0,4 нм³/час. Переменными параметрами являлись расход порошка и плазмообразующего газа.

Расход порошка применялся равным 10,20 и 40 г/мин, расход газа - 2,23; 2,56; 2,95; 3,30; 3,70 и 4,03 нм³/час.

Оптимальный режим работы горелки определялся путем напыления порошка на свободную поверхность при дистанции напыления 2500 мм, чтобы расплавленная частица за время полета успела затвердеть и охладиться.

Порошок каждого опыта собирался и рассматривался под микроскопом МБС-2 при увеличении в 56 раз. Проплавление порошка оценивалось по балльной системе (табл. 1).

Таблица 1. Балльная система оценок проплавления порошка

Баллы	Процентное содержание частиц	
	непроплавленных, имеющих исходную форму	оплавленных сверху
5	-	до 0,48
4	до 0,36	0,48 - 0,95
3	0,36 - 1,20	0,95 - 1,80

Непроплавленными считали частицы, которые имели острые кромки, оплавленные сверху частицы без острых кромок, но еще не успевшие принять шарообразную форму. В результате многочисленных опытов установлено, что такие частицы хорошо "сливаются" в процессе напыления с проплавленными и не ухудшают рабочей поверхности матрицы.

На рис. 1 показана зависимость проплавления порошка от режима работы горелки. На площади, заштрихованной в одну сторону, проплавление оценено в 5 и 4 балла. При расходе порошка 10 г/мин проплавление оценено, в основном, по 4-му баллу. Такое явление, вероятно, можно объяснить тем, что при больших скоростях истечения плазмы небольшой массе порошка, особенно мелким частицам, трудно проникнуть в высокотемпературную зону факела и они выдуваются по стенке сопла.

При расходе 20 г/мин порошка он стабильно плавится при

расходе газа в пределах 2,23–3,30 $\text{нм}^3/\text{час}$, для 40 г/мин расход газа составляет – 2,23–2,95 $\text{нм}^3/\text{час}$.

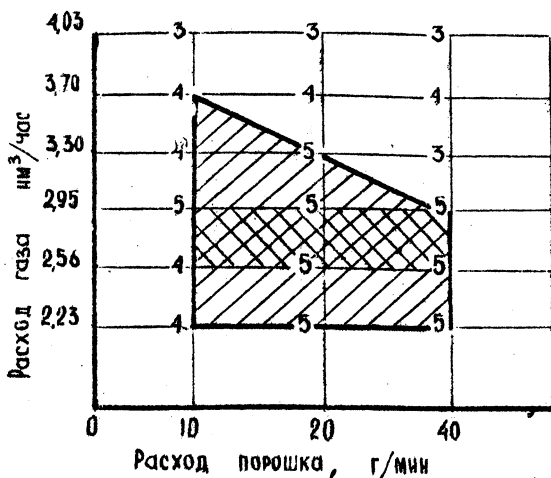


Рис. 1. Влияние расхода плазмообразующего газа и порошка на степень его проплавления

С точки зрения стойкости электродов и стабильности работы горелки нижний предел расхода газа 2,23 $\text{нм}^3/\text{час}$ не рекомендуется для данной мощности. Верхний предел расхода газа ограничивается расходом порошка 40 г/мин.

Оптимальный расход газа для мощности 30 кВт (при расходе порошка до 40 г/мин) составляет 2,56–2,95 $\text{нм}^3/\text{час}$, что соответствует на графике площади с двухсторонней штриховкой. Такой расход газа обеспечивает максимальную производительность горелки и полное проплавление порошка.

Л и т е р а т у р а

1. А.М. Дмитриевич, И.З. Логинов, И.В. Робинсон, А.М. Голунов. Изготовление матриц прессформ плазменным напылением. "Литейное производство", № 9, 1972. 2. А.М. Дмитриевич, И.З. Логинов, А.А. Мурог. Свойства напыленных материалов. "Литейное производство", № 10, 1974.

И.З. Логинов, И.К. Игнатик,
Е.И. Чернобрисов

ИЗМЕНЕНИЕ ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА НАПЫЛЕННЫХ ПОРОШКОВЫХ МАТЕРИАЛОВ

Плавку порошка при напылении плазмой можно рассматривать как микрометаллургический процесс отдельных его частиц. Так как порошок имеет развитую поверхность, большое значение имеет газовая среда, в которой происходит этот процесс. В зависимости от нее и вида напыляемого материала в частице порошка происходит растворение или удаление газов, окисление или угар отдельных элементов.

Наиболее вредное воздействие на окисление и угар элементов оказывает кислород. С ростом дистанции напыления растет и содержание кислорода в струе плазмы. На расстоянии 60 – 80 мм от среза сопла в плазме аргона оно практически равно содержанию кислорода воздуха. Действие защитной атмосферы из плазмообразующего газа весьма ограничено. Таким образом, на дистанциях, часто используемых при напылении (80–150 мм), полет частиц и формирование напыляемой поверхности происходит в атмосфере воздуха.

Изменение химического состава после напыления исследовали в никельборхромистых порошках типа ПГ-ХН80СР2, железа ПЖ1М и нержавеющей стали ОХ18Н9Т. Содержание элементов определяли аналитическим методом в исходных порошках, после напыления в воду на дистанции 150 мм и на свободную поверхность с дистанции 2500 мм.

Напыление в воду производилось с целью фиксации химического состава порошка на дистанции, при которой обычно идет процесс напыления. При напылении на свободную поверхность частицы порошка затвердевают и охлаждаются до температуры окружающего воздуха. На их поверхности проходят все возможные в атмосфере воздуха реакции.

Порошки напыляли плазменной горелкой УМП-68 мощностью 25 квт, с диаметром сопла 8 мм. Материал вводился через три отверстия диаметром 3 мм на расстоянии 12 мм выше среза сопла.

В никельборхромистых порошках исследовалось влияние плазмы технического азота на содержание углерода, кремния и азота (табл. 1). В техническом азоте присутствовало до 0,5% кислорода и 80% влаги.

Как видно из табл. 1, угар углерода и кремния имеет место во всех порошках, а содержание общего азота уменьшается.

Таблица 1

Вид обработки порошков	Марка порошков								
	ПГ-ХН80СР2			ПГ-ХН80СР3			ПГ-ХН80СР4		
	Содержание элементов в %								
	С	Si	N	С	Si	N	С	Si	N
Исходный порошок	0,76	2,84	0,069	0,5	3,34	0,077	0,7	3,47	0,08
Порошок, напыленный в воду	0,74	2,74	0,064	0,48	0,27	0,056	0,63	3,34	0,076
Порошок, напыленный на свободную поверхность	0,62	2,10	0,045	0,4	3,20	0,07	0,6	3,27	0,063
Угар элементов в % при напылении на свободную по- верхность	18,4	26,6	34,7	20,0	4,1	38,9	14,2	5,7	21,2

Количество бора в порошке ПГ-ХЕ80СР4 (исходное содержание 2,3%) после напыления в воду и на свободную поверхность снижается на 35-38%.

Железный порошок исследовался на общий азот и кислород при напылении смесью газов аргон и 15% аммиака, химически чистым и техническим азотом (табл. 2). Содержание азота в исходном железе составляло 0,17% и кислорода - 1,0%.

Таблица 2

Метод напыления	Вид плазмообразующего газа	Содержание газов, %	
		азота	кислорода
Напыление в воду	Аргон + 15% аммиака	0,12	4,7
	Химически чистый азот	0,095	7,6
	Технический азот	0,16	20
Напыление на свободную поверхность	Азот + 15% аммиака	0,17	10,0
	Химически чистый азот	0,036	7,0
	Технический азот	0,04	19,0

Содержание азота в железе уменьшается при напылении всеми газами, а содержание кислорода в железе находится в виде окислов. Меньше окислов присутствуют в порошках, напыленных смесью аргона и аммиака и больше в порошках, напыленных техническим азотом.

В табл. 3 показано содержание общего азота в порошке ОХ1 8Н9Т после напыления. В исходном состоянии в нем содержалось 0,1% азота.

Таблица 3

Метод напыления	Вид плазмообразующего газа	Содержание азота, %
Напыление в воду	Аргон + 15% аммиака	0,25
	Чистый азот	0,14
	Технический азот	0,37
Напыление на свободную поверхность	Аргон + 15% аммиака	0,28
	Химически чистый азот	0,13
	Технический азот	0,19

Анализ показал, что в порошке ОХ1 8Н9Т содержание азота увеличивается при напылении всеми газами. Насыщение азотом

можно объяснить содержанием в напыляемых материалах титана, хрома, марганца, способных растворять в себе азот, причем титан стоит первым по способности к поглощению азота.

Следует отметить, что при других режимах напыления угар элементов и растворимость газов может меняться. Изменение химического состава напыленных порошков связано с видом плазмообразующего газа, перегревом частиц, а также зависит от химического состава напыляемых порошков, что следует учитывать при разработке технологии плазменного напыления.

В.Н. Бахирев, В.Н. Надежкин

ВЫБОР АППАРАТОВ ОЧИСТКИ ДЛЯ ПЛАВИЛЬНЫХ АГРЕГАТОВ

Отраслевой научно-исследовательской лабораторией по очистке газовых выбросов плавильных агрегатов (НИЛОГАЗ) ВПИ путем анкетного опроса было обследовано 89 литейных цехов предприятий тракторного и сельскохозяйственного машиностроения, занимающего ведущее место в стране по выпуску литых заготовок.

Данные по использованию плавильных установок отражены в табл. 1.

Результаты обследования свидетельствуют о том, что наиболее распространенными плавильными агрегатами в данной отрасли являются вагранки и дуговые печи. Вместе с тем именно они представляют собой основные источники пылегазовых выбросов литейных цехов. Практически все действующие вагранки и дуговые печи не имеют в настоящее время установок, обеспечивающих эффективную очистку отходящих газов. Таким образом, разработка и внедрение систем очистки для этих плавильных агрегатов является в настоящее время неотложной задачей.

Главными факторами, определяющими выбор очистной установки, служат: эффективность пылеулавливания, капитальные и эксплуатационные затраты, долговечность и надежность в работе, потребность в производственных площадях.

Существующие пылеуловители тонкой очистки подразделяются на три класса: тканевые фильтры, электрофильтры и аппараты мокрой очистки. Однако тканевые и электрофильтры требуют высоких капитальных затрат, предварительного охлаждения газов, больших площадей, при этом они довольно сложны в об-

Таблица 1

Производительность цехов, т/год	Количество цехов	Серый чугун			Ковкий чугун		Специальный чугун			Стальное литье	
		вагранки	индукционные печи	дуговые печи	вагранки	дуговые печи	вагранки	дуговые печи	индукционные печи	дуговые печи	индукционные печи
до 5000	21	23			5		2			1	21
5000 - 10000	15	14			14	2		2	6	2	
10000 - 30000	22	43			4	3	4	1		10	
30000 - 50000	7	14			3	2				7	7
50000 - 100000	15	58	2	3						27	
свыше 100000	9	14								87	
Итого:	89	156	2	3	26	7	6	3	6	134	28

Всего: вагранок - 198; дуговых печей - 144; индукционных печей - 28.

Примечание. Приказом Министра МТСХМ от 16.09.74г. № 368 предусматривается ввод в 1976 - 1980 гг. 30 индукционных тигельных печей промышленной частоты ИЧТ-10, 5 индукционных миксеров ИЧТМ-10, трех печей ИЧТ-6, двух миксеров ИЧТМ-6, трех литейных канальных печей-дозаторов емкостью 5 т фирмы "АSEA".

служивании.

Аппараты мокрой очистки за последние годы нашли более широкое применение. Они достаточно просты в изготовлении и эксплуатации, компактны, в большинстве случаев позволяют обеспечить соблюдение установленных санитарных норм при относительно небольших капитальных затратах.

Лабораторией НИЛОГАЗ были проведены в полупромышленных условиях исследования ряда мокрых пылеуловителей: пенного и барботажного аппаратов, полого скруббера, ротоклона, вентиляторного пылеосадителя и трубы Вентури. Результаты испытаний показали, что наиболее эффективны высоконапорные трубы Вентури. При оптимальных расходах воды работа аппарата стабильна, на нее не оказывают влияния температура очищаемых газов, их запыленность и объем.

При выборе аппаратов очистки следует учитывать особенности работы плавильных установок. Для вагранок специфичными являются точечный выброс, высокая температура газового потока и наличие в нем полидисперсной пыли. Для дуговых печей характерен рассредоточенный аэрозольный поток и относительно высокая концентрация окислов азота и серы. В обоих случаях расход отходящих газов и температуры нестабильны и колеблются в широких пределах.

С учетом вышеуказанного оптимальным решением задачи является применение двухступенчатой системы "мокрый пылеуловитель (искрогаситель) - труба Вентури". При очистке ваграночных выбросов первая ступень - искрогаситель - улавливает крупные частицы и понижает температуру отходящих газов, что существенно облегчает условия работы системы в целом. На дуговых печах первая ступень играет роль демпфера, выравнивая расходы газовых выбросов во времени, что повышает стабильность и эффективность работы второй ступени. Водоснабжение системы мокрой очистки, как правило, обратное с соответствующими установками осветления воды и ее периодической нейтрализации.

Двухступенчатые системы очистки газов, снабженные автоматическими приборами контроля и управления, надежно обеспечивают пылеулавливание до требуемых санитарных норм. При этом энергозатраты на 1000 нормальных кубометров очищаемого газа составляют 6 - 8 квт, а расход оборотной воды - 1,0 - 1,2 м³.

СО Д Е Р Ж А Н И Е

Худокормов Д.Н., Королев В.М., Белый О.А., Леках С.Н., Кулага Н.Е., Губин Г.В., Бернадо В.Ф., Дворниченко И.Ф. Процесс плавки серого чугуна в вагранке с использованием в шихте металлизированных железорудных окатышей	3
Чабелка И., Пиларик С., Мургаш М., Меснар Г. Некоторые возможности применения магнитного и ультразвукового полей в металлургии.	7
Дмитрович А.М., Комаров О.С., Тульев В.Д. Влияние Вi и Се на зарождение центров кристаллизации в расплаве серого чугуна.	13
Комаров О.С., Бахмат В.А., Тульев В.Д. Влияние добавок Вi и Al на распределение S между фазами в процессе кристаллизации серого чугуна	16
Худокормов Д.Н., Мартынюк М.Н., Шитов Е.И., Гарбуз С.В. Влияние микролегирующих добавок на структуру и гидроабразивную стойкость сплава ИЧХ28Н2	18
Королев В.М., Мартынюк М.Н., Шитов Е.И., Гарбуз С.В. Исследование свойств высокохромистых износостойких чугунов	21
Галушко А.М., Леках С.Н., Довнар Г.В., Немененок Б.М., Толах В.И. Исследование режимов старения сплава АЛ4 с добавками вторичных шихтовых материалов	26
Галушко А.М., Нерославский О.М., Очеретяный В.С., Маркаров Ю.В., Тиханович О.А. Использование метода математической статистики для улучшения свойств сплава АЛ4	29
Лазаренков А.М. Формирование структуры отливок при литье по газифицируемым моделям	33
Тутов В.И., Оффенгенден А.А., Подольский М.С. Сравнение методов расчета затвердевания слитков непрерывного литья	35
Бевза В.Ф., Марукович Е.И., Сенькин Н.А. Управление процессом охлаждения непрерывной отливки с помощью экранов	41
Гринберг В.А., Соболев В.Ф., Черевань В.В., Столярова Г.И., Дукач А.Е. Температурное поле плоского кристаллизатора при непрерывном литье	44

Калиниченко А.С., Никитин А.В. Особенности формирования медной плоской заготовки на вращающемся кристаллизаторе	48
Драченев В.Ф. Исследование процесса формирования сложной алюминиевой отливки в металлической форме	52
Гурвич Э.А., Драгенов В.Ф., Есьман Р.И., Жмакин Н.П., Костюкевич Э.Л. Исследование теплового режима отливки и кокиля при литье корпуса топливного насоса тракторного двигателя	55
Гурвич Э.А. Исследование и расчет цикла кокиля при охлаждении различными теплоносителями	57
Лосюк Ю.А., Никитин А.В. Определение толщины ленты, намораживаемой на вращающийся кристаллизатор	59
Калиниченко А.С., Лосюк Ю.А. Интенсивность теплообмена на контактной поверхности и образование дефектов в тонкой отливке	63
Есьман Р.И. Расчет нестационарного температурного поля металлической формы	65
Северденко В.П., Матусевич А.С., Прокопов И.П., Волошин Г.Н., Тищенко А.Д. К процессу непрерывного литья композиций алюминий-бор	68
Тутов В.И., Соболев В.Ф., Сенькин Н.А., Крутилин А.Н. Непрерывное литье машиностроительных заготовок с применением песчаного стержня	71
Гринберг В.А., Земсков И.В. Способы литья латунных сепараторов	74
Милов А.М., Гришанович А.М., Кузнецов С.В. Исследование литниковых систем для отливок лопастей гребных винтов	80
Ледян Ю.П., Кукуй Д.М. Исследование поверхностных свойств кварцевых песков	83
Дмитрович А.М., Кукуй Д.М., Ледян Ю.П. Исследование структуры и химического состава органических связующих материалов	88
Вейник А.И. Особенности физического механизма магнитной обработки формовочных материалов	90
Афанасюк И.Н., Зарецкий Л.Ш., Ровкач В.Р. Экспериментальное исследование кинетики отверждения кокильных облицовок из влажных песчано-смоляных смесей	96
Вайтман Б.Г., Ковалев П.П. Улучшение качества поверхностей чугунных отливок	97
Вайтман Б.Г., Жмакин Н.П. Влияние технологических факторов на твердость чугунных отливок	99

Игнатик И.К., Логинов И.З., Голиков Б.С. Выбор оптимального режима работы плазменной горелки	100
Логинов И.З., Игнатик И.К., Чернобрисов Е.И. Изменение химического состава напыленных порошковых материалов	103
Бахирев В.Н., Надежкин В.Н. Выбор аппаратов очистки для плавильных агрегатов	106

РЕФЕРАТЫ

УДК 621.745.554:669.13.6

Процесс плавки серого чугуна в вагранке с использованием в шихте металлизированных железорудных окатышей. Худокормов Д.Н., Ксролев В.М., Белый О.А., Леках С.Н., Кулага Н.Е., Губин Г.В., Бернадо В.Ф., Дворниченко И.Ф. "Металлургия", 1973, вып. 9, с. 3-7.

Исследуется возможность использования металлизированных окатышей взамен стального лома при выплавке серого чугуна в вагранке. Установлено, что применение окатышей со степенью металлизации ниже 80% существенно снижает производительность вагранки и ухудшает параметры плавки. Замена стального лома высокометаллизированными окатышами повышает механические свойства чугуна. - Табл. 1. Библ. 5.

УДК 621.746.047.58

Некоторые возможности применения магнитного и ультразвукового полей в металлургии. Академик Словацкой АН Йозев Чабелка, доцент-инженер Станислав Пиларик, канд.техн. наук, инженер Мариан Мургаш, инженер Гаролд Месиар (кафедра физической металлургии, сварки и литья машиностроительного факультета СВШТ в Братиславе ЧССР). "Металлургия", 1976, вып. 9, с. 7-13.

Приведены данные о влиянии магнитного и ультразвукового полей на кристаллизацию сплавов. Показано, что наложение указанных полей измельчает первичную структуру сплавов и повышает их механические свойства в литом состоянии до уровня пластически деформированных. - Ил. 4, Табл. 2, Библ. 5.

УДК 669.131.7

Влияние В и Се на зарождение центров кристаллизации в расплаве серого чугуна. Дмитриевич А.М., Комаров О.С., Тульев В.Д. "Металлургия", 1976, вып. 9, с. 13-16.

Рассмотрена кинетика появления центров кристаллизации эв-

тектики в ходе непрерывного охлаждения образцов серого чугуна, модифицированных церием и висмутом. Описывается методика проведения экспериментов. Приводятся графики изменения количества центров кристаллизации при охлаждении чугуна и распределения числа центров кристаллизации по размерам в конце периода зародышеобразования для чугуна, обработанного висмутом и церием. - Ил. 2, Библ. 3.

УДК 669.131.622:621.74.002

Влияние добавок В и А1 на распределение между фазами в процессе кристаллизации серого чугуна. Комаров О.С., Бахмат В.А., Тульев В.Д. "Металлургия", 1976, вып. 9, с.16-18.

Исследовалось распределение серы между фазами в образцах серого чугуна, закаленных с промежуточных этапов эвтектической кристаллизации с помощью установки МАР-1. В одном случае образцы обрабатывались висмутом, а в другом - алюминием.

Приведены данные, которые показывают изменение концентрации серы между фазами серого чугуна в результате действия висмута и алюминия. - Ил. 1. Табл. 1. Библ. 3.

УДК 669.15 26-196; 669.131.2:539,538

Влияние микролегирующих добавок на структуру и гидроабразивную стойкость сплава ИЧХ28Н2. Худокормов Д.Н., Мартынюк М.Н., Шитов Е.И., Гарбуз С.В. "Металлургия", 1976, вып. 9, с. 18-20.

Приведенные данные о влиянии добавок FeSe, Ca, FeV, В и А1 на структуру и гидроабразивную стойкость сплава ИЧХ28Н2. Показано положительное влияние FeSe и Ca на формирование структуры и повышение стойкости сплава. Добавки FeV, В, А1 ухудшают структуру сплава и снижают его износостойкость. - Табл. 1. Библ. 1.

УДК 669.15*26-196:669.85/86

Исследование свойств высокохромистых износостойких чугунов. Королев В.М., Мартынюк М.Н., Шитов Е.И., Гарбуз С.В. "Металлургия", 1976, вып. 9, с. 21-25.

Исследована износостойкость, прочностные характеристики и коррозионная стойкость сплавов с различным содержанием углерода, хрома, марганца и никеля. Показано, что для повышения стойкости желательно иметь в сплавах повышенное объем-

ное содержание карбидной фазы, повышающей твердость сплава. Содержание никеля необходимо снижать, т.к. он способствует образованию остаточного аустенита, стабилизируя его. Снижение прочностных характеристик при этом можно компенсировать микролегированием. - Ил. 3. Библ. 3.

УДК 621.74.043:669.715

Исследование режимов старения сплава АЛ4 с добавками вторичных шихтовых материалов. Галушко А.М., Лекаx С.Н., Довнар Г.В., Немененок Б.М., Толах В.И. "Металлургия", 1976, вып. 9, с. 26-29.

В работе проведено исследование режимов старения сплава АЛ4 с добавками вторичных шихтовых материалов. Разработан двухступенчатый сокращенный режим старения отливок, обеспечивающий получение равноценной прочности и твердости и более высокой пластичности при сокращении продолжительности процесса в 2 раза. - Табл. 2. Библ. 2.

УДК 621.74.043:669.715

Использование метода математической статистики для улучшения свойств сплава АЛ4. Галушко А.М., Нерославский О.М., Очеретяный В.С., Маркаров Ю.В., Тиханович О.А. "Металлургия", 1976, вып. 9; с. 29-33.

В работе сделана попытка оценить взаимосвязь химического состава и механических свойств термообработанного по режиму Т6 сплава АЛ4 при литье в кокиль с использованием метода математической статистики. Получены уравнения, на основании которых установлена возможность частичной замены первичных шихтовых материалов вторичными без ухудшения свойств отливок. - Ил. 4.

УДК 621.74

Формирование структуры отливок при литье по газифицируемым моделям. Лазаренков А.М. "Металлургия", 1976, вып. 9, с. 33-35.

В работе рассмотрено влияние продуктов деструкции пеномоделистироловой модели на формирование структуры стальных и чугуновых отливок при литье по газифицируемым моделям.

Показано, что при получении стальных отливок данным методом необходимо учитывать (особенно при изготовлении мелкоуглеродистых отливок) изменения в структуре для получения требу-

емых свойств металла.

УДК 621.74.047.

Сравнение методов расчета затвердевания слитков непрерывного литья. Тутов В.И., Офенгенден А.А., Подольский М.С. "Металлургия", 1976, вып. 9, с. 35-41.

Предложена методика теоретического расчета процесса затвердевания слитков непрерывного литья, учитывающая влияние газового зазора между слитком и кристаллизатором на теплоотвод от слитка. Проведено сравнение результатов расчета по разным методикам с данными эксперимента. Показано, что предложенная методика расчета может с достаточной для практики точностью определять толщину корки на выходе из кристаллизатора. Полученные результаты могут быть использованы при определении предельной производительности литья и отладке технологического процесса. - Ил. 2. Библ. 5.

УДК 621.74.042

Управление процессом охлаждения непрерывной отливки с помощью экранов. Февза В.Ф., Марукович Е.И., Сенькин Н.А. "Металлургия", 1976, вып. 9, с. 41-43.

Приведена методика расчета охлаждения непрерывной отливки вне кристаллизатора и рекомендации по управлению процессом охлаждения. - Библ. 1.

УДК 621.74.047

Температурное поле плоского кристаллизатора при непрерывном литье. Гринберг В.А., Соболев В.Ф., Черевань В.В., Столярова Г.И., Дукач А.Е. "Металлургия", 1976, вып. 9, с. 44-48.

Приведены результаты экспериментального исследования температурного поля плоского кристаллизатора. Предложены мероприятия по регулированию интенсивности охлаждения отливки. - Ил. 4.

УДК 621.746.6

Особенности формирования медной плоской заготовки на вращающемся кристаллизаторе. Калинин А.С., Никитин А.В. "Металлургия", 1976, вып. 9, с. 48-51.

Сообщается об особенностях формирования медной ленты на алюминиевом, стальном и медном кристаллизаторах. Приведены результаты определения влияния скорости литья на толщину ленты. - Ил. 2. Библ. 2.

УДК 621.746.6

Исследование процесса формирования сложной алюминиевой отливки в металлической форме. Драченoв В.Ф. "Металлургия", 1976, вып. 9, с. 52-55.

Исследовались наиболее часто встречающиеся элементы и узлы отливок типа "тавр" и "угол". Экспериментально определялась продолжительность затвердевания и распределение температур по длине элементов сложных отливок. Изучалось смещение тепловых узлов в отливках типа "тавр" и "угол" в зависимости от сочетания толщин элементов. - Ил. 2. Табл. 1.

УДК 621.746.6

Исследование теплового режима отливки и кокиля при литье корпуса топливного насоса тракторного двигателя. Гурвич Э.А., Драгенов В.Ф., Есьман Р.И., Жмакин Н.П., Костюкевич Э.Л. "Металлургия", 1976, вып. 9, с. 55-57.

Приведены результаты исследований теплового режима системы отливка - кокиль при литье корпуса топливного насоса тракторного двигателя на Минском моторном заводе. Показано влияние начальной температуры кокиля на цикл отливки и формы. - Ил. 2.

УДК 621.746.6

Исследование и расчет цикла кокиля при охлаждении различными теплоносителями. Гурвич Э.А. "Металлургия", 1976, вып. 9, с. 57-59.

Рассчитан цикл кокиля в условиях охлаждения различными теплоносителями. Проведен сравнительный анализ результатов расчета и экспериментальных данных. - Ил. 1. Библ. 1.

УДК 621.746.6

Определение толщины ленты, намораживаемой на вращающийся кристаллизатор. Лосюк Ю.А., Никитин А.В. "Металлургия", 1976, вып. 9, с. 59-62.

УДК 621.746.6

Интенсивность теплообмена на контактной поверхности и образования дефектов в тонкой отливке. Калинин А.С., Лосюк Ю.А. "Металлургия", 1976, вып. 9, с. 63-65.

В работе обсуждаются некоторые причины возникновения дефектов при намораживании алюминиевой ленты на вращающийся валок-кристаллизатор. - Ил. 2. Библ. 1.

УДК 621.746.6

Расчет нестационарного температурного поля металлической формы. Есьман Р.И. "Металлургия", 1976, вып. 9, с. 65-68.

Решена задача нестационарной теплопроводности относительно стенки металлической литейной формы с учетом несимметричных граничных условий. Решение получено методом конечных интегральных преобразований Грина. - Библ. 3.

УДК 621.002.3

К процессу непрерывного литья композиций алюминий-бор. Северденко В.П., Матусевич А.С., Прокопов И.П., Волошин Г.Н., Тищенко А.Д. "Металлургия", 1976, вып. 9, с. 68-70.

Приводятся результаты экспериментального исследования качества композиционных отливок алюминий-бор и стабильности непрерывного литья в зависимости от технологических параметров процесса. - Библ. 1.

УДК 621.74.047

Непрерывное литье машиностроительных заготовок с применением песчаного стержня. Тутов В.И., Соболев В.Ф., Сенькин Н.А., Крутилин А.Н. "Металлургия", 1976, вып. 9, с. 71-74.

Приведены результаты экспериментов по определению принципиальной возможности осуществления процесса непрерывного литья заготовок типа втулок с применением песчаного стержня. Рассмотрен механизм формирования отливок при такой схеме литья. - Ил. 3.

УДК 621.74.047

Способы литья латунных сепараторов. Принберг В.А., Земсков И.В. "Металлургия", 1976, вып. 9, с. 74-80.

Показана возможность получения фасонных отливок латунных сепараторов методом намораживания, приведено сравнение кинетики затвердевания отливок при рассматриваемых вариантах литья. - Ил. 4. Библ. 1.

УДК 621.746.5

Исследование литниковых систем для отливок лопастей гребных винтов. Милов А.М., Гришанович А.М., Кузнецов С.В. "Металлургия", 1976, вып. 9, с. 80-83.

В работе исследованы методом гидромоделирования различные типы литниковых систем для отливок лопастей гребных винтов. Наиболее эффективной является литниковая система, обеспечивающая подвод металла к лопасти сбоку через два питателя при ее вертикальной заливке. - Табл. 1. Библ. 2.

УДК 621.744.3

Исследование поверхностных свойств кварцевых песков. Ледян Ю.П., Кукуй Д.М. "Металлургия", 1976, вып. 9, с. 83-87.

Методом газовой хроматографии исследована адсорбционная способность кварцевых песков. Показано, что прокалка песка до высоких температур и механическая активация в смесителе значительно изменяют поверхностные свойства песков и в первую очередь их адсорбционную способность. - Ил. 3. Табл. 1. Библ. 4.

УДК 621.742.4.08

Исследование структуры и химического состава органических связующих материалов. Дмитриевич А.М., Кукуй Д.М., Ледян Ю.П. "Металлургия", 1976, вып. 9, с. 88-90.

В работе изложено исследование химического и структурного анализа органических связующих материалов с помощью ИК-спектроскопии. Показано, что обработка фенолоспирта и связующего М19-62 электрическим полем способствует значительному увеличению в растворе активных функциональных групп, увеличивающих реакционную способность связующих. - Ил. 1. Библ. 4.

УДК 530.1:621.742

Особенности физического механизма магнитной обработки формовочных материалов. Вейник А.И. "Металлургия", 1976, вып. 9, с. 90-93.

Экспериментально установлено, что при прохождении магнитного потока через вещество выделяется ничтожное количество тепла диссипации. Это свидетельствует о существовании циркулирующих материальных носителей магнетизма, которые, взаимодействуя с веществом, вызывают изменение его свойств. Циркуляция в постоянном магните происходит в условиях супер (сверх) магнитопроводности и прекращается при критической температуре, соответствующей известной точке Кюри. - Ил. 1. Библ. 7.

УДК 621.744.666.3

Экспериментальное исследование кинетики отверждения кокильных облицовок из влажных песчано-смоляных смесей. Афанасюк И.Н., Зарецкий Л.Ш., Ровкач В.Р. "Металлургия", 1976, вып. 9, с. 94-96.

В работе представлены результаты исследования формирования при одно- и двухстороннем нагреве тонких облицовок, изготовленных из песчаных смесей на основе карбамидно-фурановой смолы БС-40. - Ил. 1. Табл. 2.

УДК 621.743.079

Улучшение качества поверхностей чугунных отливок. Вайтман Б.Г., Ковалев Н.П. "Металлургия", 1976, вып. 9, с. 97-99.

В работе исследовалось влияние окиси железа (гематита), вводимого в состав антипригарных покрытий и формовочных смесей на чистоту поверхности отливок. Полученные результаты показали, что добавки гематита в поверхностный слой формы позволяет улучшить качество поверхности путем образования на отливке легко или самоотделимого пригара. - Ил. 1.

УДК 621.746.77

Влияние технологических факторов на твердость чугунных отливок. Вайтман Б.Г., Жмакин Н.П. "Металлургия", 1976, вып. 9, с. 98-100.

В работе проведено изучение твердости чугунных отливок в зависимости от технологических факторов (начальная температура кокиля, площадь футерованной поверхности и толщина слоя краски) при симметричных и несимметричных условиях охлаждения. - Библ. 2.

УДК 121.744.072

Выбор оптимального режима работы плазменной горелки. Игнатик И.К., Логинов И.З., Голиков Б.С. "Металлургия", 1976, вып. 9, с. 100-102.

Получена экспериментальным путем зависимость степени проплавления порошка от расхода плазмообразующего газа и порошка. Установлен оптимальный режим работы горелки при мощности 30 кВт. - Ил. 1. Табл. 1. Библ. 2.

УДК 121.744.072

Изменение химического состава напыленных порошковых материалов. Логинов И.З., Игнатик И.К., Чернобрисов Е.И. "Металлургия", 1976, вып. 9, с. 103-106.

Изучали влияние плазмообразующих газов на изменение химического состава напыленных порошковых материалов типа ПГ-ХН80СР2, нержавеющей стали ОХ18Н9Т и железа ПЖ1М. - Табл. 3.

УДК 621.745.57.776

Выбор аппаратов очистки для плавильных агрегатов, Бахирев В.Н., Надежкин В.Н. "Металлургия", 1976, вып. 9, с. 106-108.

В статье приведены данные об использовании вагранок и дуговых печей в литейном производстве отрасли тракторного и сельскохозяйственного машиностроения. Даны краткие характеристики выбросов плавильных агрегатов и аппаратов для их обезвреживания. - Табл. 1.