

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 и порошковая металлургия

Выпуск 7

М и н с к 1 9 7 5

669 + 621.74 + 669.018.25
М54

В сборнике рассматриваются результаты экспериментальных работ и теоретических исследований, имеющих преимущественно прикладное значение. В статьях освещаются вопросы технологии производства отливок и получения спеченных изделий. Публикуемые материалы предназначены для исследователей, инженеров и техников, работающих в области литейного производства и порошковой металлургии. Сборник может быть использован студентами соответствующих специальностей вузов.

Редакционная коллегия:

А.М.Дмитрович, И.И.Гурдус, Н.П.Жмакин (отв.секретарь),
Е.Б.Ложечников, Я.С.Ляхович, П.А.Пархутик, В.С.Пашенко (гл.ре-
дактор), О.В. Роман, В.П.Северденко, В.И.Харитонович,
Д.Н.Худокормов (зам.главного редактора).

Ответственный за выпуск -
канд.техн.наук, доцент А.М.Дмитрович

АКТИВАЦИЯ СВЯЗУЮЩИХ ВЕЩЕСТВ ЭЛЕКТРИЧЕСКИМИ
ПОЛЯМИ

Взаимодействие между поверхностью зерен кварцевого песка и связующим веществом носит электрический характер и определяется величиной электрического заряда взаимодействующих фаз. Обработка электрическими полями, вызывающая увеличение заряда частиц и макромолекул связующего вещества, приводит к значительному изменению его электрофизических, физико-химических и технологических свойств. В результате воздействия внешнего электрического поля уменьшается краевой угол смачивания, снижается вязкость и поверхностное натяжение, повышается удельная прочность и реакционная способность связующего вещества. Эти изменения свойств связующего сохраняются в течение 6-8 часов после прекращения воздействия электрических полей.

В работе исследовалось влияние воздействия постоянного, переменного и вращающегося электрических полей различной напряженности на изменение свойств сульфитно-спиртовой барды, фенолоспирта и смолы М19-62.

Обработка связующего материала электрическими полями осуществлялась в специальной ячейке прямоугольного сечения между двумя плоскими электродами, которые подключали к источнику постоянного или переменного напряжения. Обработка вращающимся полем (В-полем) осуществлялась в шестигранной ячейке, где под углом 120° были установлены три плоских электрода, подключенные к источнику регулируемого трехфазного напряжения.

Эффективность активации связующих веществ зависит от рода поля, величины напряженности и длительности процесса активации.

Оптимальная напряженность активации для фенолоспирта составляет $E_1 = 7^B/\text{см}$, для смолы М19-62 - $E_2 = 40^B/\text{см}$ и для ССБ - $E_3 = 5^B/\text{см}$. Увеличение длительности активации сверх оптимума приводит к снижению ее эффективности. Установлено, что оптимальная длительность активации фенолоспирта и смолы М19-62 составляет 8-10 минут, а сульфитно-спиртовой барды 4-5 минут.

В табл. I приведены относительные изменения свойств связующих веществ, обработанных постоянным электрическим полем в оптимальных режимах.

Т а б л и ц а I

Связующее вещество	Относительное изменение свойств, %					
	удель- ная эле- ктропро- водность ΔX	электро- кнети- ческий потен- циал $\Delta \xi$	вяз- кость $\Delta \eta$	краевой угол смачи- вания $\Delta \theta$	удельная проч- ность пленки ΔP	время тверде- ния $\Delta T_{тв}$
Фенолоспирт ($\gamma = 1,226 \text{ г/см}^3$)	+21,4	+60,8	- 7,6	-33,4	+45,5	-13,8
Смола М19-62, ($\gamma = 1,24 \text{ г/см}^3$)	+40,7	+57,4	- 22,2	-14,5	+62,0	-42,0
ССБ ($\gamma = 1,24 \text{ г/см}^3$)	+88,0	+220,2	- 15,5	-20,5	+39,0	-56,8

П р и м е ч а н и е: (+) - увеличение; (-) - уменьшение.

Технологические свойства стержневых смесей на связующих веществах, подвергнутых активации электрическими полями, значительно повышаются. В табл.2 приведены относительные изменения технологических свойств стержневой смеси, состоящей из 96% песка ИКО2А и 4% смолы М19-62. Стандартные образцы смеси отверждались в течение 10 минут при температуре $T = 220^\circ\text{C}$. Смола обрабатывалась при напряженности $E = 40 \text{ В/см}$ в течение 10 минут перед введением связующего в смеситель постоянным, переменным или В-полем.

Т а б л и ц а 2

Вид поля	Относительное изменение свойств, %				
	проч- ность на разрыв ΔP	твер- дость ΔB	осыпае- мость ΔA	текучесть ΔT	газопрони- цаемость $\Delta \Gamma$
1	2	3	4	5	6
постоянное	+45,0	+19,8	-57,5	+25,8	+10,5

	1	2	3	4	5	6
переменное	+37,5	+ 4,8	- 50,5	+25,8	+10,5	
В - поле	+23,3	+ 3,5	- 50,0	+20,0	+ 9,1	

Под воздействием электрического поля в растворе высокомолекулярных связующих веществ не только увеличивается суммарный электрический заряд макромолекул, но и возрастает число свободных функциональных полярных групп, что подтверждается результатами ИК-спектроскопии, хроматографии и химического анализа связующих веществ. Активация связующих веществ постоянным электрическим полем более эффективна, чем переменным и В - полем. По-видимому, при активации переменным и В - полями происходит частичная деструкция молекулярных цепей, что снижает эффективность активации.

ПРЕДОТВРАЩЕНИЕ ПРИГАРА "ПРОСЕЧКА" В ОТЛИВКАХ
ИЗ СЕРОГО ЧУГУНА

В последнее время в литейном производстве разработаны высокопроизводительные технологические процессы изготовления стержней на основе синтетических смол. Такая технология обладает рядом преимуществ по сравнению с традиционными методами изготовления стержней. Однако на внутренних поверхностях толстостенных отливок из серого чугуна возникают дефекты типа "гребешковые просечки". Образование просечек — явление не новое, оно наблюдалось и при ранее существовавших способах изготовления стержней. Но с применением в новых смесях кварцевых песков со сравнительно малой глинистой составляющей и органических связующих с недостаточной термостойкостью при высоких температурах, этот дефект значительно увеличивается.

Для устранения дефекта "просечка" в отливках из серого чугуна на кафедре машин и технологии литейного производства БПИ в содружестве с отделом главного металлурга МТЗ была проведена работа по выявлению причин образования просечек на отливке "корпуса распределителя" весом 5,8 кг, изготавливаемой из чугуна СЧ 21-40.

В серию экспериментов входило исследование условий затвердевания отливки, в частности температуры на ее внутренней и внешней поверхности при заливке расплавленным металлом в диапазоне температур 1800 — 1400°C.

Как видно из полученных экспериментальных данных (рис.1), металл вокруг стержня продолжает оставаться жидким (кривая 1) после того, как наружная часть отливки затвердела (кривая 2). В этом случае расплав в процессе кристаллизации расширяется, оказывая давление на поверхность стержня [1]. Если к этому времени на нем не образовалась корочка металла, то при некотором критическом давлении, определяемом углом смачивания, может происходить проникновение расплава в поры и микротрещины наружного слоя стержня, образовавшиеся вследствие его деструкции под действием тепла заливаемого металла. Таким образом, совокупность явлений предсудочного расширения чугуна и объемно-структурных преимущественно

усадочных) превращений в пленках между зернами кварцевого песка можно считать наиболее вероятной причиной образования пригара — просечки на внутренних поверхностях толстостенных чугунных отливок.

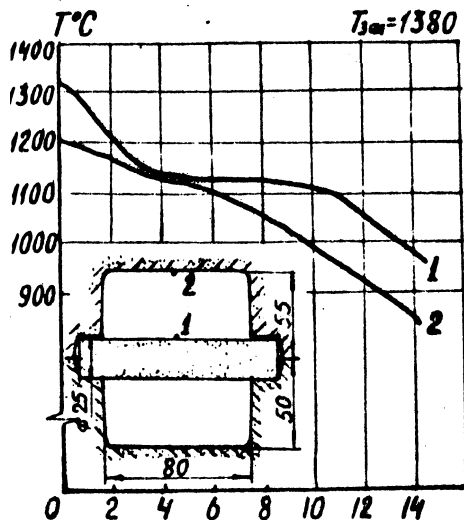


Рис. 1. Кривые охлаждения отливки "корпус распределителя":
1 — у поверхности стержня;
2 — у поверхности формы

- 2) сурик железный сухой (ГОСТ 8185-62) — 14,7%;
- 3) глина формовочная молотая КП-Ш/2 Т₂ (ГОСТ 8226-65) — 2,8%;
- 4) сульфитно-спиртовая барда (ГОСТ 8518-57) — 3,7%;
- 5) вода (до удельного веса краски 1,5-1,7 г/см³).

Исходя из полученных результатов, положительное влияние добавок Fe_2O_3 для предотвращения "просечек" можно объяснить:

а) увеличением теплопроводности, что снижает скорость нагрева поверхностных слоев и таким образом уменьшает величину и интенсивность роста термических нагрузок в стержне;

б) образованием при высоких температурах мостиков расплава окиси железа, связывающих кварцевые зерна взаимно разрушающими пленок органического крепителя;

в) увеличением податливости стержня за счет выгорания связующего и оплавления окиси железа;

Для предотвращения "гребешковой просечки" необходимо ввести в поверхностный слой стержня такой компонент, который, оплаваясь при высоких температурах, обволакивает зерна кварца и препятствует образованию микротрещин. С целью эффективного предотвращения дефекта "просечки" в состав смеси вводилось 1,5 - 2 % Fe_2O_3 в виде сурика, а также была разработана противпригарная краска следующего состава:

1) диоксид-силиманитовый концентрат марки ДСК-II (МРТУ 48-II-2-66) — 79,3%;

г) образованием фаялитового слоя Fe_2SiO_4 , который препятствует проникновению жидкого металла в стержень.

Л и т е р а т у р а

И. Алексеев А.Г., Гиршович Н.Г.,
И о ф ф е А.Я. Предусадочное расширение чугуна и его влияние
на усадочные дефекты в отливках. СБ. "Литейные свойства металлов
и сплавов". М., "Наука", 1967.

ВЛИЯНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СМЕСЕЙ НА ОБРАЗОВАНИЕ ГОРЯЧИХ ТРЕЩИН В СТАЛЬНЫХ ОТЛИВКАХ¹

Изучение закономерности изменения механических свойств смесей при высоких температурах представляет особый интерес для выяснения механизма образования горячих трещин.

Известно, что в момент образования горячих трещин имеет место не разрушение форм и стержней, а их упругая и пластическая деформация при давлениях меньших, чем разрушающее усилие, определяемое при испытании на прочность.

В работе механические свойства смесей исследовались на приборе конструкции А.М.Дубровского с измененной схемой автоматического управления.

В основу теории исследований положена рабочая гипотеза, предполагающая, что образование горячей трещины в стливке происходит, если в момент ее зарождения сопротивление усадке превышает усилие, способное выдержать критическую площадь сечения тела отливки:

$$\sigma_n \cdot S_n \cdot F_n < \sigma_{\varphi} \cdot S_{\varphi} \cdot F_{\varphi}.$$

Сопротивление усадке отливки может быть определено произведением максимальных напряжений в форме σ_{φ} , соответствующих относительных деформаций S_{φ} и площади сечения формы F_{φ} в месте ожидаемой трещины в отливке.

Усилие, способное выдержать критическую площадь сечения тела отливки, может быть охарактеризовано произведением предела прочности металла σ_n , относительных деформаций S_n при соответствующей температуре на критическую площадь сечения отливки F_n .

Произведение деформации на максимальные термические напряжения, представляющие наибольший интерес при оценке влияния качества смеси на образование горячих трещин в отливках $\sigma_{max} \delta = K$, принято за характеристику механических свойств смесей и названо термическим модулем жесткости смеси.

¹ Работа проведена под руководством доктора техн. наук, профессора П.П.Берга

Исследования показали, что при выборе исходных песков следует стремиться к получению минимальных значений модуля жесткости с учетом необходимых прочностных свойств при нормальной температуре.

Установлено также, что положительное влияние на механические свойства смесей оказывают следующие факторы:

- а) увеличение влажности смеси;
 - б) добавка в смесь полистирола (5 вес. % полистирола в смеси уменьшили значение модуля жесткости в 4,2 раза);
 - в) использование обработанной смеси;
 - г) частичная замена в смеси каолинистых глин бентонитом.
- Отрицательно сказываются на механических свойствах смесей:
- а) увеличение количества вводимых глин и бентонитов;
 - б) рост степени уплотнения;
 - в) увеличение предварительной нагрузки.

Корреляционный анализ проведенных испытаний показал тесную связь между механическими свойствами смесей и площадью горячих трещин в отливках. Уравнение связи, определяющее зависимость средней суммарной площади горячих трещин в отливках Y_x от условного модуля жесткости смеси X имеет следующий вид:

$$\bar{Y}_x = 2X^2 - 0,5X - 0,85.$$

Как показали исследования, подбор состава смеси является наиболее действенным фактором регулирования механических свойств литейной формы в сравнении с такими технологическими факторами, как влажность, степень уплотнения и др.

С точки зрения предупреждения образования горячих трещин в стальных отливках при выборе смеси предпочтение следует отдавать смесям, у которых величина модуля жесткости при нормальных температурах не превышает $0,5 \text{ кг/см}^2$ (при одинаковых физико-химических свойствах).

Рекомендации проверены на опытах изготовления отливок шкворновых балок ЦНИИ-ХВ (весом 440 кг) - табл. I.

Т а б л и ц а I

Динамика изменения брака по результатам
производственных испытаний

№ пар- тий	Количество опытных отливок	Количество опытных отливок с трещинами			
		на опытном составе		на цеховом составе	
		шт.	%	шт.	%
1	38	2	5,3	4	10,6
2	18	0	0	4	22,2
3	40	1	2,5	2	5,0
4	20	1	5,0	4	20,0
5	54	3	5,5	4	7,4
6	96	6	6,2	16	16,6
Итого 266		Средний процент брака по серии			
		4,1		18,8	

В результате использования предложенных заводу рекоменда-
ций ожидаемый годовой экономический эффект составит около 100 тыс.
руб.

ВЛИЯНИЕ ЭЛЕКТРИЧЕСКИХ ПОЛЕЙ НА ИЗМЕНЕНИЕ ХИМИЧЕСКОГО
СОСТАВА СУЛЬФИТНО-СПИРТОВОЙ БАРДЫ

Обработка органических связующих материалов электрическими полями приводит к существенному увеличению их реакционной способности. Происходит это не только вследствие увеличения заряда частиц связующих, но и из-за значительного изменения их химического состава.

В табл. I приведен химический состав исходной сульфитно-спиртовой барды (ССБ) и прошедшей обработку постоянным электрическим полем напряженностью $E = 5$ в/см в течение 5 минут.

Т а б л и ц а I
Химический состав сульфитно-спиртовой барды
(в % на вес абсолютно сухого материала)

Режим электрооб- работки ССБ	Показатели, %						
	относи- тельная влаж- ность	сухие вещества			органическая часть		
		всего	в том числе органи- ческая часть	минер- альная часть	лиг- нин	редуцирующие вещества (РВ)	
					всего	в том числе Фурфурол	
Исходная ССБ	51,05	48,95	82,41	16,54	26,04	6,87	1,08
$E = 5$ в/см, ↑ 5 мин	52,45	47,55	81,71	15,84	28,80	7,91	1,27

Как видно из данных, приведенных в табл. I, под воздействием электрического поля происходит значительное увеличение количества редуцирующих веществ (РВ) в составе ССБ, способствующих повышению реакционной способности связующего. Это является следствием реакций гидролиза, катализируемых органическими и минеральными кислотами, отщепившимися при обработке электрическим полем от некоторых полисахаридов и лигнина.

В то же время электрообработка ССБ способствует уменьшению количества лигнина вследствие перехода его из неактивной формы в

активную, т.е. в лигнинные кислоты. О появлении новообразованных веществ - гидролизуемых лигнокислот, увеличивающих связующую способность ССБ, свидетельствует уменьшение COOH групп в лигнине и возрастание их в сульфитно-бардяных концентратах (табл.2).

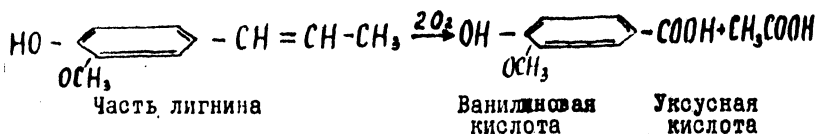
Т а б л и ц а 2

Содержание фенольных гидроксильных и карбоксильных групп в ССБ (в % на вес абсолютно сухого материала)

Режим электро- обработки ССБ	Функциональные группы, %			
	в сульфитно-бардяных концентратах		в лигнине	
	COOH	OH	COOH	OH
Исходная ССБ	4,68	0,85	8,10	2,87
E = 5 в/см, t _{об} = 5 мин	6,58	1,68	5,04	4,18

Электрическое поле способствует активации молекулярного кислорода и катализирует перенос его от одной молекулы к другой. При этом происходит окисление полисахаридов и лигнина, в результате чего в ССБ появляются новые гидроксильные OH и карбоксильные COOH группы, повышающие реакционную способность связующего.

Источником увеличения количества гидроксильных и карбоксильных групп в растворе, по-видимому, служат и водорастворимые лигнокислоты, образовавшиеся в результате окисления и деметилирования лигнина, происходящих в процессе электрообработки:



Наблюдаемое после электрообработки увеличение фенольных гидроксильных групп свидетельствует о возрастании в ССБ количества ароматических (фенольных) веществ, которые наряду с фурфуролом, образовавшимся при окислительном распаде сахаров, играют основную роль в формировании прочностных свойств смесей с сульфитно-бардяными концентратами.

Изменение химического состава и структуры ССБ, прошедшей обработку постоянным электрическим полем, подтверждается также проведенным ИК-спектроскопическим анализом.

Таким образом, исследования ССБ показали, что электрообработка приводит к существенному увеличению в растворе связующего количества активных кислородосодержащих функциональных групп и уменьшению в составе сульфитно-бардных канцентратов содержания лигнина, который вследствие образования в нем функциональных карбоксильных групп становится водорастворимым и переходит в раствор. Вновь образовавшиеся водорастворимые вещества лигнина типа лигнокислот, наряду с активными функциональными группами сульфитно-спиртовой барды, приводят к значительному повышению реакционной способности, вяжущих свойств связующего материала и улучшению вследствие этого технологических свойств стержневых смесей.

ПОВЫШЕНИЕ СТОЙКОСТИ АЛЮМИНЕВЫХ АНОДИРОВАННЫХ КОКИЛЕЙ

Технологический процесс получения отливок из черных сплавов в алюминиевых водоохлаждаемых формах позволяет значительно повысить качество литья, снизить его себестоимость и оздоровить условия труда в литейных цехах. Стабильность процесса во многом определяется стойкостью форм, которые на большинстве предприятий изготавливаются из сплава АЛ9 (режим Т5). В период эксплуатации материал формы находится под воздействием значительных температурных ударов, вызывающих появление усталостных трещин и нарушение сплошности защитного оксидного слоя. Кроме высокой термостойкости сплав должен хорошо анодироваться и иметь достаточно высокую твердость для обеспечения стабильности размеров формообразующих поверхностей.

С целью выяснения причин, приводящих к разрушению кокиля, исследовалось изменение структуры и свойств сплава АЛ9 при эксплуатации формы. В процессе термоциклирования (до 250 заливок чугуна) происходит глобуляризация эвтектических включений кремния, что сопровождается некоторым повышением прочности и твердости (рис. I).

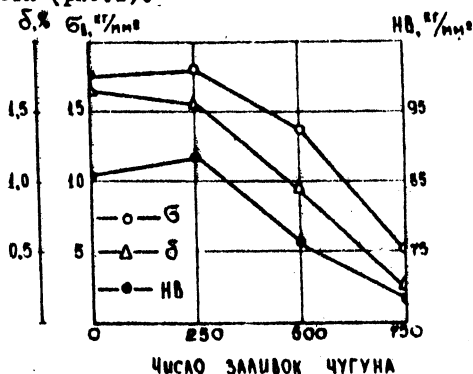


Рис. I. Изменение механических свойств сплава АЛ9 в процессе эксплуатации форм.

Дальнейшая эксплуатация формы способствует сильной коагуляции мелких включений кремния и появлению пор и усталостных трещин. На данном этапе механические свойства резко ухудшаются и форма выходит из эксплуатации.

Анализ структурных превращений в сплаве АЛ9 показал, что при

термоциклировании происходят необратимые процессы коагуляции включений кремния и распада α - твердого раствора вследствие высокого коэффициента диффузии кремния в алюминии.

С целью стабилизации структуры сплава АЛ9 было проведено легирование его медью, которая имеет более низкие значения коэффициента диффузии в алюминии, и применен режим термической обработки форм, включающий высокотемпературное старение при 250°C в течение 10 часов (режим Т8).

Испытания на термическую усталость проводились путем нагрева образцов в свинцовой ванне (400°C) и охлаждения сжатым воздухом. Исследовалось влияние содержания магния, меди и железа на термостойкость сплава АЛ9 (7% кремния). Результаты испытаний, приведенные в табл. I, свидетельствуют о том, что увеличение содержания магния в сплаве до 0,5% повышает его термостойкость.

Т а б л и ц а I

№ плавки	Содержание примесей, %	Режим термической обработки	Число циклов до появления первой трещины	Максимальная длина трещины за 1200 циклов, мм	Твердость НВ, кг/мм ²
1	2	3	4	5	6
1	0,2% магния	Литой	200	2,5	60
		Т6	100	2,0	80
	0,2% железа	Т8	400	1,0	58
2	0,5% магния	Литой	250	2,0	68
		Т6	200	1,4	102
	0,2% железа	Т8	500	0,6	60
3	0,5% магния	Литой	200	2,2	65
		Т6	120	2,0	105
	0,5% железа	Т8	900	1,2	65
4	0,5% магния	Литой	100	2,5	65
		Т6	50	2,5	105
	1,0% железа	Т8	150	2,0	65
5	0,5% магния	Литой	800	2,0	80
		Т6	250	1,0	115
	0,5% меди	Т8	550	0,5	75
6	0,5% магния	Литой	850	1,6	90
		Т6	800	1,0	122
	0,2% железа	Т8	650	0,5	85
7	0,5% магния	Литой	450	1,5	95
		Т6	850	0,9	129
	0,2% железа	Т8	800	0,4	90

Термическая обработка по режиму Т6 несколько ухудшает термостойкость сплава по сравнению с литым состоянием. Значительно лучшие результаты получены при применении термообработки, включающей высокотемпературное старение (Т8). Железо оказывает отрицательное влияние на термостойкость силуминов. Увеличение содержания железа в сплаве до 1,0% уменьшает число термоциклов до появления первой трещины в 1,5-2,5 раза. Возрастает также и максимальная длина трещины за 1200 циклов.

Легирование силуминов медью до 1,5% приводит к повышению термической стойкости сплава, особенно после термообработки по режиму Т8. Причем твердость сплава с 1,0-1,5% меди после применения режима Т8 сохраняет достаточно высокие значения (85-90 НВ).

Применение сплава данного состава и рекомендуемого режима термической обработки на Мозырском литейно-механическом заводе дало повышение эксплуатационной стойкости постоянных форм в 1,5-2 раза по сравнению со стойкостью форм из сплава АЛ9.

ОПЫТ ПРОИЗВОДСТВЕННОЙ ЭКСПЛУАТАЦИИ АЛЮМИНИЕВЫХ
ВОДООХЛАЖДАЕМЫХ КОКИЛЕЙ

Минским филиалом НИИТавтопрома разработан и внедрен на Мценском заводе алюминиевого литья технологический процесс получения автомобильных отливок в алюминиевых анодированных водоохлаждаемых кокилях на карусельной машине 4535Б.

Существенным отличием этого процесса является повышенная интенсивность отвода тепла от отливки вследствие высокой теплопроводности материала кокиля и низкой температуры его перед заливкой ($\sim 100^{\circ}\text{C}$). Наряду с известными преимуществами при этом создаются условия, снижающие заполняемость рабочей полости формы жидким металлом. Получение отливок без недоливов и спаев потребовало при отработке технологического процесса выбора оптимальной толщины теплоизолирующего анодного покрытия при минимальной продолжительности заливки.

Для алюминиевых отливок типа патрубков и крышек с толщиной стенок 5–10 мм и весом от 0,5 до 1,5 кг минимальная продолжительность заливки составляла 5–6 сек. Температура заливаемого сплава, исходя из цеховых условий, принималась равной $730\text{--}740^{\circ}\text{C}$. При этом анодное покрытие толщиной 0,20–0,25 мм обеспечивало стабильное заполнение кокиля и принималось за оптимальное.

В условиях производственной эксплуатации проверялось влияние отклонений этого параметра от оптимального значения на заполняемость нижнего патрубка, отливаемого с песчаным стержнем. Из партии отливок в количестве 561 шт, полученных в пяти кокилях, 61 отливка оказалась бракованной по недоливу раструба. Распределение брака по кокилям, имевшим из-за нарушения технологии разную толщину анодного покрытия, приводится в табл. I.

Т а б л и ц а I

№ кокиля	Толщина анодного покрытия, мм	Брак отливок по недоливу растроя	
		количество, шт.	% от общего кол-ва
1	0,11-0,16	89	7
2	0,17-0,18	10	1,8
8	0,18-0,20	10	1,45
4	0,20-0,24	2	0,85
	Итого:	61	10,9

По результатам анализа был организован строгий контроль толщины анодного покрытия при приемке кокилей, которая является важным фактором, определяющим стойкость кокиля. Кокиль с анодным покрытием толщиной 0,18 мм при микротвердости 250 кг/мм² имел начальный износ по нижнему фланцу после 2000 заливок. Кокиль с покрытием толщиной 0,20 мм при микротвердости 400 кг/мм² такую же степень износа обнаруживает лишь после 4000 заливок.

Средняя стойкость алюминиевых кокилей, достигнутая при литье алюминиевых деталей в производственных условиях, равняется 4500-5500 заливкам. Кокили, имевшие анодное покрытие толщиной 0,20-0,24 мм при микротвердости 400-420 кг/мм², при соблюдении условий эксплуатации достигли стойкости 7000-7500 заливок. При модернизации процесса вполне достижима стойкость 10000-15000 заливок.

К ВОПРОСУ ПОЛУЧЕНИЯ МЕДНОЙ ПЛОСКОЙ ЗАГОТОВКИ МЕТОДОМ НАМОРАЖИВАНИЯ НА ВРАЩАЮЩИЙСЯ КРИСТАЛЛИЗАТОР

В работе ставилась задача определения принципиальной возможности получения медной ленты методом намораживания на вращающийся кристаллизатор и некоторых технологических параметров, влияющих на процесс. Первые опыты по намораживанию меди производились на алюминиевом кристаллизаторе диаметром 600 мм, на котором была получена медная лента удовлетворительного качества (рис. I). Однако возможность применения алюминиевого кристаллизатора для литья меди требует дальнейшего исследования, так как на поверхности кристаллизатора наблюдались локальные подплавления.

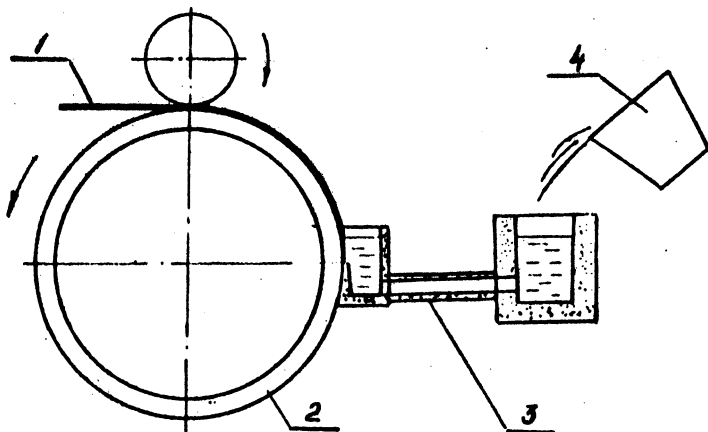


Рис. I. Схема экспериментальной установки
1 - лента; 2 - кристаллизатор; 3 - литниковая система; 4 - разливочный ковш

Валиваемый металл плавился в селитровой печи и затем переливался в разливочный ковш. В плавильном тигле в качестве покровного флюса применялся древесный уголь. Поверхность кристаллизатора перед опытом очищалась и покрывалась специальной смазкой. Затравка

оостояла из двух слоев: первый слой служил для предохранения поверхности кристаллизатора от длительного воздействия жидкой меди в момент заполнения литниковой системы, второй слой был собственной затравкой для вытягивания первоначально образовавшейся корочки. Конструкция литейной машины позволяет плавно изменять скорость литья в широких пределах. В процессе литья искусственное охлаждение кристаллизатора не применялось, так как время процесса было меньше времени прогрева кристаллизатора на всю его глубину, т.е. кристаллизатор работал как полубесконечное тело.

Металл перегревался в печи, а затем выдерживался в предварительно подогретом разливочном ковше, из которого проводилась заливка. Была получена медная лента толщиной 0,9–1,9 мм с плотной структурой. Поверхность ее гладкая с двух сторон, однако очень темная из-за того, что сразу после выхода из ванны лента имеет еще очень высокую температуру, и, взаимодействуя с кислородом воздуха, интенсивно окисляется. Это обстоятельство требует создания инертной атмосферы над литниковой системой.

В дальнейшем предусматривается продолжение исследования влияния различных параметров на получение качественной ленты.

ТЕМПЕРАТУРНОЕ ПОЛЕ ВАННЫ ЖИДКОГО МЕТАЛЛА ПРИ НЕПРЕРЫВНОМ НАМОРАЖИВАНИИ ЛЕНТЫ НА ВАЛКЕ-КРИСТАЛЛИЗАТОРЕ

Специфической чертой процесса формирования отливки при намораживании является затвердевание корочки металла в ванне жидкого перегретого металла. Часть теплоты жидкого металла вследствие интенсивного теплоотвода передается через систему жидкий металл - корочка - слой смазки и окисный слой - кристаллизатор к охлаждающей воде.

При установившемся процессе литья (постоянная температура заливки, скорость литья, расход жидкого металла и охлаждающей воды) в ванне жидкого металла наблюдается квазиустановившееся температурное поле. Как по высоте, так и по глубине ванны имеет место градиенты температур. Температурный режим жидкой ванны оказывает значительное влияние на стабильность процесса и качество отливки и в общем случае зависит от температуры заливаемого металла, скорости литья, высоты ванны жидкого металла, условий охлаждения валька и других факторов.

Для расчета температурного поля жидкого металла (рис. I) в литниковой коробке в соответствии с методом исключения переменных в качестве температурной кривой примем параболу n -го порядка [I]

$$T = T_u - (T_u - T_{cr}) \left(\frac{\xi}{X_1 - \xi} \right)^n, \quad (I)$$

- где ξ - координата, отсчитываемая от средней плоскости ванны, м;
 ξ - толщина намороженной корочки к моменту времени T , м;
 X_1 - глубина ванны, м;
 T_u - температура металла в средней плоскости ванны (у задней стенки литниковой коробки), °К;
 T_{cr} - температура кристаллизации металла, °К;
 T - температура в точке с координатой ξ , °К;
 n - показатель степени параболы.

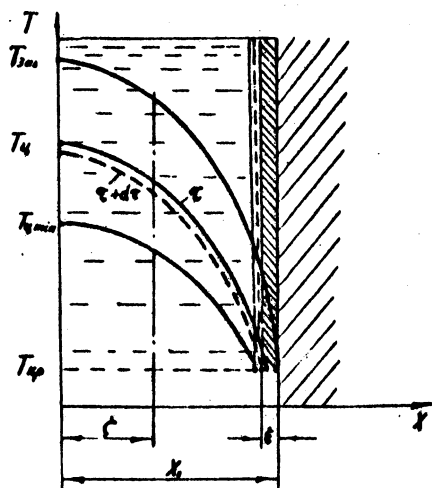


Рис. I. Температурное поле ванны жидкого металла при намерзании

Целью данной работы является установление связи между температурой $T_{ц}$, изменяющейся в течение времени намерзания от температуры заливаемого металла $T_{зал}$ до некоторого минимального значения $T_{ц мин}$, характеризующей установившийся процесс намерзания.

Составим дифференциальное уравнение теплового баланса. Первым выражением будет уравнение закона Фурье, определяющее количество переданной теплоты за промежуток времени $d\tau$ через элементарную площадку dF , которое применительно для данных условий имеет вид

$$dQ = n\lambda' \frac{T_ц - T_{сп}}{X_0} dF d\tau \quad \text{дл} \quad (2)$$

Второе выражение определяет количество теплоты, аккумулированное ванной жидкого металла

$$Q_{акк} = X_0 \gamma c' \left[T_{зал} - T_ц + \frac{1}{n+1} (T_ц - T_{сп}) \right] dF \quad \text{дл} \quad (8)$$

Здесь λ, ρ, c' - коэффициент теплопроводности, Вт/м-град; удельный вес (кг/м³) и удельная теплоемкость (дж/кг-град) для жидкого металла.

Элементарное количество аккумулированной теплоты за время $d\tau$:

$$dQ_{акк} = -\frac{n}{n+1} \lambda, \rho c' dF dT_4 \quad дж \quad (4)$$

Уравнение теплового баланса для установившегося процесса в момент, когда еще отсутствует замороженная корочка

$$n\lambda \frac{T_4 - T_{кр}}{\lambda_i} dF dT = -\frac{n}{n+1} \lambda, \rho c' dF dT_4 \quad (5)$$

После некоторых преобразований и интегрирования в пределах от $T = 0$ до $T_{заж}$ и от $T_{заж}$ до $T_{ц}$ решением данного уравнения является выражение

$$F_0 = \frac{1}{n+1} \ln \frac{T_{заж} - T_{кр}}{T_4 - T_{кр}} \quad (6)$$

или

$$T_4 = T_{кр} + (T_{заж} - T_{кр}) e^{-(n+1)F_0} \quad (7)$$

где $F_0 = \frac{\alpha r}{\lambda_i}$ - критерий Фурье;
 $\alpha = \frac{\lambda}{\rho c}$ - коэффициент температуропроводности, м²/сек.

Л И Т Е Р А Т У Р А

1. Вейник А.И. Приближенный расчет процессов теплопроводности. М.-Л., Госэнергоиздат, 1959.

УДК 621.746.6

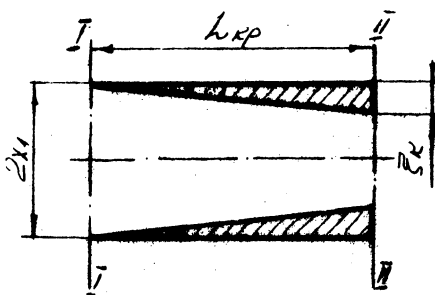
В.И. ТУТОВ, Г.А. АНИСОВИЧ,
 В.А. ГРИНБЕРГ, В.С. СКОТАРЕНКО

К РАСЧЕТУ ЗАТВЕРДЕВАНИЯ ОТЛИВКИ ПРИ ГОРИЗОНТАЛЬНОМ НЕПРЕРЫВНОМ ЛИТЬЕ

В настоящее время получает развитие литье чугуновых заготовок машино- и станкостроения на горизонтальных установках. Формирование отливки при горизонтальном непрерывном литье начинается в графитовом водосхлаждаемом кристаллизаторе, соединенным с

металлоприемником. Затвердевшая на стенках кристаллизатора твердая оболочка вместе с жидкой сердцевиной извлекается из кристаллизатора и дальнейшее затвердевание отливки происходит при охлаждении на воздухе или в зоне вторичного охлаждения. Структура и свойства получаемой заготовки определяются комплексным воздействием технологических, тепловых и металлургических параметров процесса литья. При определении этих параметров и проектировании литейных установок приходится производить расчет процесса затвердевания отливки. Для создания необходимых расчетных формул, принимая обычные для подобных расчетов упрощения [1], будем исходить из предположения, что теплота перегрева полностью отводится в кристаллизаторе, а жидкий металл внутри отливки за пределами кристаллизатора имеет постоянную температуру $T_{кр}$.

Рассмотрим затвердевание цилиндрической отливки в кристаллизаторе / рис. I /.



Толщина твердой корки отливки диаметром $2X_k$, при прохождении через кристаллизатор с длиной охлаждаемой части L_k со скоростью W за время Δt_k меняется от 0 до X_k . Расход жидкого металла через кристаллизатор определяется диаметром отливки и скоростью литья. Вместе с жидким металлом через сечение I-I вносится определенное количество тепла $Q_{1ж}$, а через сечение II-II тепло

Рис. I. Схема I-го этапа расчета

уносится с твердой коркой $Q_{2т}$ и с жидким металлом $Q_{2ж}$. Часть тепла отводится кристаллизатором

Тогда
$$Q_k = \alpha_k (T_{in} - T_c) F.$$

$$Q_{1ж} = Q_{2ж} + Q_{2т} + Q_k \quad /I/$$

Выражая соответствующие количества тепла через расход и теплосодержание жидкого и твердого металла, определяя среднюю температуру твердой корки $T_{ср}$ и температуру поверхности отливки T_{II} по формулам работы [2] и решая уравнение /I/,

получим:

$$\Delta t = \frac{R(3\lambda_1^2 q_{\text{пер}} + (2\lambda_1 - \xi_1) \xi_1 Z_1) + \alpha_2 C_1 \xi_1^2 U_{\text{кр}} (3\lambda_1 - \xi_1)}{12\lambda_1 \alpha_2 U_{\text{кр}} \lambda_1 (\alpha_2 \xi_1 + \lambda_1)} \quad (2),$$

где ρ_1 - плотность материала отливки; $q_{\text{пер}}$ - теплота перегрева металла; Z_1 - эффективная теплота кристаллизации, учитывающая теплоту охлаждения металла в интервале температур кристаллизации; α_2 - коэффициент теплоотдачи на поверхности отливки в момент выхода ее из кристаллизатора; C_1 - теплоемкость материала отливки; $\alpha_{\text{кр}}$ - средний коэффициент теплоотдачи от отливки к кристаллизатору; λ_1 - коэффициент теплопроводности материала отливки; $U_{\text{кр}} = T_{\text{кр}} - T_c$; $T_{\text{кр}}$ - температура кристаллизации; T_c - температура охлаждающей среды.

Уравнение /2/ связывает условия охлаждения, теплофизические свойства материала отливки и позволяет определять толщину затвердевшей за время прохождения через кристаллизатор твердой корки.

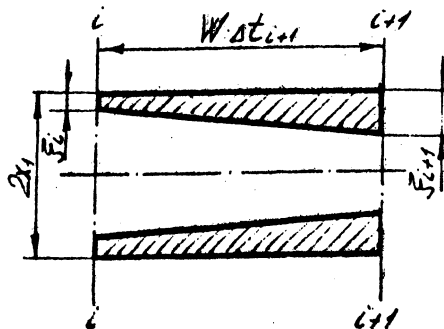


Рис. 2. Схема 2-го этапа расчета

Формулы для поэтапного расчета затвердевания отливки вне кристаллизатора могут быть получены путем составления и решения уравнения теплового баланса для произвольного участка отливки, покинувшей кристаллизатор /рис.2/. Это уравнение имеет следующий вид:

$$Q_{\text{жж}} + Q_{\text{жт}} = Q(i+1) \mu + Q(i+1) T + Q_{\text{от}}, \quad /3/$$

где индексами i и $i+1$ обозначено соответственно количество теплоты, вносимое жидким и твердым металлом через сечение i и уносимое через сечение $i+1$, а $Q_{\text{от}}$ - количество тепла, теряемое с поверхности отливки за время перемещения отливки от сечения i до $i+1$ и равно $\alpha_2 W \Delta t_{i+1}$.

Решая уравнение /3/, получаем выражение

$$\Delta t_{i,i-1} = \frac{\left\{ 3 \rho r (2x_i \xi_i - \xi_{i-1}) / (\xi_i \tau \xi_i) + 2 C_{\text{кр}} \left[\frac{d_{i-1} \xi_{i-1}^2 (3x_i - \xi_{i-1})}{d_{i-1} \xi_{i-1} + \lambda_i} - \frac{d_i \xi_i^2 (3x_i - \xi_i)}{d_i \xi_i + \lambda_i} \right] \right\} \left[\alpha_{\text{ср}} (\xi_i + \xi_{i-1}) + \lambda_i \right]}{12 x_i \alpha_{\text{ср}} V_{\text{кр}} A_i}$$

где

$$\alpha_{\text{ср}} = \frac{d_i + d_{i-1}}{2}$$

/4/,

При выполнении расчетов по формуле /4/ покинувшая кристаллизатор отливка разбивается на ряд произвольных участков, для каждого из которых производится расчет. Расчет получится тем точнее, чем меньше эти участки.

Л И Т Е Р А Т У Р А

1. В е й н и к А.И. Теория особых видов литья. Машгиз, М., 1958.
2. В е й н и к А.И. Теория затвердевания отливки. Машгиз, М., 1960.

УДК 620.165

С.К.Павлюк, А.Ф.Кислов,
И.М.Кузменко

УСТАНОВКА ДЛЯ ИССЛЕДОВАНИЯ ФОРМОИЗМЕНЕНИЯ И ТЕРМИЧЕСКОЙ УСТАЛОСТИ РАБОЧИХ ВТУЛОК КРИСТАЛЛИ- ЗАТОРОВ ПРИ ПОЛУНЕПРЕРЫВНОЙ ОТЛИВКЕ ЧУГУННЫХ ТРУБ

Основным технологическим узлом установок для полунепрерывной отливки чугуновых труб является водосклаждаемый кристаллизатор, в котором происходит формирование отливаемой трубы. В рабочих втулках кристаллизаторов возникают температурные напряжения, достигающие предела текучести металла и вызывающие его пластическую деформацию. В месте наибольшего нагрева втулки появляется сужение ее внутреннего диаметра, сопровождающееся появлением трещин термической усталости на поверхности металла, обращенной к жидкому чугуну [1].

Для исследования процесса формоизменения и разгара с целью разработки методов повышения работоспособности рабочих втулок спроектирована, изготовлена и испытана автоматическая установка. На рабочем блоке установки укрепляется полный цилиндрический образец из стали, Ю, внутри которого помещается на регулируемой

по высоте и в радиальном направлении консоли газовая горелка. На этом блоке располагается также система снабжения водой и газами с запорными вентилями и электромагнитными клапанами, а также устройство для измерения перемещений образца в процессе испытаний.

На пульте управления смонтирована схема управления работой установки и измерительные приборы. Продолжительность нагрева и охлаждения образца контролируется электронным реле времени, система записи температур и перемещений включается независимо от работы горелки и может быть запущена либо на весь период испытаний, либо только на определенное число циклов, измеряемое счетчиком импульсов. Автоматическая схема управления обеспечивает работу горелки в двух режимах - рабочем и дежурном. Для создания циклического температурного поля, неоднородного по толщине стенки, применено водное охлаждение цилиндра: периодическое спреерное с внутренней стороны и постоянное спреерное - с наружной.

Для записи температур на ленточной диаграмме применен точечный автоматический электронный потенциометр ЕК ВТ6Е. Получение полной картины распределения температур в образце обеспечивается приваркой 24 хромельалюмелевых термопар, запись показаний которых осуществляется переключением на потенциометр одной из четырех групп: 6 термопар устанавливается на наружной поверхности образца, 6 привариваются на глубине 3 мм от наружной стенки, 6 - на глубине 6 мм и 6 - на внутренней стенке.

Измерение перемещений производится с помощью тензометрического датчика и 12-канальной тензометрической станции типа УТС-12, а запись - потенциометром ЕК ВТ6Е. Одновременно осуществлялось визуальное измерение деформаций индикаторами.

На описанной установке испытаны образцы с гладкой и ребристой поверхностью и образцы, у которых наиболее нагруженная термическими напряжениями часть выполнена биметаллической за счет наплавки. Результаты испытаний свидетельствуют о том, что стойкость рабочих втулок кристаллизаторов может быть значительно повышена за счет изменения температурного градиента в стенке и уменьшения ее теплового сопротивления заменой части металла с наружной стороны медью, а также повышением сопротивления термической усталости металла внутренней стороны наплавкой аустенитной сталью.

Л и т е р а т у р а

1. Г о х ф е л ь д Д.А. Несущая способность конструкций в условиях теплосмен. М., "Машиностроение", 1970.

УДК 621.746.6

Г.А. Анисович, В.И. Тутов, А.А. Малиюк-
вичус, Н.А. Сенькин, А.Я. Крутилин

П Р И Б Л И Ж Е Н Н Ы Й Р А С Ч Е Т ЗАТВЕРДЕВАНИЯ ПОЛОЙ ЦИЛИНДРИЧЕСКОЙ НЕПРЕРЫВНОЙ ОТЛИВКИ СО СТОРОНЫ ПЕСЧАНОГО СТЕРЖНЯ

Целью настоящей работы является приближенный расчет затвердевания полой цилиндрической отливки со стороны песчаного стержня в условиях непрерывного литья. Для расчета использован метод исключения переменных /1/. Для сокращения числа независимых переменных принимаем, что температурное поле стержня описывается уравнением параболы "п" - го порядка:

$$U = U_n \left(1 - \frac{x}{X}\right)^n, \quad (1)$$

где $U = T - T_0$, $U_n = T_n - T_0$ - избыточная температура
 T_n, T_0, X - температура поверхности, начальная температура и глубина прогрева стержня.

Через поверхность "F" соприкосновения металла и стержня проходит количество теплоты

$$dQ = \lambda_2 n \frac{U_n - U_{вн}}{\delta} F dt, \quad (2)$$

где $U_{вн}$, λ_2 и δ - соответственно избыточная температура внутренней поверхности стержня, теплопроводность материала и толщина стенки стержня.

Теплота, аккумулированная стержнем /1/

$$dQ = \frac{1}{n+1} F \rho_2 c_2 \delta \left(1 - \frac{2}{n+2} \cdot \frac{\delta}{X}\right) dU_{вн}. \quad (3)$$

где ρ_2, C_2 и χ_0 — плотность, удельная теплоемкость и наружный радиус стержня.

Из совместного решения уравнений /2/ и /3/ получаем:

$$v_{zn} = v_n \left[1 - e^{-\frac{n(n+1)\alpha_2(t-t_1)}{\delta^2(1-\frac{\lambda}{n\lambda_2}) \cdot \frac{\delta}{\chi_0}}} \right]. \quad (4)$$

Уравнение теплового баланса отливки и стержня:

$$\lambda_2 n \frac{v_n - v_{zn}}{\delta} F dt = \zeta dM, \quad (5)$$

где ζ — уд. теплота кристаллизации металла отливки;
 dM — масса металла, затвердевшего на стержне за время

Подставляем в уравнение /5/ значение v_{zn} и интегрируем в пределах от t_1 до t_2 и от M_1 до M .

Получаем:

$$M = \frac{\delta F \rho_2 C_2 v_n}{\lambda_2(n+1)} \left(1 - \frac{\lambda}{n\lambda_2} \cdot \frac{\delta}{\chi_0} \right) \left[1 - e^{-\frac{n(n+1)\alpha_2(t-t_1)}{\delta^2(1-\frac{\lambda}{n\lambda_2}) \cdot \frac{\delta}{\chi_0}}} \right] M_1. \quad (6)$$

Связь между массой и толщиной затвердевшей корки находим из уравнения

$$M = F \rho_2 \delta \left(1 + \frac{\delta}{2\chi_0} \right). \quad (7)$$

Уравнения /6/ и /7/ позволяют посчитать кинетику затвердевания цилиндрической отливки на оболочковом стержне.

Для пользования уравнением /6/ необходимо знать некоторые дополнительные данные, в частности, показатель степени параболы "п", а также теплофизические свойства материала стержня. Для их определения необходимо знать время прогрева стержня на всю его глубину.

Методика проведения эксперимента по определению температурного поля стержня следующая. Стержень приготавливался из смеси следующего состава: песок кварцевый — 100%, 20%-ный раствор мочевины в фенолоспирте — 4%.

В стенку стержня заформовывались хромель-копелевые термопары с диаметром электродов 0,2 мм в сечении стержня, расположенном на половине его высоты. Термопары были расположены от поверхности отливки на расстояниях 1, 3, 5, 7 и 9 мм. Стержень имел следующие

размеры: высота - 150 мм, диаметр - 82 мм, толщина стенки - 10 мм.

Стержень с термопарами окунался в расплав цинка с температурой 420°C. Показания термопар фиксировались осциллографом Н-700.

По методике, описанной в работе /2/, определим показатель степени параболы, а также эффективные значения термофизических коэффициентов. Массу металла, затвердевшего на стержне за время его прогрева, /15 сек/ определяли экспериментально. Для этого окунали в расплав цинка при $T = 420^{\circ}\text{C}$ несколько стержней. Затем измерялась толщина корочки металла, затвердевшего на стержне и подсчитывалась масса металла. Данные для расчета затвердевания цинковой цилиндрической отливки на оболочковом стержне следующие:

$$n_2 = 2,8; \quad \alpha_2 = 3,27 \cdot 10^{-4} \text{ м}^2/\text{сек}; \quad \nu_2 = 443 \frac{\text{гм} \cdot \text{сек}^{0,5}}{\text{м}^2 \cdot \text{град}};$$

$$c_2 = 49,4 \text{ Дж/кг} \cdot \text{град}; \quad \lambda_2 = 2,5 \text{ Вт/м} \cdot \text{град}.$$

Результаты расчетов и экспериментальные данные приведены на рис. I. Здесь кривая проведена по расчетным данным, а точками обозначены экспериментальные данные.

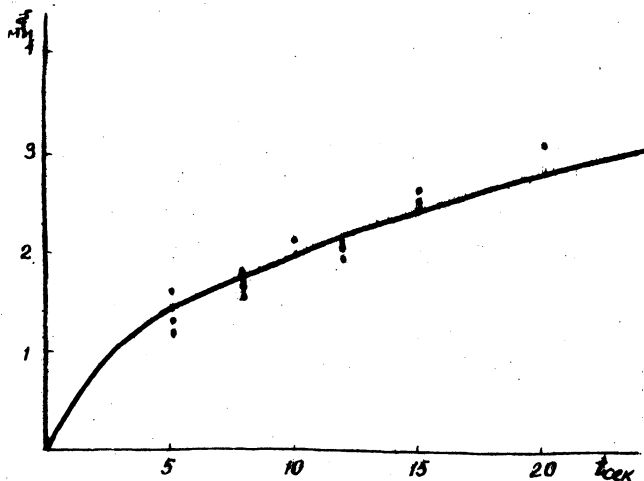


Рис. I. Зависимость толщины намерзшей корочки от t

Л и т е р а т у р а

1. В е й н и к А.И. Приближенный расчет процессов теплопроводности. М.-Л., Госэнергоиздат, 1959.
2. А н и с о в и ч Г.А., Ж и а к и н Н.П. Охлаждение отливки в комбинированной форме. М., Машиностроение, 1969.

УДК 621.002.8

В.П.Северденко, А.С.Матусевич,
И.П.Прокопов, А.Ф.Гончаров, А.Г.Бакаев

ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕПЛООВОГО РЕЖИМА КРИСТАЛЛИЗАТОРА ПРИ НЕПРЕРЫВНОМ ЛИТЬЕ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

В работе рассматриваются закономерности влияния некоторых технологических параметров процесса непрерывного литья композиционных материалов, разработанного в физико-техническом институте АН БССР /1/, на тепловой режим водоохлаждаемого цилиндрического кристаллизатора.

При изучении теплового режима кристаллизатора в качестве материала матрицы композиционной отливки использовался алюминий марки А7, в качестве армирующих волокон - проволока диаметром 0,5 мм из стали Х18Н10Т. Эксперименты проводились на кристаллизаторе, который представлял собой стальной водоохлаждаемый кожух с частично запрессованной в него цилиндрической графитовой втулкой. Свободный конец втулки в процессе вытяжки отливки находился непосредственно в расплаве.

Измерение температуры кристаллизатора производилось хромель-алюмелевыми термопарами с диаметром электродов 0,2 мм на электронном автоматическом потенциометре типа КСП. Термопары были установлены в различных сечениях по толщине графитовой втулки. Температура жидкого металла в распределительной ванне измерялась термопарой ХА, электроды которой диаметром 0,5 мм были защищены кварцевым наконечником. В процессе исследования получены температурные поля кристаллизатора при различных режимах литья, с помощью которых стало возможным установить характер изменения интенсивности теплообмена и удельного теплового потока в кристаллизаторе.

Одним из наиболее важных технологических параметров процесса

непрерывного литья является скорость вытяжки отливки. В условиях формирования непрерывной композиционной отливки процесс необходимо вести с максимально возможными скоростями вытяжки. Это обусловлено не только повышением производительности труда, но и необходимостью сокращения времени контакта армирующих волокон с жидким металлом матрицы. Минимальное время контакта волокон с расплавом способствует максимальному сохранению прочностных характеристик волокон, а следовательно, и самого композиционного материала. Скорость вытяжки отливки существенно влияет на тепловой режим кристаллизатора, который находится в непосредственной связи с устойчивостью процесса и качеством композиционной отливки.

Исследование влияния скорости вытяжки на тепловой режим кристаллизатора было проведено при формировании отливки диаметром $d = 6$ мм, температуре заливаемого металла $T_{залив} = 770-780^\circ \text{C}$, расходе охлаждающей воды $G_2 = 0,006 \cdot 10^{-3} \text{ м}^3/\text{сек}$ и объемном содержании волокон $V_f = 30\%$. В результате получены температурные поля кристаллизатора при различных скоростях вытяжки, по которым с помощью известных зависимостей [2] были рассчитаны величины удельных тепловых потоков.

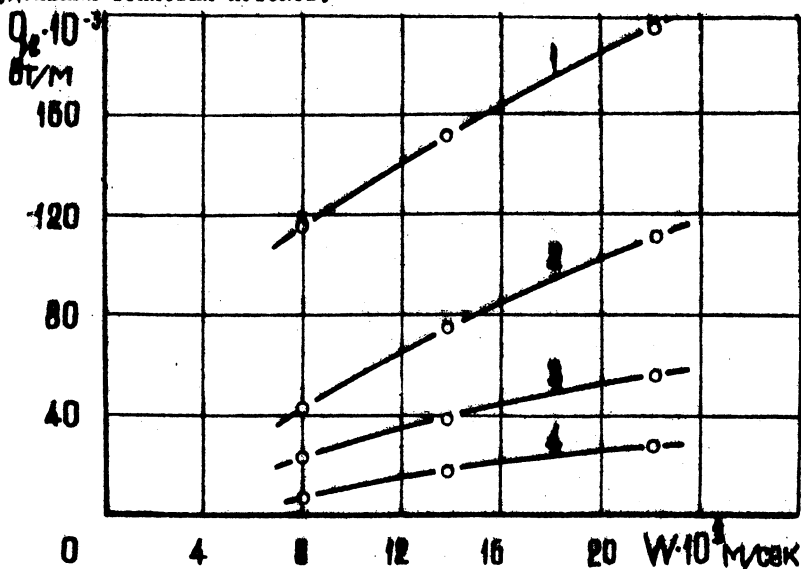


Рис. I. Влияние скорости вытяжки отливки на величину удельного теплового потока

На рис. I приведено распределение удельного теплового потока, отнесенного к единице длины кристаллизатора, в зависимости от скорости вытяжки отливки W , где кривая I соответствует сечению, расположенному на расстоянии от торца кристаллизатора $Z = 40$ мм; кривая 2 - $Z = 61$ мм; 3 - $Z = 21$ мм; 4 - $Z = 84$ мм. Как видим, с увеличением скорости вытяжки отливки происходит возрастание теплового потока q_e по всей длине кристаллизатора, причем q_e имеет наибольшее абсолютное значение и возрастает более интенсивно в сечении $Z = 40$ мм, которое расположено в начале сочленения графитовой втулки и водоохлаждаемого кожуха. Такой характер изменения величины q_e обусловлен механизмом формирования газового зазора между отливкой и кристаллизатором. Увеличение скорости вытяжки влечет за собой уменьшение газового зазора, а следовательно и величины термического сопротивления системы.

Исследование влияния относительного объемного содержания волокна в композиционной отливке ($d = 6$ мм) на тепловой режим кристаллизатора было проведено при следующих параметрах литья: $T_{\text{зап}} = 780^\circ\text{C}$; $W = 0,9$ м/мин; $G = 0,007 \cdot 10^{-8}$ м³/сек.

Распределение удельного теплового потока по длине кристаллизатора для различных значений объемного содержания волокна представлено на рис. 2, а, где кривая I соответствует $V_f = 20\%$; 2 - $V_f = 30\%$; 3 - $V_f = 60\%$. Величина q_e достигает максимума при меньших значениях V_f . При этом влияние объемного содержания волокна на величину удельного теплового потока сказывается в большей мере в сечении $Z = 40$ мм, где имеет место начало контакта графитовой втулки и водоохлаждаемого кожуха, а также ватвердевание композиционной отливки.

Увеличение значения теплового потока при уменьшении объемного содержания волокна происходит вследствие того, что при этом в отливке увеличивается относительное количество алюминия, теплофизические свойства которого значительно превышают по величине аналогичные свойства стальных волокон. Кроме того на ход процесса оказывает некоторое влияние теплота кристаллизации алюминия, доля которой в общем тепловом балансе возрастает с уменьшением V_f .

На величину удельного теплового потока также влияет расход охлаждающей кристаллизатор воды. На рис. 2, б представлены зависимости q_e от G_s , где кривая I соответствует $G_s = 0,11 \cdot 10^{-8}$

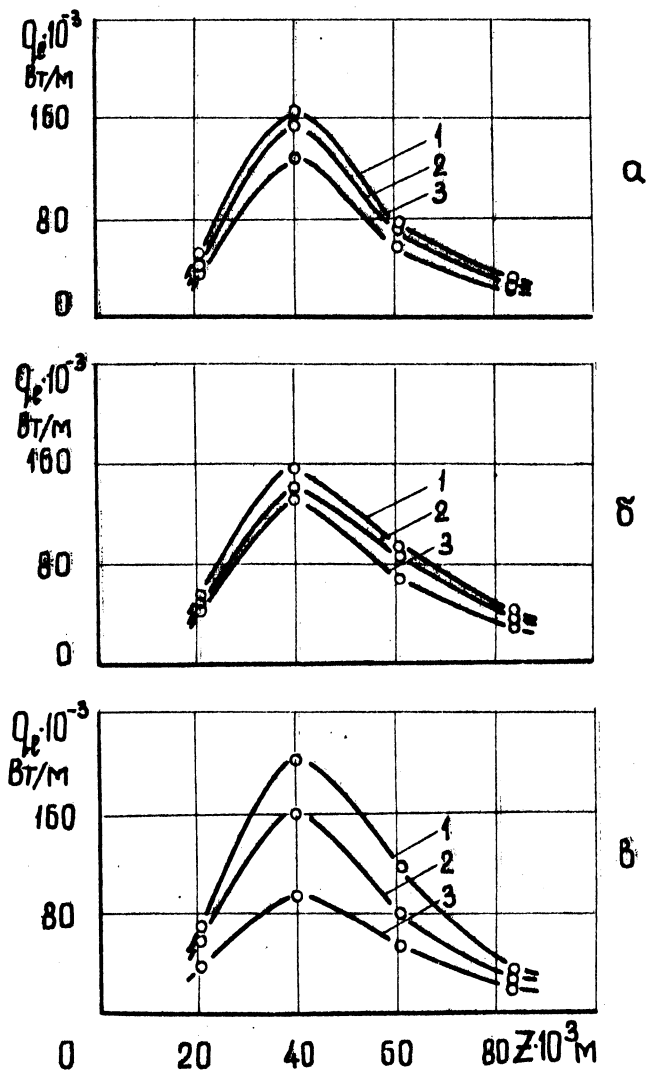


Рис.2. Влияние относительного объемного содержания волокон (а), расхода охлаждающей воды (б) и диаметра отливки (в) на величину удельного теплового потока

$\text{м}^3/\text{сек}$; 2 - $G_s = 0,07 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{сек}$; 3 - $G_s = 0,007 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{сек}$
 Приведенные данные получены для отливки $d = 6 \text{ мм}$ при $T_{\text{нал}} = 800^\circ\text{C}$,
 $W = 0,8 \text{ м/мин}$ и $V_f = 30\%$. Как следует из рис.2,б, величина
 теплового потока возрастает при увеличении расхода воды, что име-
 ет место вследствие увеличения интенсивности теплообмена на во-
 доохлаждаемой поверхности кристаллизатора. Кипение воды на поверх-
 ности кристаллизатора в этом случае отсутствует. Характер расп-
 ределения удельного теплового потока по длине кристаллизатора
 аналогичен показанному на рис.2.а.

Проведенные исследования показали, что в рассмотренном интер-
 вале значений расход охлаждающей кристаллизатор воды оказывает
 на величину удельного теплового потока меньшее влияние, чем ско-
 рость вытяжки отливки и относительное объемное содержание волок-
 на в композиционном материале.

Величина удельного теплового потока находится в зависимости
 от диаметра композиционного профиля. На рис.2,в показано распре-
 деление q_c по длине кристаллизатора для отливки диаметром $d = 10 \text{ мм}$
 (кривая 1), $d = 6 \text{ мм}$ (кривая 2) и $d = 3 \text{ мм}$ (кривая 3). Данные
 получены при следующих технологических параметрах литья $T_{\text{нал}} =$
 $= 800^\circ\text{C}$; $W = 0,9 \text{ м/мин}$; $G_s = 0,006 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{сек}$; $V_f = 30\%$.
 Из рис.2,в видно, что тепловой поток возрастает по всей длине
 кристаллизатора с увеличением диаметра отливки. Наибольшего зна-
 чения q_c достигает во всех случаях в сечении $Z = 40 \text{ мм}$.

Полученные данные могут быть использованы для определения
 оптимальных режимных и конструктивных параметров непрерывного
 литья композиционных материалов.

Л и т е р а т у р а

1. Северденко В.П., Матусевич А.С., Гон-
 чаров А.Ф. Способ изготовления композиционных профилей,
 "Вестник машиностроения", № 5, 1978.
2. Михеев М.А. Основы теплопередачи. М.-Л., Госэнергоиздат,
 1956.

УЛУЧШЕНИЕ СВОЙСТВ ЧУГУННОЙ ОТЛИВКИ
ПРИ НЕПРЕРЫВНОМ ЛИТЬЕ

Известным недостатком чугунных отливок, полученных методом непрерывного литья, является анизотропность структуры и свойств по сечению их стенок, вызывающие резкое снижение эксплуатационных свойств изделия.

Предотвращение поверхностного отбела за счет выбора состава чугуна и теплового режима кристаллизатора само по себе несложно, но ведет к появлению большого количества феррита в структуре, а следовательно, к снижению прочностных свойств отливки. Одновременное предотвращение отбела и ферритизации является сложной задачей. Наиболее рациональный путь ее решения заключается в увеличении углеродного эквивалента чугуна для предотвращения отбела и вводе стабилизаторов перлита для подавления ферритизации.

С этой целью исследовано влияние углеродного эквивалента C_{Σ} на величину отбела, возникающего со стороны кристаллизатора. Результаты исследований представлены на рис.1.

Видно, что величина отбела уменьшается с увеличением углеродного эквивалента чугуна и при $C_{\Sigma} = 4,5$ отбела в структуре не наблюдается.

Распределение твердости по сечению отливки, полученной из такого чугуна $C_{\Sigma} = 4,5$, представлено на рис.2.

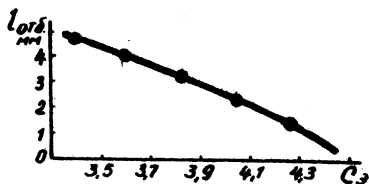


Рис.1. Влияние углеродного эквивалента C_{Σ} на величину отбела непрерывной отливки

В описанном случае отбела нет, но неравномерность распределения твердости по сечению отливки сохраняется. Выравнивание твердости по сечению с повышением ее общего уровня до $HV=180$ (требование ТУ) можно добиться

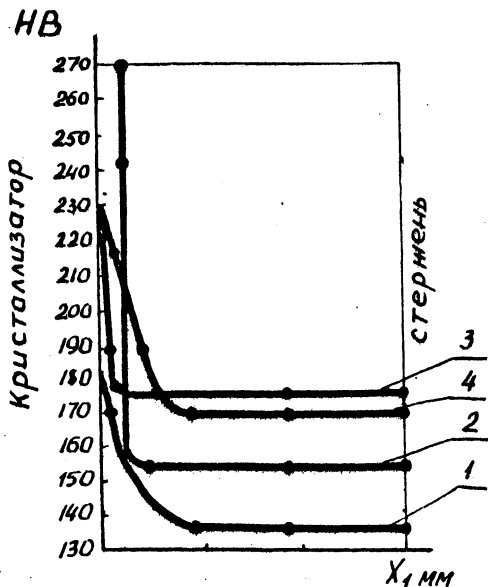


Рис. 2. Влияние сурьмы на распределение твердости по сечению непрерывной отливки

модифицированием чугуна. С этой целью изучено влияние модифицирования сурьмой на распределение твердости и структуру металла непрерывной отливки. Введение 0,2% сурьмы привело к значительному изменению структуры и твердости чугуна с $C_3 = 5$.

Повысилась твердость по сечению отливки (рис. 2, кривая 2), возросла и твердость в поверхностной зоне, соприкасающейся с кристаллизатором. Микроструктура этой зоны — ледобурит, в остальном сечении отливки — перлит. Такое влияние сурьмы объясняется тем, что она тормозит обе стадии кристал-

лизации /I/. Торможение первой стадии вызвало появление в поверхностной зоне ледобурита, а второй стадии — уменьшение количества феррита и появление перлита.

Наличие ледобурита в поверхностной зоне отливки ухудшает ее обрабатываемость. Для устранения ледобуритного слоя и дальнейшего повышения твердости необходимо вместе с сурьмой ввести модификатор, ускоряющий первую и тормозящий вторую стадии. Наиболее подходящий для этой цели добавкой является силикокальций. Совместное модифицирование чугуна сурьмой и силикокальцием дало положительный результат. Твердость по всему сечению отливки повысилась до НВ 187 (рис. 2, кривая 3). Микроструктура содержит 98% перлита.

Микроструктура поверхностной зоны — сорбитообразный перлит. Дальнейшее увеличение добавки сурьмы повысило твердость только в зоне, соприкасающейся с кристаллизатором и вызвало неравномерное

распределение твердости по сечению отливки (рис.2, кривая 4).

Таким образом, регулирование графитизации при эвтектическом и эвтектоидном превращении является тем фактором, который позволяет улучшить качество непрерывной отливки чугуна. Наиболее пригодным для этой цели является комплексный модификатор, состоящий из 0,2% Sb и 0,3% $KaCuO$.

Л и т е р а т у р а

I. *Cieszecki - Praxis*

1971; № 8; 189-149

УДК 620.169.1:621.791.92

С.К.Павлюк, И.М.Кузменко,
А.Ф.Кислов

К ВОПРОСУ О ПОВЫШЕНИИ РАЗГАРОСТОЙКОСТИ ПОВЕРХНОСТЕЙ, СОПРИКАСАЮЩИХСЯ С ЖИДКИМ ЧУГУНОМ

Ряд деталей металлургического оборудования в процессе эксплуатации подвергается воздействию расплавленного металла (кокилы для центробежной отливки, пресс-формы, детали установок для полунепрерывной отливки труб). Такие детали обладают пониженной работоспособностью в связи с разгаром рабочих поверхностей. Типичным примером могут быть поддоны установок для полунепрерывной отливки чугунных труб, выходящие из строя через 20 смен работы. Циклические нагрев и охлаждение рабочих поверхностей поддона приводят к появлению термических напряжений, превышающих предел текучести материала. Основным фактором, влияющим на разгаростойкость, является термическая усталость.

На автоматической установке [I] были проведены испытания наплавленных образцов. Испытания показали, что с целью повышения разгаростойкости могут быть использованы жаропрочные материалы, дающие в наплавке аустенитную структуру.

В условиях Могилевского металлургического завода им. Мясникова были испытаны поддоны с наплавленными рабочими поверхностями. Для наплавки использовались сварочные проволоки м а р о к Св - 06X19H9T, Св - 06X19H10M9T, Св - 06X25H12TЮ, Св-1X16H25Г6M6B, СВ - 1X16H25Г6M9B6.

Наплавку производили на предварительно подготовленную поверхность полуавтоматом ПДПГ-500 в среде углекислого газа или аргона. При этом наплавляли 3-4 слоя испытуемого металла общей толщиной 12-15 мм. Затем наплавленный поддон проходил механическую обработку.

По результатам испытаний проволоки расположились в следующий ряд в порядке возрастания стойкости:

- Св - 06X25H12TЮ - 23 смены,
- Св - IXI6H25Г6M6B - 31 смена,
- Св - 06XI9H10M3T - 39 смен,
- Св - 06XI9H9T - 42 смены,
- Св - IXI6H25Г6M3B6 - более 60 смен.

Приведенные данные показывают, что большое влияние на разгаростойкость наплавленных поддонов оказывает структурный состав наплавленного металла и степень его легирования.

Разгаростойкость наплавов, выполненных проволокой Св-06XI9H9T оказалась даже выше, чем стойкость наплавов более легированными проволоками, что указывает на отрицательное влияние ферритобразующих элементов на разгаростойкость металла.

Наличие в структуре 3-5% α - фазы относительно мало сказывается на тепловом охрупчивании наплавов при повторном воздействии нагревов и охлаждений. Повышение содержания α - фазы в аустените до 5-10% резко понижает стойкость металла против теплосмен в связи с интенсивным охрупчиванием сигматизацией. Это хорошо заметно на металле наплавов, выполненных проволокой 06X25H12TЮ или электродами ОВЛ-6. Эти наплавки имеют более низкую стойкость, чем наплавки, выполненные проволокой 06XI9H9T. Можно отметить, что небольшое повышение содержания углерода в наплавке, выполненной проволокой 06XI9H9T в углекислом газе, повышает ее стойкость по сравнению со стойкостью наплавов в аргоне.

Для производственного применения рекомендована наплавка проволокой IXI6H25Г6M3B6 в аргоне.

Разработанный метод повышения разгаростойкости позволит повысить на Могилевском металлургическом заводе им. Мясникова в 3-5 раз стойкость поддонов кристаллизаторов установок для полунепрерывного литья чугуновых труб, что улучшит условия труда операторов и повысит производительность установок.

Л и т е р а т у р а

1. Кузменко И.М., Павлюк С.К. Установка для испытаний наплавленного металла на термическую усталость. Сб. "Механизация и автоматизация сварочного производства". Могилев, 1972.

УДК 621.746.77

Б.Г. Вайтман, А.И. Вейник, Н.П. Жмакин

ВЛИЯНИЕ ИНТЕНСИВНОСТИ ТЕПЛООБМЕНА НА ВЕЛИЧИНУ ОСТАТОЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ В ЧУГУННЫХ ОТЛИВКАХ

Корпусные детали станочных отливок представляют собой сочетание стенок и перемычек различной толщины и массивных направляющих. При охлаждении таких отливок между отдельными элементами возникают значительные температурные перепады, которые являются причиной появления остаточных напряжений [1,2]. Регулируя интенсивность охлаждения отдельных элементов таких сложных отливок, можно существенно интенсифицировать процесс формирования отливки, не превышая допустимого значения остаточных напряжений.

Рассмотрим охлаждение элемента отливки, состоящего из сочетания направляющей 100x60x1400 мм и плоской стенки 20x200x1400 мм при изготовлении в сухой песчано-глинистой форме (рис. 1, а), в песчано-глинистой форме с холодильниками по направляющей (рис. 1, б) и в частично футерованном кокиле (рис. 1, в).

Формы заливались чугуном, полученным в вагранке, при температуре 1570–1600°К химического состава (в % по массе): С, 2–3,46; I, 7–1,9Si; 0,7–0,8 Mn; 0,15P и 0,12S. Площадь футерованной поверхности кокиля составляла 70%, толщина футеровки 20 мм. Поверхность холодильника и всю поверхность кокиля покрывали краской с толщиной слоя 0,5 мм. Начальная температура кокиля и холодильника была равна 300°К. Полученная по расчету [3] скорость затвердевания равна $U = 0,04$ мм/сек.

Распределение температуры по сечению отливки в различные моменты времени показано на рис. 1.

Простое сопоставление температурных кривых затрудняет оценку эффективности режима охлаждения отливки. Для сравнения и

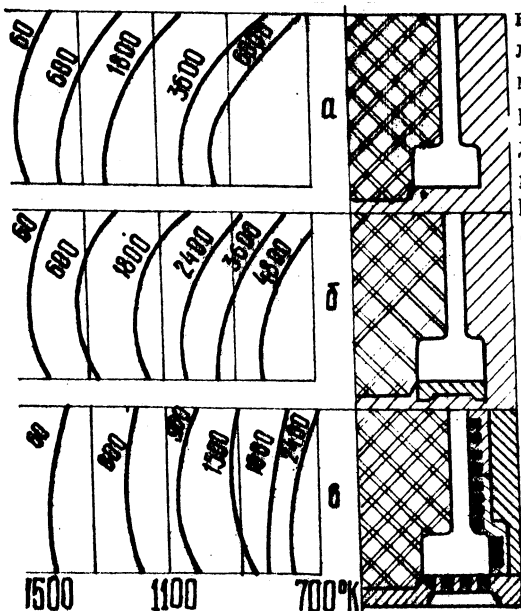


Рис. I. Изменение температуры отливки при различных способах охлаждения

выбора оптимальных технологических вариантов применяли механический и рентгеноструктурный методы определения остаточных напряжений. Используя механический метод послойного удаления металла с направляющей, определяем величину прогиба детали и рассчитываем величины остаточных напряжений. Результаты эксперимента и расчетов представлены в табл. I.

Т а б л и ц а I

Способ формирования отливки	Величина прогиба $f \cdot 10^{-3}$ мм	Остаточные напряжения в массивной части отливки, Мн/м ²
В сухой песчано-глинистой форме	- 65	- 23,4
В сухой песчаной форме с холодильником	- 140	- 51,0
В футерованном кокиле	- 90	- 32,8

Для определения остаточных напряжений в стенке отливки на установке УРС-50И проведен рентгеноструктурный анализ, позволяющий использовать ионизационный метод регистрации интерференционных

линий.

В табл.2 представлены результаты исследований образцов размером 50x50x20 мм, вырезанных из отливок при охлаждении: в футерованном кокиле (1), тавра в песчано-глинистой форме (2), массивной полки в песчано-глинистой форме с холодильником (3), тонкой стенки в песчано-глинистой форме с холодильником (4). Для сравнения приведены результаты анализа исследуемых образцов с отожженным (5).

Т а б л и ц а 2

Обозначение образца	Интерференционная линия (211)			Интерференционная линия (220)			σ ср по (211) и (220) $\frac{\text{кг}}{\text{мм}^2}$
	мм	мм	$\text{Мн}/\text{м}^2$	мм	мм	$\text{Мн}/\text{м}^2$	
1	298	-2	+ 72,0	318	-5	+113,0	+92,5
2	296	-1	+ 36,0	314	-2	+ 45,2	+40,6
3	300	-4	+144,0	318	-5	+113,0	+128,5
4	298	-2	+ 72,0	316	-3	+ 67,8	+ 69,9
5	296	0	0	313	0	0	0

Анализируя полученные данные, можно сделать вывод, что увеличение интенсивности охлаждения массивной части отливки с помощью холодильника приводит к значительному увеличению сжимающих остаточных напряжений. При использовании футерованного кокиля наблюдается выравнивание скоростей охлаждения тонкой и массивной частей. Величина остаточных напряжений при охлаждении в футерованном кокиле несколько выше, чем при литье в песчаную форму, но значительно ниже, чем при захлаживании только массивной направляющей. При линейном распределении температуры по сечению остаточные напряжения в отливке минимальны.

Таким образом, регулируя параметры технологического процесса литья в футерованный кокиль (площадь футерованной поверхности, толщину слоя юраски, начальную температуру формы и др.), можно значительно увеличить скорость охлаждения отливки, не превышая при этом величины допустимых остаточных напряжений.

Л и т е р а т у р а

1. Вейник А.И. Термодинамика литейной формы. М., "Машиностроение", 1968.
2. Вейник А.И. Расчет отливки. М., "Машиностроение", 1964.
- В. Вайтман Б.Г., Чигир И.Д. Регулирование интенсивности охлаждения чугуновой отливки в комбинированном кокиле. Сб. "Вопросы прочности и пластичности металлов". Минск, "Наука и техника", 1972.

УДК 621.798

А.Г.Кучерявий

О ВОЗМОЖНОСТИ ПОЛУЧЕНИЯ ЧУГУННЫХ ОТЛИВОК БЕЗ ОТБЕЛА

Ликвидация отбела чугунных отливок обеспечивается термическими условиями теплообмена между отливкой и формой.

Литейная форма может быть изготовлена из неметаллических, металлических материалов или получена путем их комбинирования.

Способность отводить тепло от отливки при затвердевании металла характеризуется теплоаккумулирующими свойствами материала литейной формы, его коэффициентом аккумуляции тепла

$$\delta_2 = \sqrt{\lambda_2 \rho_2 C_2} ,$$

где λ — коэффициент теплопроводности;
 ρ — плотность материала;
 C — теплоемкость материала;

Индекс 2 здесь показывает, что данные величины относятся к материалу литейной формы.

Для обычно используемых песчано-глинистых смесей $\delta_2 = 14 + 22 \text{ ккал}/(\text{м}^2 \cdot \text{час}^{1/2} \cdot \text{град})$ ($0,98 + 1,54 \text{ квт} \cdot \text{сек}^{1/2}/\text{м}^2 \cdot \text{град}$); для металлических материалов — $\delta_2 = 110 + 230 \text{ ккал}/(\text{м}^2 \cdot \text{час}^{1/2} \cdot \text{град})$ ($7,68 + 16 \text{ квт} \cdot \text{сек}^{1/2}/\text{м}^2 \cdot \text{град}$).

У чугунных отливок из СЧ15-82, СЧ21-40 с толщиной стенки до 20 мм отбел возникает, когда $\delta_2 > 81 \text{ ккал}/(\text{м}^2 \cdot \text{час}^{1/2} \cdot \text{град})$ ($2,160 \text{ квт} \cdot \text{сек}^{1/2}/\text{м}^2 \cdot \text{град}$). Поэтому для изготовления разовых и

постоянных литейных форм необходимо использовать такой материал или смесь материалов, при которых исключался бы отбел, т.е. когда $\beta_2 \leq 31$ ккал/ (м²·час^{1/2}·град).

При использовании чугунного кокиля, футерованного шамотом по поверхности, прилегающей к отливке, получены изделия без отбела.

Как видно из графика, в зависимости от соотношения металлической и неметаллической поверхности кокиля коэффициент β_2 изменяется от значений, характерных для металлической формы, до значений, характерных для неметаллической формы.

Площадь нефутерованной металлической поверхности кокиля показана в процентах по отношению ко всей поверхности, прилегающей к отливке.

Отбел чугунной отливки возникает при $F_M > 60\%$ для комбинированной формы (кривая 1), когда с одной стороны отливки находится футерованный кокиль, а с другой - стержень из песчано-глинистой смеси. В остальных случаях отбел отсутствует. Кривая 2 показывает изменение коэффициента β_2 футерованной стенки кокиля при толщине футерованного слоя, равного толщине отливки.

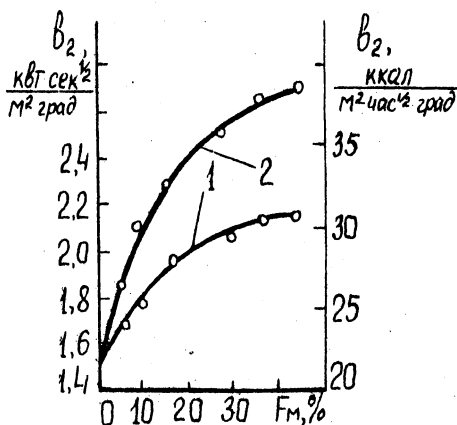


Рис. I. Зависимость коэффициента аккумуляции от площади нефутерованной металлической поверхности кокиля (F_M).

На возникновение отбела влияет начальная температура постоянной литейной формы, изготовленной из СЧ 15-32.

Если $75\% > F_m > 60\%$, то отбел исчезает при начальном разогреве формы до $100 - 125^{\circ}\text{C}$ вместо $300-400^{\circ}\text{C}$ для обычных кокилей.

Подбором материала литейной формы с коэффициентом $\beta_2 < 31$ ккал/ (м².час^{1/2} град) полностью ликвидируется отбел чугунных отливок и при этом уменьшаются затраты на обслуживание кокиля.

УДК 621.74.043.1

Г.А.Балынин, Г.Х.Блехман, Б.А.Краев

ОСОБЕННОСТИ ТЕПЛООВОГО РЕЖИМА ОТЛИВОК И ФОРМЫ ПРИ ПОЛУЧЕНИИ КРУПНОГАБАРИТНЫХ СЛОЖНЫХ ДЕТАЛЕЙ В КОКИЛЕ

Головки блока автомобильных двигателей ЗМЗ-24, 2401; ЗИЛ-130; "Москвич"-408 и 412 сложны по конструкции и относятся по весу и габаритам к крупным алюминиевым отливкам, получаемым в кокилях. По существующим на заводах технологическим процессам производства этих деталей песчаными стержнями оформляются не только внутренние полости - водяная рубашка и газовые каналы впускного и выхлопного коллекторов, но и часть наружной поверхности отливок. Выход годного литья составляет менее 45% от металлозавалки, значительны потери от брака.

С целью совершенствования производства литых заготовок головок блока в Минском филиале НИИТавтопрома разработан единый технологический процесс литья головок блока на карусельно-кокильных машинах. По новому процессу все отливки располагаются в форме камеры сгорания вверх, так как на обрабатываемую плоскость прилегания к блоку цилиндров выходят наиболее массивные узлы отливки и именно здесь наиболее рациональна установка прибыли для их питания. Помимо этого, направленность затвердевания отливки снизу вверх, т.е. к прибыли, обеспечивается применением стержней - разрядников, частично выполняющих отверстия под клапаны и для крепления распределительного механизма в нижней части отливки.

Внутренние полости головок блока выполняются песчаными стержнями. Наружная поверхность отливки, литниковая система и прибыль оформляются левой и правой полуформами кокиля, поддоном и верхним

металлическим стержнем (для камер сторания).

Заливаемый сплав подводится в рабочую полость формы сифоном через расширенный стояк, сужающийся горизонтальный коллектор и семь питателей. Весовая скорость подачи жидкого металла в стояк принята постоянной. После заполнения отливки жидкий сплав через отдельный питатель из стояка постуает в прибыль, благодаря чему создается благоприятное температурное поле в системе отливки - прибыль. Утепление прибыли асбестовым покрытием толщиной 0,6-0,8 мм поддерживает необходимый температурный перепад между отливкой и прибылью при повышенном коэффициенте полезного действия последней.

В настоящее время в Минском филиале НИИТавтопрома на опытном образце кокильного станка отработан технологический процесс литья головки блока (детали № 24-1003015-Г1). Оптимальные значения параметров процесса: температура заливаемого сплава АЛ-4 = $730 \pm 10^\circ\text{C}$, время заливки - 20-23 сек при весовой скорости литья 0,8-0,85 кг/сек цикл изготовления отливки - 5,5-6 мин при времени выдержки в кокиле 3,5-4 мин; температура кокиля перед заливкой - $300-350^\circ\text{C}$. Охлаждение кокиля - естественное, принудительно охлаждается продувкой сжатого воздуха только поддон. По новому процессу литья головки блока (деталь № 24-1003015-Г1) существенно снижается вес отливки, вес прибыли и литников уменьшается с 13 до 8 кг, на 2/3 сокращается вес стержней, повышается качество и товарный вид литья.

Экономический эффект от внедрения единого технологического процесса получения отливок головок блока на Заволжском моторном заводе составит более 1 млн. рублей на программу 1976 г.

УДК 621.746.6.

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

РАЗРАБОТКА И РАСЧЕТ КОНСТРУКЦИИ КОКИЛЯ С ИСКУССТВЕННЫМ ОХЛАЖДЕНИЕМ

Для выяснения влияния термофизических факторов на процесс литья в кокиль с искусственным охлаждением были получены аналитические зависимости, определяющие температурное поле кокиля и

условия теплообмена на охлаждаемой поверхности. Как известно, количество теплоты, которое отводится охлаждающей жидкостью с внешней поверхности кокиля в данный момент времени, равно:

$$dQ = \alpha_3 (T_{2n} - T_c) F_2 dt, \quad \text{дж, (I)}$$

где α_3 - коэффициент теплоотдачи на охлаждаемой поверхности кокиля, $\text{вт/м}^2 \cdot \text{град}$;
 T_{2n} - температура внешней (охлаждаемой) поверхности кокиля в данный момент времени, $^{\circ}\text{K}$;
 T_c - расчетная температура окружающей среды, $^{\circ}\text{K}$;
 F_2 - площадь охлаждаемой поверхности, м^2 .

Значение коэффициента теплоотдачи α_3 находим по формуле

$$\alpha_3 = \frac{\pi^2 \lambda}{(T_{2n} - T_c) \lambda k} \sum_{n=1}^{\infty} (2n-1)^2 \varphi(t) e^{-\frac{(2n-1)^2 \pi^2 (F_0 - F_0')}{Y}} dF_0' \quad \text{вт/м}^2 \cdot \text{гр. (2)}$$

Для расчета температурного поля кокиля (как двухслойной стенки) в нестационарном режиме необходимо решить систему дифференциальных уравнений:

$$\frac{\partial T_{2n3}(x, t)}{\partial t} = \alpha_{2n3} \frac{\partial^2 T_{2n3}(x, t)}{\partial x^2}; \quad X_1 \leq x \leq L_1; \quad L_1 = X_1 + X_{2n3}; \quad (3)$$

$$\frac{\partial T_2(x, t)}{\partial t} = \alpha_2 \frac{\partial^2 T_2(x, t)}{\partial x^2}; \quad L_1 \leq x \leq L_2; \quad L_2 = L_1 + X_2. \quad (4)$$

Краевые условия математически могут быть сформулированы следующим образом:

$$\alpha_{2n3} [T_{кр} - T_{2n3}(X_1, t)] = -\lambda_{2n3} \frac{\partial T_{2n3}(X_1, t)}{\partial x}; \quad (5)$$

$$T_{2n3}(L_1, t) = T_2(L_1, t), \quad (6)$$

$$-\lambda_{2n3} \frac{\partial T_{2n3}(L_1, t)}{\partial x} = -\lambda_2 \frac{\partial T_2(L_1, t)}{\partial x}; \quad (7)$$

$$\alpha_2 [T_2(L_2, t) - T_c] = -\lambda_2 \frac{\partial T_2(L_2, t)}{\partial x}; \quad (8)$$

$$T_1 = T_{кр} = \text{const}; \quad T_c = \text{const}; \quad (9)$$

$$T_{\text{заз}}(x, 0) = T_1(x, 0) = T_0 = \text{const.} \quad (10)$$

Приближенное решение дифференциальных уравнений (3,4) можно представить полиномами n -ой степени:

$$T_{\text{заз}}(x, t) c_0(t) + \sum_{i=1}^n C_i(t) (L_1 - x)^i; \quad (11)$$

$$T_1(x, t) = b_0(t) + \sum_{i=1}^n b_i(t) (L_2 - x)^i. \quad (12)$$

Коэффициенты $C_0(t), C_i(t), b_0(t), b_i(t)$ находятся при подстановке полиномов (11) и (12) в дифференциальные уравнения (3,4) и краевые условия (5 - 10). В данной работе получено решение для полиномов третьей степени при $i = 3$. Уравнения (2, 11, 12), применены для расчета температурных полей кокиля с искусственным охлаждением. Составлена АЛГОЛ-программа для ЭВМ "Минск-82". На рис. I представлены температурные поля кокиля, охлаждаемого водой (рис. I, а), маслом (рис. I, б), эмульсией (рис. I, в), воздухом (рис. I, г). Опытные данные показаны в виде точек, расчетные - как сплошная линия. Как видно из графика, с ростом интенсивности охлаждения температурные перепады увеличиваются, достигая наибольших значений при водяном охлаждении. Максимальная температура нагре-

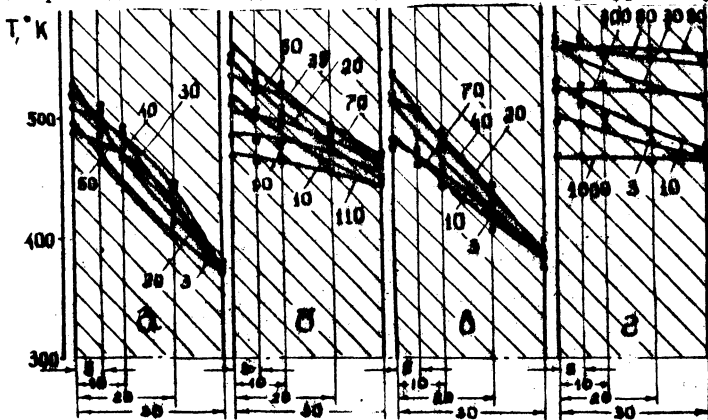


Рис. I. Температурные поля плоского чугунного кокиля (220x200x80), в котором затвердевает отливка $2X_T = 10$ мм из сплава АЛ4. Цифры около температурных кривых соответствуют времени в секундах, точки показаны в сечениях, где измерялась температура

ва рабочей поверхности снижается. Максимальные температурные перепады по сечению кокиля составляют: при естественном охлаждении 60–65°, при водовоздушном и масляном охлаждении 90–100, водяном охлаждении 135–140°.

На рис.2 представлена схема экспериментальной установки для исследования влияния различных теплоносителей на тепловой режим отливки и кокиля.

Результаты теоретических и лабораторных исследований были использованы на Минском моторном заводе при искусственном охлаждении кокиля для детали корпус насоса тракторного двигателя. Схема охлаждения кокиля приведена на рис.3. Автономная система позволяет в широких пределах автоматически регулировать температуры и расход подаваемого масла. Участки формы, требующие охлаждения, были определены из предварительных расчетов и исследований. Охлаждающей средой выбрано масло ТСКП-30. Данная система охлаждения позволила сократить цикл отливки за счет интенсивного отвода тепла от массивных ее частей в 1,2–1,5 раза, приблизить цикл кокиля (время между последующими заливками) ко времени охлаждения отливки в кокиле, выравнять температурные перепады по сечению кокиля, тем самым обеспечив увеличение производительности в 1,5–1,8 раза.

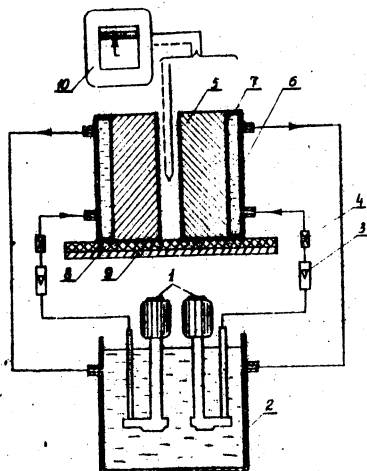


Рис.2. Схема экспериментальной установки:

- 1 - помпа; 2 - емкость;
- 3 - ротаметр РС-5;
- 4 - вентиль; 5 - полуформа;
- 5 - кожух; 7 - паранитовая прокладка; 8 - асбестовая прокладка; 9 - основание;
- 10 - потенциометр

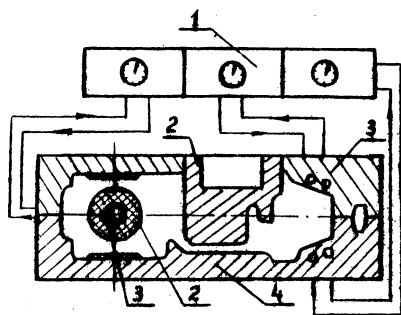


Рис.8. Схема автономной системы охлаждения кокиля:

- 1 - регулирующий шкаф;
- 2 - металлический стержень;
- 3 - каналы охлаждения;
- 4 - полужорма

Л и т е р а т у р а

- [1] Е с ь м а н Р.И. Расчет коэффициента теплоотдачи поверхности кокиля в условиях нестационарного режима. Сб. "Металлургия", вып.6, Минск, БПИ, 1973,

УДК 621.74.045

А.М.Лазаренков, А.С.Кирьянов

ТЕПЛОЙ РЕЖИМ ЛИТЕЙНОЙ ФОРМЫ С ГАЗИФИЦИРУЕМЫМИ МОДЕЛЯМИ

Температура заливаемого в форму металла определяется оптимальными условиями получения качественной отливки и находится в зависимости от приведенной толщины стенки отливки [1]. Однако существует минимальный перегрев металла, ниже которого расплав не заполнит полость формы. При обычных условиях литья в песчаные формы теплота перегрева сплава поглощается в результате теплообмена с формой. В условиях литья по газифицируемым моделям часть теплоты перегрева расходуется на термодеструкцию пенополистирола.

При заливке металла в формы, полученные по извлекаемым моделям, теплосодержание жидкого металла с учетом потерь, связанных с теплообменом между отливкой и формой за время ее заполнения Q_{T_1} определяется по формуле

$$Q_1 = V \gamma C_1 (T_1 - T_k), \quad (3)$$

а теплосодержание в конце заливки формы с газифицируемой моделью Q_2 при прочих равных условиях равно

$$Q_2 = V\gamma_i C'_i (T_2 - T_k), \quad (2)$$

где V - объем отливки или модели, м^3 ;
 γ - удельный вес металла, $\text{кг}/\text{м}^3$;
 C'_i - удельная теплоемкость металла в жидком состоянии, $\text{ккал}/\text{кг} \cdot ^\circ\text{C}$;
 T_1, T_2 - средние температуры металла в момент окончания заливки, $^\circ\text{C}$;
 T_k - температура начала кристаллизации металла, $^\circ\text{C}$.

Теплота термодеструкции модели определяется разностью теплосодержаний металла

$$Q_{\text{ТД}} = Q_1 - Q_2 \quad (3) \quad \text{или} \quad Q_{\text{ТД}} = V\gamma_i C'_i (T_1 - T_2). \quad (4)$$

Для определения разности температур ($T_1 - T_2$) были проведены эксперименты, заключающиеся в следующем. В одной форме из жидкой самотвердеющей смеси заформовывали два образца размерами $200 \times 200 \times 20$ мм: один из пенополистироловой модели плотностью $20 \text{ кг}/\text{м}^3$, другой пустотелый. Подвод металла осуществлялся от одного стояка. Сечение питателя формы с газифицируемой моделью соответствовало условию подъема металла с оптимальной скоростью, равной $2-4 \text{ см}/\text{сек}$, а сечение питателя пустотелого образца было в $2-2,5$ раза меньше, чтобы сохранялось условие равенства сопротивлений формы пустотелой и с газифицируемой моделью. В верхних частях образцов устанавливали по $2-3$ платино-платинородиевые термомпары для более точного замера температуры металла. Запись велась на осциллографе Н-700. Подготовленные формы заливали чугуном СЧ21-40 и сталью 45Л с температурой заливки $1330-1350^\circ\text{C}$ и $1550-1570^\circ\text{C}$ соответственно.

На основании проведенных экспериментов были получены кривые изменения температуры металла в формах с газифицируемой моделью (рис. I, кривая 2) и полый (рис. I, кривая I) для чугуна и стали (рис. 2, кривые I и 2). Как видно из рис. I и 2, температура металла в форме с пеномоделью при заливке чугуном на $30-40^\circ\text{C}$, а сталью - на $50-60^\circ\text{C}$ ниже, чем в полый.

Полученную разность температур ($T_1 - T_2$) подставляли в формулу (4) и определяли теплоту термодеструкции модели.

Удельную теплоту термодеструкции пенополистирола определяли по формуле

$$q_{TA} = \frac{Q_{TA}}{G_2} = \frac{V r_2 c'_1 (T_1 - T_2)}{G_2}, \quad (5)$$

где G_2 - вес пеномодели, кг;

но $G_2 = V r_2$, где r_2 - плотность модели, кг/м³.

Тогда

$$q_{TA} = \frac{r_2 c'_1 (T_1 - T_2)}{r_2} = \frac{r_1}{r_2} c'_1 \Delta T. \quad (6)$$

После подстановки величин в уравнение (6) получили значения удельной теплоты термодеструкции пенополистирола q_{TA} при заливке формы чугуном, равное 2760 ккал/кг, а при заливке сталью-ИВ50 ккал/кг. Разница в полученных значениях q_{TA} для чугуна и стали объясняется тем, что разложение пенополистирола при более высоких температурах идет глубже [2,8], а значит и количества тепла расходуется больше.

Было также определено влияние продуктов деструкции модели на тепловой режим формы.

Значения эффективных теплофизических коэффициентов формы определяли с помощью метода заливки [4]. Отливка имела форму пластины размерами 200x200x20 мм. Температуру металла в центре отливки и на границе металл-форма измеряли платино-платинородиевыми термопарами, а изменение температуры в форме - пятью хромель-алюмелевыми термопарами, установленными на расстоянии 2,4, 8, 15 и 40 мм от поверхности отливки. Толщина электродов термопар равнялась 0,5 мм, а диаметр головок не превышал 1 мм, так как толстые термопары искажают температурное поле формы и дают погрешности в связи с ошибками измерений расстояний горячих опав от отливки.

Распределение температуры в форме из жидких самотвердеющих смесей с газифицируемой моделью при затвердевании плоской отливки при заливке чугуном показано на рис.1, а при заливке сталью - на рис.2, кривые 3-8.

Падение температуры на границе металл-форма (рис.1 и 2, кривые

вая 3) и на расстоянии 2 мм от поверхности чугуновой отливки (рис. I, кривая 4) объясняется соприкосновением головки термопары с жидкой фазой продуктов деструкции модели, скапливающейся на границе металл-форма и проникающей в поры формы. Остановка температуры при значении 100⁰С (рис. I и 2, кривые 5-7) свидетельствует о конденсации влаги и газообразных продуктов деструкции модели в порах формы.

На рис. I, б и 2, б показаны температурные поля формы из ЖСС в момент окончания кристаллизации металла при заливке чугуном и сталью соответственно.

Параллельно определялись значения эффективных теплофизических коэффициентов формы из жидкой самотвердеющей смеси, изготовленной по извлекаемой модели при заливке чугуном и сталью (табл. I)

Т а б л и ц а I

Ф о р м а из ЖСС	Эффективные теплофизические коэффициенты				
	$\beta_2,$ $\frac{\text{ккал}}{\text{м}^2 \cdot \text{в} \cdot ^\circ\text{C}}$	$C_2,$ $\frac{\text{ккал}}{\text{кг} \cdot ^\circ\text{C}}$	$\lambda_2,$ $\frac{\text{ккал}}{\text{м} \cdot \text{ч} \cdot ^\circ\text{C}}$	$\alpha_2,$ $\frac{\text{м}^2}{\text{ч}}$	
С пеномоделью	сталью	20,6	0,297	1,08	0,00280
при заливке:	чугуном	21,4	0,376	0,94	0,00193
По извлекаемой	сталью	19,2	0,270	0,98	0,00260
модели при	чугуном	20,2	0,350	0,89	0,00195
заливке:					

Как видно из полученных данных, продукты деструкции пенополистироловой модели не оказывают существенного влияния на значения эффективных теплофизических коэффициентов литейной формы. Однако при определении температуры заливки при литье по газифицируемым моделям необходимо учитывать тепловые потери металла, идущие на термодеструкцию пенополистирола.

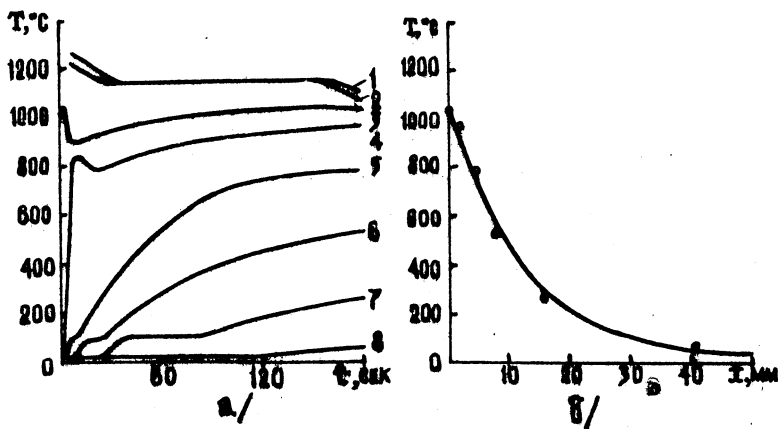


Рис.1. Распределение температуры в форме из жидкой самотвердеющей смеси с газифицируемой моделью при затвердевании плоской чугуновой отливки ($2X_I = 20 \text{ мм}$)

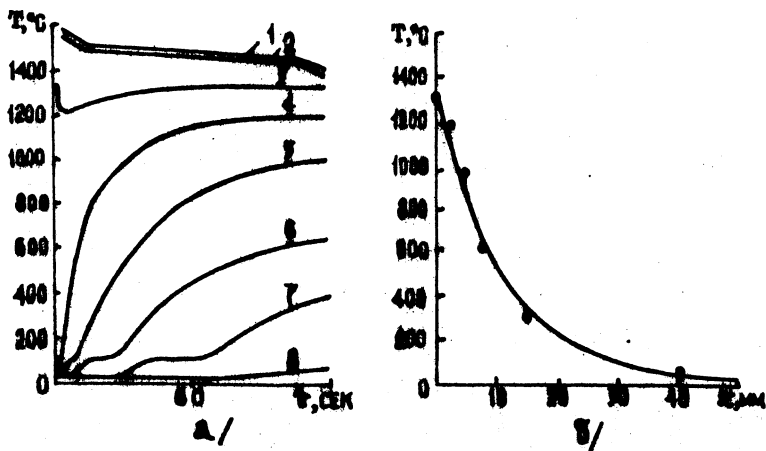


Рис.2. Распределение температуры в форме из жидкой самотвердеющей смеси с газифицируемой моделью при затвердевании плоской стальной отливки ($2X_I = 20 \text{ мм}$)

Л и т е р а т у р а

1. Х и т н и к А.С., Ш у л я к В.С. Формирование поверхности отливок при литье по газифицируемым моделям. В сб. "Литье по газифицируемым моделям". ИПЛ УССР, К., 1978.
2. Ш и р я е в Б.В., С т е п а н о в Ю.А., Г а в р и ш и н А.Н. Взаимодействие продуктов деструкции газифицируемой модели с отливкой. "Литейное производство", № 9, 1971.
3. И в а н ю к Б.Г., К о б з а р ь А.И. Продукты термической деструкции пенополистирола. "Литейное производство", № 10, 1972.
4. В е й н и к А.И. Термодинамика литейной формы. "Машиностроение", М., 1968.

УДК 621.798

А.Г. Кучерявый

ВЛИЯНИЕ ПАРАМЕТРОВ ЛИТЕЙНОЙ ФОРМЫ НА ТВЕРДОСТЬ ОТЛИВКИ

Твердость является одним из основных показателей качества чугуновой отливки при отсутствии отбела /1,2/.

По существующим требованиям к качеству выпускаемых литых заготовок необходимо увеличение нижнего предела твердости отливок из серого чугуна на 20-30 НВ. Без дополнительных затрат на изменение химсостава используемых чугунов этого можно достичь применением комбинированных форм.

Экспериментальные отливки 200x200x20 мм изготавливались в несимметричной форме. С одной стороны отливки находился обычный стержень с коэффициентом аккумуляции тепла $\beta_{ст}$, а с другой - кокиль в $\beta_{к}$, обеспечивающий ликвидацию отбела.

Начальная температура кокиля изменялась в пределах 300-600°К. Температура стержня - обычная, т.е. 290-300°К. Толщина стержня была принята как для неограниченной литейной формы, а толщина стенок кокиля изменялась в пределах $\lambda_{к} = 35-83$ мм.

Твердость экспериментальной отливки изменялась на поверхностях, прилегающих к стержню и кокилю, на приборе Бринеля с усилием 3000кГ и шариком диаметром 10 мм. Результаты экспериментов

приведены на рис. I.

Из полученных данных видно, что в некоторых случаях твердость поверхности отливки, обращенной к стержню, оказывается несколько большей, чем со стороны, обращенной к кокилю. Это объясняется тем, что с повышением начальной температуры стенки кокиля интенсивность отвода тепла в стержень может оказаться большей, чем в кокиль. При более низкой начальной температуре кокиля твердость поверхности отливки, соприкасающейся с кокилем, оказывается равной или большей, чем на поверхности, обращенной к стержню.

По ГОСТ I4I2-54 твердость поверхности отливки из чугуна СЧ15-32 должна быть $163 \leq \text{HB} < 229$, из чугуна СЧ21-40-170 $\leq \text{HB} < 241$.

Как видно из полученных результатов, увеличение нижнего предела твердости до 190 HB и выше может быть получено при литье в предлагаемую форму с толщиной стенки кокиля 35-83 мм при начальной температуре 350-550°K (80-280°C).

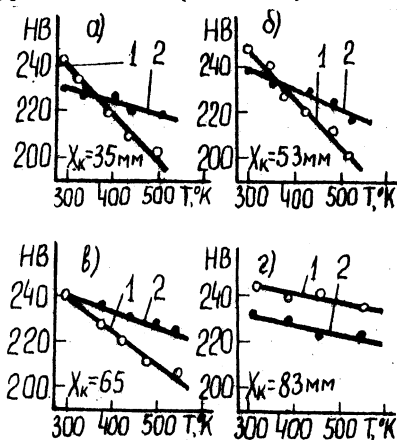


Рис. I. Зависимость твердости чугуновых отливок от температуры подогрева кокиля при различных толщинах стенки отливки:

1-твердость поверхности отливки со стороны кокиля; 2-твердость поверхности отливки со стороны стержня; а)- для толщины стенки отливки 35 мм; б - для толщины стенки отливки 58 мм; в - для толщины стенки отливки 65 мм; г - для толщины стенки отливки 88 мм

Л и т е р а т у р а

1. В е й н и к А.И. Расчет отливки. М., "Машиностроение", 1964.
2. Б е р г П.П. Проверка качества отливок. Изд. 2-е. М., Машгиз, 1957.

ВЛИЯНИЕ ИСКУССТВЕННОГО ОХЛАЖДЕНИЯ НА ТЕРМОНАПРЯЖЕННОЕ
СОСТОЯНИЕ ЧУГУННОГО КОКИЛЯ

Многokратный нагрев кокиля, большой перепад температур в стенке формы создают особо тяжелые условия на рабочей поверхности кокиля при его эксплуатации. В связи с этим инженерный расчет термонапряженного состояния материала формы ведется по рабочей поверхности, исходя из наиболее жестких параметров теплового режима и условий закрепления кокиля. Уравнение для температурных напряжений на рабочей поверхности плоского кокиля будет иметь вид [1]

$$\sigma_t = \frac{-\beta E}{1-\nu} [T_{n_1} - T_{n_2}], \quad (1)$$

где σ - термоупругие напряжения, н/м²;
 β - коэффициент линейного расширения, 1/град;
 E - модуль упругости, н/м²;
 ν - коэффициент Пуассона;
 T_{n_1} - температура рабочей поверхности;
 T_{n_2} - температура охлаждаемой поверхности, равная температуре обрамления.

На рис.1 представлена диаграмма напряженного состояния серого чугуна по данным О.Ю. Коцюбинского [2], на которую нанесены вычисленные по формуле значения термоупругих напряжений на рабочей поверхности экспериментального кокиля, заливаемого сплавом АЛ4.

Кокиль состоял из двух чугунных плит размером 200x200x30 мм, покрытых со стороны рабочей поверхности слоем мраморной краски толщиной 0,4 мм. Температура кокиля перед заливкой $T_2 = 463^\circ \text{C}$. Толщина отливки $2X_T = 10$ мм. Заштрихованная на рис.1 зона представляет собой область упруго-пластического состояния чугуна при различных температурах. Кривые 1-4 соответствуют напряжениям на рабочей поверхности, экспериментального кокиля, при естественном охлаждении, водяном, охлаждении маслом и воздушной смесью.

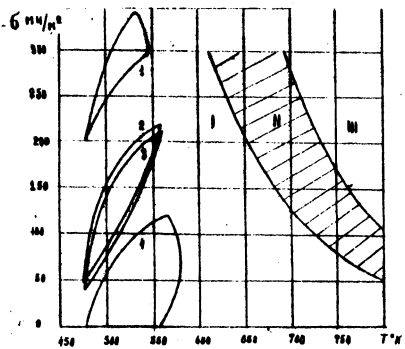


Рис. I

При расчетах для чугуна приняты $\beta = 13 \cdot 10^{-6}$ 1/град;
 $E = 1,07 \cdot 10^7$ н/м²; $\nu = 0,4$.

Из графиков видно, что наибольшие сжимающие напряжения материал кокиля испытывает при охлаждении водой. Вместе с тем при всех способах охлаждения чугун находится в зоне упругих деформаций.

Проведенные исследования позволяют сделать следующие выводы.

Для тонкостенного литья искусственное охлаждение дает возможность значительно снизить время обрачиваемости кокиля. Общий уровень прогрева рабочей поверхности чугунной формы уменьшается на 15-30° при одновременном росте температурных перепадов по сечению стенки. Термическая стойкость кокиля изменяется незначительно, поскольку материал формы в данных испытаниях не подвергается действию знакопеременных пластических деформаций.

В каждом конкретном случае литья в кокиль необходим индивидуальный подход к выбору теплоносителя.

Л и т е р а т у р а

1. Гейтвуд Б.Е. Температурные напряжения. М., ИЛ, 1959.
2. Коцюбинский О.Ю. Пластичность чугуна при повышенных температурах. "Литейное производство", № 8, 1958.

УДК.621.746.6:539.4

С.С.Гурин, И.И.Кутейко, Б.Е.Волынец

БИМЕТАЛЛИЧЕСКАЯ ПОСТОЯННАЯ ФОРМА

Одним из направлений повышения стойкости и экономии дорогостоящего материала является применение биметаллических постоянных форм.

Наличие двух или более слоев в стенке формы, обладающих различной термостойкостью и теплофизическими свойствами, позволяет

получить постоянную форму повышенной стойкости с требуемой теплопроводностью. Созданию биметаллических соединений в настоящее время уделяется достаточно много внимания.

Кафедрой машин и технологии литейного производства БПИ проводятся исследования по получению биметаллических отливок типа твердая вставка - отливка с использованием легкоплавкого промежуточного слоя. Сущность способа заключается в следующем.

На наружную поверхность вставки I (внутренняя поверхность вставки является формообразующей) по способу "альфин-процесса" наносится слой 2 из легкоплавкого сплава. Подготовленная таким образом вставка устанавливается без подогрева в разовую форму (рис. I) и заливается сталью или чугуном 3. Наличие при заливке в промежутке между вставкой и жидким расплавом легкоплавкого сплава позволяет получить хорошую связь между твердой вставкой и отливкой.

Силами усадки остывающей отливки часть промежуточного слоя выдавливается в специальную полость 4 формы, что позволяет получать отливку без напряжений и трещин.

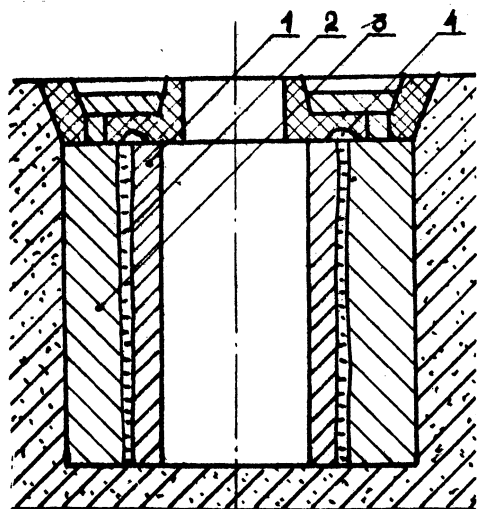


Рис. I. Схема получения биметаллической формы

Материалом для вставки служили легированные чугуны или стали, а в качестве заливаемого расплава применялись рядовые чугуны и стали. Для легкоплавкого промежуточного слоя был взят алюминий марки А0. Полученная таким образом отливка может быть без дополнительной механической обработки сразу использована в качестве постоянной формы.

Наличие формообразующей вставки из термостойкого материала и диффузионной связи ее через прослойку с остальной массой кокиля обеспечивает хорошую работоспособность его без нарушения теплофизи-

ческих свойств.

С целью определения теплофизических характеристик с монолитного и биметаллического кокилей были сняты кривые охлаждения отливок, полученных литьем в монолитном и биметаллическом кокиле.

Снятие кривых охлаждения осуществлялось на потенциометре типа ПСР1-20 хромель-алюмелевыми термопарами. Температурные поля отливок и кокилей приведены на рис.2.

Сравнение температурных полей монолитного и биметаллического кокиля показывает, что теплофизические свойства их практически не отличаются.

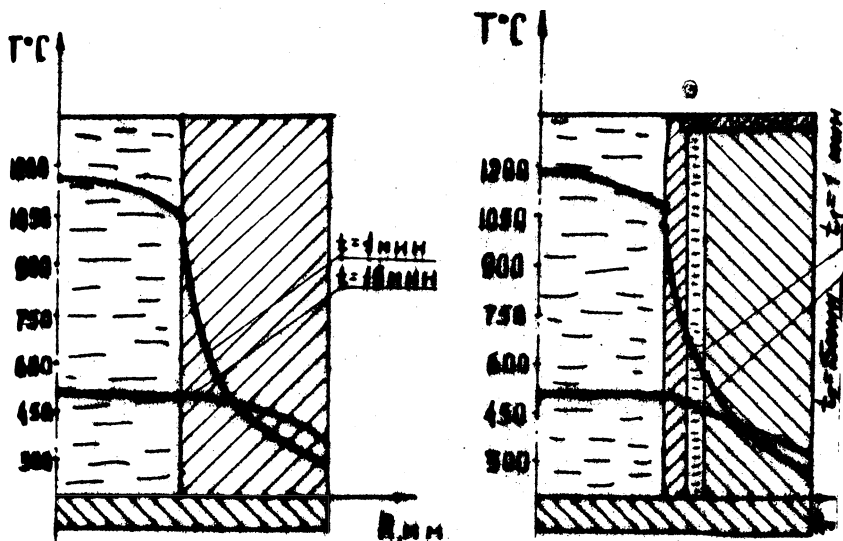


Рис.2. Температурные поля монолитного и биметаллического кокилей

Наличие легкоплавкого промежуточного слоя, позволяющего снять усадочные напряжения в кокиле-отливке, дало возможность уменьшить толщину стенки формообразующей части (заставки). Полученные отливки с равной толщиной стенок заставки имели хорошую рабочую поверхность без деформаций. Уменьшение толщины стенки формообразующей заставки дает возможность экономить дорогостоящий материал и повышать стойкость форм. С целью подтверждения данного предположения были проведены исследования термостойкости биметал-

лических образцов с различными толщинами вставок.

Опыты проводились на установке для термоциклирования, разработанной на кафедре металловедения БПИ. Характеристика термоцикла: нагрев - 25 сек, охлаждение - 15 сек. Нагрев образца осуществлялся в расплаве свинца до температуры 800°C , охлаждение до комнатной температуры - в проточной воде. За основу были взяты биметаллические образцы диаметром 50 мм, высотой 5 мм и толщиной стенок вставки 3,6 и 9 мм. Для сравнения также были исследованы монолитные образцы, изготовленные из тех же материалов, что и вставка, с толщиной стенки 22 мм. Сравнение термостойкости биметаллических и монолитных образцов позволяет сделать вывод, что стойкость биметаллических образцов значительно выше, чем монолитных (рис.3).

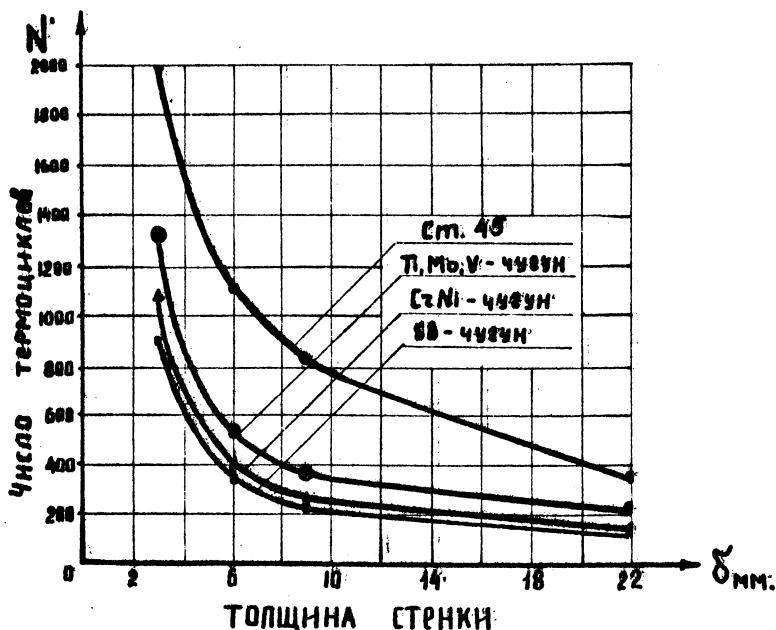


Рис.3. Зависимость термостойкости биметаллических образцов от толщины стенки вставки

Повышение стойкости биметаллических образцов объясняется снижением термических напряжений, возникающих в образцах при термоциклировании. Это достигается за счет уменьшения толщины стенки кокиля и снижения в ней градиента температур.

Полученные таким способом биметаллические постоянные формы показали хорошую работоспособность в производстве.

УДК 621.746.6:589.4

А.М.Дмитрович,С.С.Гурин,И.И.Кугейко

ТЕРМИЧЕСКИЕ НАПРЯЖЕНИЯ В КОЛЬЦЕВЫХ БИМЕТАЛЛИЧЕСКИХ ОТЛИВКАХ С ЛЕГКОПЛАВКИМ ПРОМЕЖУТОЧНЫМ СЛОЕМ

Определение остаточных напряжений, возникающих при получении биметаллических отливок, представляет практический интерес, так как эти напряжения оказывают одно из определяющих влияний на качество отливки.

Температурные напряжения, возникающие в кольцевых биметаллических отливках, обуславливаются в основном двумя причинами: неравномерностью температурного поля и препятствием усадке кольцевой части отливки 2 (рис.1) со стороны цилиндрического сердечника 1 с обратным воздействием кольцевой части отливки на сердечник.

Если между цилиндрической и кольцевой частями отливки находится легкоплавкий промежуточный слой 3, нанесенный заранее на цилиндрическую часть отливки, то он при частичном расплавлении залитым сплавом 2 снижает термические напряжения, поскольку часть расплавленного промежуточного слоя будет выдавлена силами усадки отливки в специальную полость формы 4 и не окажет существенного сопротивления температурному сжатию кольцевой части отливки. Только после полного затвердевания промежуточного слоя возникает силовое взаимодействие между кольцевой и цилиндрической частями отливки, влияющее на их напряженное состояние.

В этом случае для решения задачи определения термических напряжений в биметаллической отливке с легкоплавким промежуточным слоем следует установить:

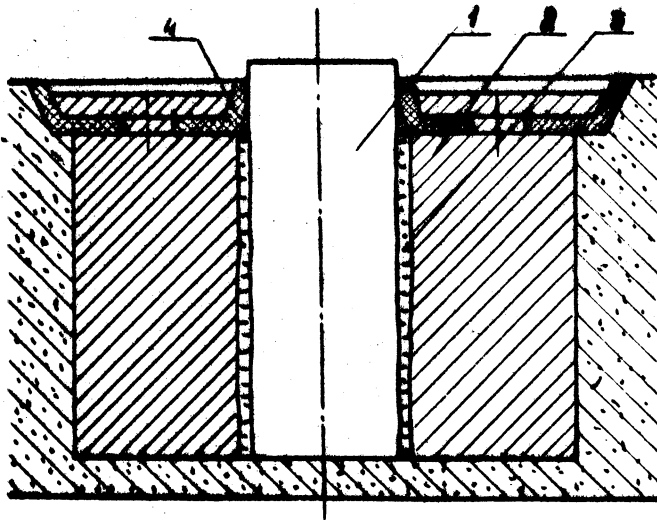


Рис. I. Схема получения биметаллической отливки

1) термические напряжения до момента затвердевания легкоплавкого промежуточного слоя (в предположении, что часть расплава промежуточного слоя остается в отливке);

2) термические напряжения после затвердевания расплава промежуточного слоя;

3) остаточные термические напряжения после окончательного остывания отливки.

Эти задачи будут решаться в предположении, что, начиная с момента затвердевания промежуточного слоя, поведение материала концевой и цилиндрической частей отливки можно считать упругим.

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

а) термоупругие напряжения до момента затвердевания расплавляющегося промежуточного слоя

$$\sigma_{рас}^{(0)} = \alpha_1 E_1 \left[\frac{1}{r_1} \int_0^r (T_1 - T_0) z dz - \frac{T_1 - T_0}{2} \right], \text{ кг/мм}^2;$$

$$\sigma_{окр}^{(1)} = \alpha_1 E_1 \left[\frac{1}{R_1^2} \int_0^{R_1} T(z) z dz + \frac{1}{2} \int_0^z T(z) z dz - (T_1 - T_0) \right], \text{ кг/мм}^2;$$

$$\sigma_{рад}^{(2)} = \alpha_2 E_2 \left[\frac{1}{R_2^2 - R_1^2} \left(1 - \frac{R_1^2}{z^2} \right) \int_0^{R_1} T(z) z dz - \frac{1}{2} \int_0^z T(z) z dz \right], \text{ кг/мм}^2;$$

$$\sigma_{окр}^{(2)} = \alpha_2 E_2 \left[\frac{1}{R_2^2 - R_1^2} \left(1 + \frac{R_1^2}{z^2} \right) \int_0^{R_1} T(z) z dz + \frac{1}{2} \int_0^z T(z) z dz - (T_1 - T_0) \right], \text{ кг/мм}^2;$$

б) термоупругие напряжения после затвердевания промежуточного слоя

$$\sigma_{рад}^{(1)} = A_1 - \frac{\alpha_1 E_1}{z^2} \int_0^z T(z) z dz, \text{ кг/мм}^2;$$

$$\sigma_{окр}^{(1)} = A_1 + \frac{\alpha_1 E_1}{z^2} \int_0^z T(z) z dz - \alpha_1 E_1 (T - T_0), \text{ кг/мм}^2;$$

$$\sigma_{рад}^{(2)} = A_2 + \frac{B_2}{z^2} - \frac{\alpha_2 E_2}{z^2} \int_0^z T(z) z dz, \text{ кг/мм}^2;$$

$$\sigma_{окр}^{(2)} = A_2 - \frac{B_2}{z^2} + \frac{\alpha_2 E_2}{z^2} \int_0^z T(z) z dz - \alpha_2 E_2 (T - T_0), \text{ кг/мм}^2;$$

в) термоупругие остаточные напряжения после окончательного остывания отливки

$$\tilde{\sigma}_{рад}^{(1)} = A_1, \text{ кг/мм}^2;$$

$$\tilde{\sigma}_{окр}^{(1)} = A_1, \text{ кг/мм}^2;$$

$$\tilde{\sigma}_{рад}^{(2)} = A_2 + \frac{B_2}{z^2}, \text{ кг/мм}^2;$$

$$\tilde{\sigma}_{окр}^{(2)} = A_2 - \frac{B_2}{z^2}, \text{ кг/мм}^2.$$

По полученным формулам были вычислены термоупругие остаточные напряжения в отливке, размеры и температурное поле которой приведены на рис.2

Материал цилиндрической части отливки - сталь ст.3, материал кольцевой части отливки - серый чугун, материал промежуточного слоя - алюминий марки А0. Биметаллическую отливку получали литьем чугуна в сырую песчано-глинистую форму при $T_{вал.} = 1860^\circ\text{C}$. Цилинд-

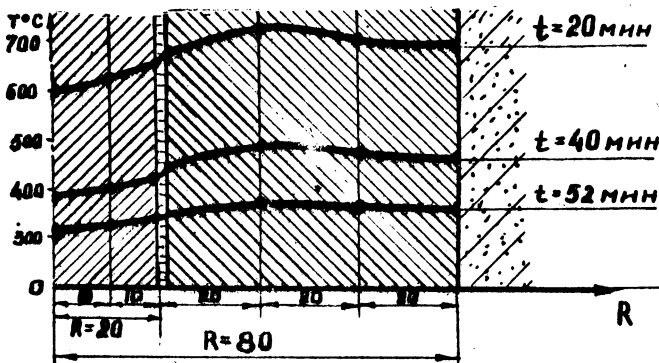


Рис.2. Температурное поле биметаллической отливки

рической часть отливки с заранее нанесенным на ее поверхность слоем алюминия устанавливалась в форму без подогрева.

На основании снятого температурного поля отливки были проведены расчеты остаточных термоупругих напряжений. Данные расчетов приведены на рис.3.

Как видно из рис.3, остаточные напряжения в биметаллических отливках с легкоплавким промежуточным слоем находятся в допустимых пределах прочности для материалов цилиндрической и кольцевой части отливки.

Нормальные напряжения σ_r в момент кристаллизации промежуточного слоя, а также и в дальнейшем до $T = 450^\circ\text{C}$ в промежуточном слое равны нулю. Отсутствие нормальных напряжений σ_r в интервале $685-450^\circ\text{C}$ объясняется "текучестью" промежуточного слоя. В дальнейшем, после окончательного затвердевания промежуточного слоя, начинается жесткое силовое взаимодействие кольцевой и цилиндрической частей отливки. Нормальные напряжения в этот момент и в дальнейшем до полного остывания отливки характеризуются положительным знаком, т.е. отливка испытывает напряжение сжатия, однако во много раз меньше, чем в биметаллических отливках без промежуточного слоя. Объясняется это тем, что силовое взаимодействие обеих частей отливки начинается лишь с момента полного затвердевания промежуточного слоя, т.е. с незначительных температур.

Касательные напряжения в первоначальный момент ($t = 20$ мин) характеризуются отрицательным знаком в кольцевой и равноименными

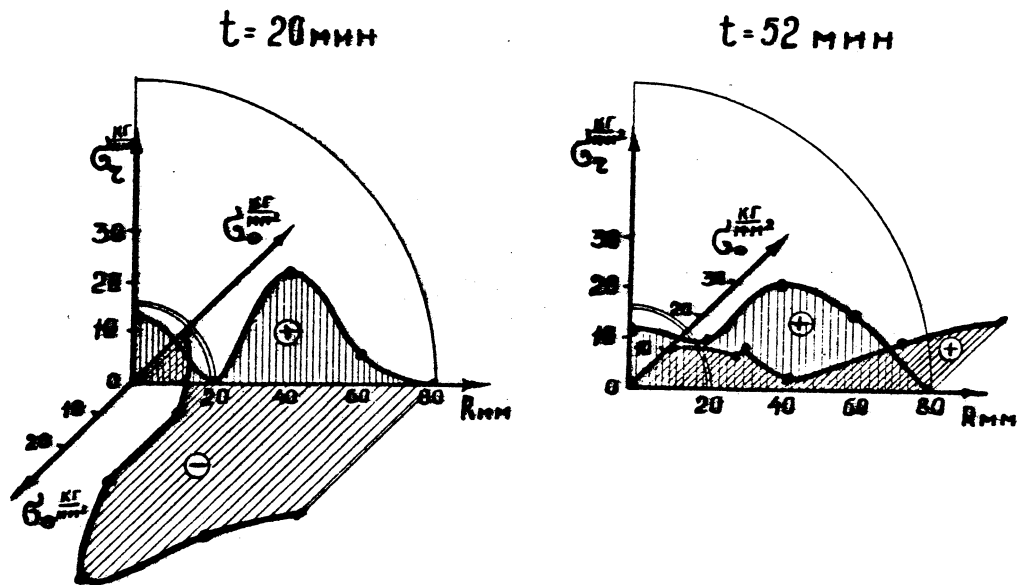


Рис.3. Эпюры временных напряжений в биметаллической отливке

знаками в цилиндрической части отливки. Затем идет уменьшение растягивающих напряжений ($t = 52$ мин), и биметаллическая отливка испытывает только напряжение сжатия. Резкие перепады напряжений на наружной поверхности цилиндрической и внутренней поверхности кольцевой части отливки характеризуются перепадом температур в данных частях.

Применение легкоплавкого промежуточного слоя в биметаллических отливках позволяет уменьшить величины усадочных напряжений и дает возможность получать отливки практически с любыми соотношениями масс вставки и отливки.

УДК. 621.745.5:669.181.7 В.К.Винокуров, С.В.Киселев,
С.А.Вербицкий

МОДИФИЦИРОВАНИЕ ЧУГУНА В ОТКРЫТОМ КОВШЕ МЕТАЛЛИЧЕСКИМ МАГНИЕМ

В настоящее время обработка жидкого чугуна магнием осуществляется главным образом в автоклавах и специальных герметизированных ковшах, что удлиняет технологический цикл и удорожает стоимость чугуна. При использовании эффективных магниевых лигатур не требуется сложных установок. Их ввод производится простыми способами, но такие лигатуры содержат дорогостоящие материалы — никель и медь.

Новый способ обработки жидкого чугуна металлическим магнием разработан на кафедре литейного производства черных и цветных металлов Белорусского политехнического института / I /. Сущность этого способа заключается в том, что кусок металлического магния запрессовывается в оболочку из порошка тугоплавкого металла. Оболочка является не только защитным покрытием, но и одновременно, обладая определенной пористостью, играет роль регулятора давления для магния. Погруженный принудительно на дно ковша брикет с магнием обеспечивает прохождение паров магния через всю толщину металлической ванны, что гарантирует его высокое усвоение расплавом. Кроме того, интенсивное перемешивание чугуна парами магния способствует быстрому удалению из расплава продуктов реакции (сульфида магния, оксида магния), имеющих сравнительно низкую плотность.

Описанный способ был успешно применен для производства чугуна с шаровидным графитом. В качестве исходных материалов для изготовления брикетов использовали металлический магний и порошковое железо марки ПЖМ. Достаточная механическая прочность брикетов достигается при давлении 3-5т/см².

Чугун (3,65-3,7% С; 1,75-1,8% Si; 0,60-0,63% Mn; 0,14% P, 0,024% S) плавился в тиглях, устанавливаемых в силитовую печь. Температура чугуна контролировалась платина-платинородиевой термомпарой погружения с помощью электронного потенциометра ЭПД-120. Брикет магния в защитной оболочке погружался на дно открытого тигля стальной проволокой, защищенной кварцевой трубочкой. В расплавленный чугун вводилось 0,1% магния.

Об эффективности разработанного способа ввода магния свидетельствуют результаты модифицирования, приведенные в табл. I. В ней приведены также данные Ю.И.Роматовского / 2 /, исследовавшего процесс модифицирования чугуна магнием в автоклаве.

Т а б л и ц а I

Способ ввода магния	Количество введенного магния, %	Количество остаточного магния, %	Коэффициент усвоения магния, %
1	2	3	4
I. Модифицирование в открытом ковше			
Магний без защитной оболочки	0,1	0,012	12
" "	0,1	0,005	5
" "	0,1	0,007	7
" "	0,1	0,008	8
" "	0,1	0,010	10
Магний с защитной оболочкой толщиной 5 мм	0,1	0,056	56
" "	0,1	0,055	55
" "	0,1	0,057	57
" "	0,1	0,056	56
" "	0,1	0,056	56

П. Модифицирование в автоклаве / 2 /

	1	2	3	4
Магний без защитной оболочки	0,038	0,014		42
—"	0,038	0,009		27
—"	0,038	0,011		38
—"	0,038	0,010		30
—"	0,038	0,007		21

При вводе металлического магния в колокольчике при температуре жидкого чугуна 1440°C и давлении в автоклаве 6 ат среднее значение коэффициента усвоения магния было равно 30,6%, а колебания от среднего значения остаточного магния составляли $\pm 0,004\%$.

Введение металлического магния (кускового) в открытый ковш сопровождается выбросами чугуна из ковша и выделением значительного количества белого дыма. Коэффициент усвоения магния равен 7,4% при колебаниях остаточного магния $\pm 0,0046\%$.

Применение магния с защитной оболочкой 5 мм, состоящей из железного порошка ПЖ2М, увеличило коэффициент усвоения в 8 раз, а колебания остаточного содержания магния снизились в 4,6 раза по сравнению с вводом магния без защитной оболочки.

С целью снижения стоимости защитного покрытия исследовался ряд огнеупорных керамических составов. За основу были взяты шамотный бой, кварцевый песок и окись алюминия, а в качестве связующего использовались жидкое стекло и огнеупорная глина. Регулирование газопроницаемости оболочки осуществляется введением добавок калия хлористого и древесных опилок. В ряде случаев в состав оболочки дополнительно вводили чугунную стружку для увеличения теплопроводности покрытия.

Изготовление защитных покрытий производилось путем перемешивания компонентов состава с последующим формованием и сушкой в течение 1 часа при температуре 100–120°C. Кроме того, часть образцов каждого состава подвергалась прокатке при температуре 1100–1180°C в течение 15–20 минут с целью имитации физических условий процесса ввода в жидкий чугун магниевый модификатор с защитным покрытием. На образцах диаметром 50 мм и высотой 50 мм исследова-

лись две наиболее важные характеристики защитных покрытий: прочность и газопроницаемость. Испытания проводились по стандартной методике / 3 /. Составы защитных покрытий, имеющие высокую механическую прочность и хорошую газопроницаемость, представлены в табл. 2.

Т а б л и ц а 2

№ состава	Содержание, %								
	шамотный бой	песок кварцевый	окись алюминия	жидкое стекло	огнеупорная глина	калий-хлористый	натр	опилки древесные	стружка чугуна
1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
I	82	-	-	16	-	2	-	-	-
II	76	-	-	16	4	4	-	-	-
III	78	-	-	16	-	4	-	2	-
IV	-	91	5	4	-	-	-	-	-
V	-	92	-	6	1,5	-	0,5% р-р	-	-
VI	-	26	70	4	-	-	-	-	-
VII	-	-	80	16	-	-	-	4	-
VIII	-	-	80	15	-	-	-	-	5

Выбор оптимальных составов для использования их в качестве защитного покрытия магниевого модификатора производился на основании коэффициентов усвоения магния жидким чугуном. Анализ результатов проведенных исследований (табл.3) показал, что лучшими технологическими характеристиками обладают составы I, II и III, изготовленные на основе шамотного боя. При вводе магния с 8-10 миллиметровой защитной оболочкой вышеупомянутых составов усвоение магния достигает 40-47%. Процесс обработки проходил без пирозффектов и выбросов чугуна из открытого ковша.

Т а б л и ц а 3

№ состава	Прочность на сжатие, кг/см ²		Газопроницаемость		Процент усвоения магния
	после сушки	после прокаливания	после сушки	после прокаливания	
1	2	3	4	5	6
I	25	16	275	280	43
II	20	12	180	240	40

1	2	3	4	5	6
III	24	14	280	290	47
IV	0,12	-	150	-	-
V	0,19	-	150	-	-
VI	6	-	11	-	-
УП	12	2	40	60	80
УШ	8	3	10	20	24

Таким образом, как видно из приведенных данных, нанесение огнеупорного пористого защитного покрытия на металлический магний резко повысило эффективность и стабильность коэффициента его усвоения жидким чугуном в открытом ковше.

Л и т е р а т у р а

1. Худокормов Д.Н., Винокуров В.К., Галушко А.М. Способ ввода в расплав низкокипящих присадок. Авторское свидетельство № 367157, "Открытия, изобретения и товарные знаки", 1978, № 8.
2. Роматовский Ю.И. Кандидатская диссертация, Горький, 1970.
3. Васин Ю.П., Черноголов П.В. Газопроницаемость формовочных смесей. Челябинск, Машгиз, 1970.

УДК 621.745,55:669.181.6

В.А.Бахмат, Е.И.Щитов,
А.Р.Слуцкий

ВЛИЯНИЕ СЕРЫ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ВЫСОКОУГЛЕРОДИСТЫХ СПЛАВОВ ЖЕЛЕЗА

В работе влияние добавок серы (до 0,4%) изучалось как на обычном сером чугуне, так и на чистых сплавах Fe-C-Si, выплавленных в нейтральной атмосфере. Посредством термического анализа с помощью фоторегистрирующего пирометра ФПК-59, металлографического анализа и серии закалочных опытов установлено следующее.

При отверждении чугуна сера препятствует зарождению и росту дендритов первичного аустенита, вызывая переохлаждение и увели-

чивая продолжительность кристаллизации в интервале ликвидус - солидус. В результате происходит измельчение дендритов первичного аустенита.

В процессе эвтектической кристаллизации сера вызывает переохлаждение расплава, но продолжительность превращения увеличивается лишь при повышенных присадках (свыше 0,2% для чугуна и более 0,1% для чистого сплава). Характерно, что несмотря на значительное снижение температуры кристаллизации эвтектики под действием добавок серы, в структуре чугуна и чистого сплава исчезает междендритный графит. Это явление связано с тормозящим действием серы на рост дендритов первичного аустенита.

Изменение числа эвтектических зерен в чугуне и в чистом сплаве носит сходный экстремальный характер. Это сходство свидетельствует о том, что наблюдаемое при малых добавках серы увеличение числа зерен эвтектики не связано с зародышевым действием образующегося в чугуне сульфида марганца, а обусловлено поверхностно-активным действием серы. При малых добавках сера, адсорбируясь на относительно крупных графитовых частицах, вызывает переохлаждение расплава и измельчение эвтектических зерен. С увеличением добавок сера блокирует зародыши, возникающие в процессе затвердевания. В результате уменьшается число эвтектических колоний.

Действие серы как поверхностно-активного элемента проявляется и при эвтектоидном превращении сплавов $Fe-C-Si$. Добавки серы, препятствуя диффузии углерода из аустенита, способствуют перлитизации матрицы без изменения степени дисперсности перлита и соответствующему повышению твердости и износостойкости сплавов. Твердость сплавов повышается в среднем на 50-100 единиц HB с ростом добавки серы до 0,4%. При этом большее увеличение твердости соответствует большему углеродному эквиваленту, а абсолютное значение твердости остается выше у сплавов с меньшим углеродным эквивалентом.

При повышенных добавках серы (0,3-0,4%) в структуре сплавов наблюдается появление ледебурита по границам зерен эвтектики. Это явление связано с обратной ликвидацией серы. Дальнейшее увеличение добавок серы (до 0,6%) приводит к появлению обратного отбела в образцах из чистых сплавов. Это может быть связано лишь с влиянием серы, ликвирующей в центр образца, так как применяемая методика исключает возможность участия газов в структурооб-

разовании сплавов.

Характерно, что заметное повышение износостойкости сплавов наблюдается при увеличении добавок серы до 0,1%. С дальнейшим ростом добавок серы износостойкость сплавов изменяется незначительно. Это объясняется тем, что при добавках серы 0,1% и выше в сплавах формируется оптимальная структура: перлитная металлическая матрица с равномерно распределенными включениями пластинчатого графита (при полном устранении междендритного графита). Кроме того, при такой добавке происходит наибольшее измельчение эвтектических зерен. С увеличением добавок серы также значительно снижается коэффициент трения исследуемых сплавов.

Таким образом, оптимальные добавки серы способствуют существенному улучшению структуры и антифрикционных свойств высокоуглеродистых сплавов железа.

УДК 621.74.041

М.Н.Чурик, А.Н. Шинкевич

РАСЧЕТ ТЕХНОЛОГИИ ПОВЕРХНОСТНОГО ЛЕГИРОВАНИЯ ОТЛИВОК

Поверхностное легирование отливок представляет собой целенаправленное воздействие на их поверхностный слой при его формировании, путем изменения содержания в нем определенных элементов для получения требуемых свойств изделий. Упроченный слой образуется благодаря взаимодействию легирующего материала, находящегося на внутренней поверхности формы, с жидким металлом. При этом формирование глубоких (до 10 мм и выше) легированных слоев возможно только в случае полной пропитки металлом отливки легирующей части (обмазки). Основное условие образования слоя без дефектов может быть записано в виде:

$$t_A \approx t_{охл}, \text{ сек}, \quad (I)$$

где t_A — время пропитки обмазки, сек;

$t_{охл}$ — время охлаждения границы отливка-обмазка до соответствующей температуры $T_{кр}$.

Пропитка пористой обмазки происходит при смачивании распла-
вом зерен легирующего материала (растекании расплава по твердой
поверхности), т.е. при выполнении условия

$$\sigma_{тг} > \sigma_{тж} + \sigma_{жг}, \quad (2)$$

где $\sigma_{тг}$, $\sigma_{тж}$, $\sigma_{жг}$ - поверхностные натяжения на границах газ-
твердое тело, жидкость-твердое тело, жидкость-газ, соответственно.
Процесс растекания характеризуется коэффициентом растекания, ко-
торый целесообразно определять из выражения

$$K_{раст} = \frac{1}{[\sigma_{жг}(\cos \theta - 1)]}, \quad (3)$$

где θ - краевой угол смачивания, град. При $\theta \rightarrow 0^\circ K_{раст} \rightarrow \infty$

В процессе взаимодействия различных фаз смачивание можно
улучшить созданием промежуточной среды на границе контакта. Прак-
тически это достигается при введении во взаимодействующую систе-
му флюсов.

Одним из критериев пропитки металлом обмазки может служить
коэффициент смачивания $\cos \theta$. Высоту подъема расплава в
капилляре цилиндрического сечения с учетом смачивания можно оп-
ределить по формуле

$$h = \frac{2\sigma_{жг} \cos \theta}{R\rho g} \quad (4)$$

где R - радиус капилляра, м; ρ - плотность расплава, кг/м³;
 g - ускорение силы тяжести, м/сек².

Поверхность капилляра в пористой обмазке целесообразно пред-
ставить в виде синусоидальной кривой. В этом случае

$$R = \alpha + \beta \sin \nu h$$

где α, β, ν - постоянные величины.

Как видно из уравнения (4), на процесс пропитки значитель-
ное влияние оказывает величина $\cos \theta$. Условия самопроизволь-
ной пропитки металлом легирующей обмазки имеют вид

$$\left. \begin{aligned} \sigma_{\sigma\phi} - \sigma_{\sigma\mu} > 0; \\ \sigma_{\sigma\phi} \cos \theta > 0; \end{aligned} \right\} \quad (5)$$

где $\sigma_{\text{эф}}$, $\sigma_{\text{ом}}$, и $\sigma_{\text{мф}}$ - поверхностные натяжения на границах обмазка-флюс, обмазка-металл и металл-флюс, соответственно.

Жидкий металл отливки, проникая в обмазку, прогревает ее до высоких температур. Большое значение имеет величина перегрева металла, определяемая температурой заливки: при большом перегреве может произойти объемное легирование отливки (распределение частиц обмазки по всему объему отливки), при невысоком перегреве металл не пропитывает пасту на всю толщину, легированная поверхность содержит дефекты типа пригара, раковин и др. Приближенное выражение для определения оптимальной температуры заливки, соответствующей условию $\{I\}$ и устанавливающей связь между основными технологическими параметрами, находится из уравнения теплового баланса системы отливка-обмазка-форма и имеет вид

$$T_{\text{заал}} = \frac{\sqrt{\frac{n_2}{4\lambda_2}} \beta_2 T_{2\text{пер}} \sqrt{\epsilon_n} + \chi_3 \rho_3 (1 - \Pi_3') (C_3 \nu_{\text{кр}} + r_3)}{\chi_1' c_1' \rho_1'} + \frac{\frac{\rho_1}{c_1} \chi_3 \rho_3 \frac{R_n}{100} (1 - \Pi_3') (C_n \nu_{\text{кр}} + r_1)}{\chi_1' c_1' \rho_1'} - \frac{K \cdot r_1}{c_1} + T_{\text{кр}} \text{ } ^\circ\text{K}, \quad (6)$$

где n_2 - показатель степени параболы, характеризующей закон распределения температуры в форме; β_2 - коэффициент аккумуляции тепла материалом формы, $\text{вт.сек}^{1/2}/(\text{м}^2 \cdot \text{град})$; $T_{2\text{пер}}$ - средняя за процесс температура границы обмазка-форма, $^\circ\text{K}$; $\nu_{\text{кр}}$ - избыточная температура кристаллизации металла отливки, $^\circ\text{K}$; χ_3 - толщина обмазки, м; χ_1' - половина толщины отливки (без обмазки), м; Π_3 - эффективная пористость обмазки (относительный объем, занимаемый порами и наполнителями); c_1' , c_3 и c_n - удельные теплоемкости жидкого металла, легирующего вещества и наполнителя, соответственно, $\text{дж}/(\text{кг} \cdot \text{град})$; ρ_1' и ρ_3 - плотности жидкого металла и легирующего вещества, $\text{кг}/\text{м}^3$; r_1 , r_3 и r_n - удельные теплоты плавления металла отливки, легирующего вещества и наполнителя, $\text{дж}/\text{кг}$; R_n - содержание наполнителя в обмазке, %; K - коэффициент; для чугунных отливок $K = 0,3$.

Расчет технологических параметров при поверхностном легировании отливок следует вести исходя из необходимой концентрации легирующих элементов в слое, которой в конечном итоге определяются служебные свойства отливок. Содержание элементов в слое зависит в основном от концентрации его в легирующем материале $C_{\text{аб}}$ и от пористости обмазки. По известным величинам χ_3 , ρ_1' , ρ_3 ,

$C_{об}$ находится эффективная пористость обложки Π'_3 , при которой средняя концентрация легирующего элемента в слое будет равна требуемой $C_{сл}$. Например, принимая приближенно толщину слоя равной толщине обложки, имеем

$$\Pi'_3 = \frac{\rho_3 (C_{об} - C_{сл})}{\rho_3 (C_{об} - C_{сл}) + \rho_1 C_{сл}} \quad (7)$$

Найденное значение пористости используется при расчете температуры заливки по форме (6).

Сравнение расчетных значений температуры заливки с экспериментальными данными, полученными при легировании чугунных отливок толщиной 20–45 мм ферромарганцем и феррохромом, показало, что различие между ними не превышает 7%.

УДК 621.74.002.6

О.С.Кожаров, В.Д.Тулъев

К ВОПРОСУ О МЕХАНИЗМЕ МОДИФИЦИРУЮЩЕГО ДЕЙСТВИЯ ФЕРРОСИЛИЦИЯ

Графитизирующее действие ферросилиция различные авторы объясняют по-разному. Одни исследователи утверждают, что он связан с наличием Al и Ca , которые при вводе модификатора в расплав образуют окислы или сульфиды, являющиеся подкладками для центров кристаллизации. Другие связывают графитизирующий эффект с образованием неустойчивых карбидов кремния, которые, распадаясь, выделяют атомарный углерод и создают предпосылки для появления зародышей графита. Третья группа исследователей объясняет действие ферросилиция связыванием в устойчивые соединения растворенного кислорода, снижающего термодинамическую активность углерода. Обработка расплава раскисляющими добавками ферросилиция приводит к удалению кислорода, повышению термодинамической активности углерода и пресыщению расплава углеродом, в результате чего из него выделяются включения графита.

Для проверки перечисленных гипотез были поставлены эксперименты по следующей методике. В силитовую печь помещали две квар-

цевые пробы с металлом. После расплавления в одну из пробирок вводили модифицирующую добавку, полученную путем спекания чистых порошковых материалов в среде аргона. Во второй растворяли добавку без модификатора. Затем температуры эвтектического превращения фиксировались с помощью дифференциальной термпары и фоторегистрирующего пирометра Н.С.Курнакова. Пробирки же охлаждались вместе с печью. Опыты проводились на синтетическом чугуна (9,55% С и 2,1% Si), полученном из полупроводникового кремния и карбонильного железа.

Величина и тип добавки, а также изменение температур начала выделения аустенита (Δt° лик), эвтектики и средней температуры эвтектического превращения приведены в табл. I.

Т а б л и ц а I

№ опыта	Добавка, %	$\Delta t_{лик}^{\circ}C$	$\Delta t_{нач.эв}^{\circ}C$	$\Delta t_{ср.эв}^{\circ}C$	Примечание
1	0,2 FeSi -пром.	-2,5	+1,5	+2,4	
2	0,2 FeSi -синт.	-1	+1	-2,4	
3	0,2 FeSi -синт.	+1,0	+4,5	+2,0	Пробирка а Пробирка б
	0,2 FeSi -пром.				
4	0,02 MgO	+1,2	+0,8	+4,0	
5	0,02 Fe ₂ O ₃	+1,2	-0,8	+1,2	

В опыте № 1 расплав модифицировали 75%-ым ферросилицием промышленного состава, а в опыте № 2 добавляли синтетический 75%-й ферросилиций, полученный из чистых материалов. В этих опытах наблюдалось снижение температур начала выделения аустенита, что связано с некоторым увеличением углеродного эквивалента. В опыте № 3 одна пробирка (б) модифицировалась 75%-м ферросилицием промышленного состава, а другая (а) - синтетическим. По сравнению с синтетическим, промышленный ферросилиций дал графитизирующий эффект.

Введение синтетического ферросилиция создает наилучшие условия для удаления кислорода и карбидов кремния. Тем не менее графитизирующего эффекта не наблюдается. Это позволяет предположить, что действие промышленного ферросилиция объясняется наличием примесей Al, Ca, Mg, которые, взаимодействуя с кислородом и серой,

образуют неметаллические включения, уменьшающие энергию активации зародышеобразования. Этот вывод подтверждается добавкой MgO и Al_2O_3 в расплавленный чугуи. Неметаллические включения вводили в виде брикетов, содержащих 1% С, 2,5% Si, 10% окислов и Fe — остальное, полученных спеканием порошкообразных компонентов в аргоне. Максимальное повышение температуры эвтектического превращения наблюдалось при введении MgO . При этом добавка неметаллических включений сопровождалась значительным увеличением количества эвтектических зерен и сокращением продолжительности кристаллизации.

УДК 669.131.6

Д.Н.Худокормов, Г.В.Губин, В.М.Королев,
И.Ю.Сапонько, О.Ф.Корякова, В.Ф.Бернадо, И.Ф.Дворниченко

СВОЙСТВА СИНТЕТИЧЕСКОГО ЧУГУНА, ВЫПЛАВЛЕННОГО ИЗ МЕТАЛЛИЗОВАННЫХ ОКАТЫШЕЙ

В работе приводятся некоторые результаты сравнительных исследований литейных и механических свойств сплавов Fe-C-Si и Fe-C-Al, выплавленных на основе металлизированных железорудных окатышей.

Металлизированные окатыши, приготовленные Криворожским институтом "Межанобчермет" и содержащие 85,7% Fe_{общ.} (78,0% Fe_{мет.}) и 0,08+0,1% , расплавились в силитовой печи в шамотографитовой тигле емкостью 10 кг при температуре 1450°C. В качестве науглероживателя применялся порошок электродного графита фракции 0,05-0,65 мм, который вводился в завалку в количестве 4,3% для получения в сплаве 3,4-3,5% углерода. После расплавления шихты и снятия шлака в жидкий металл вводился кремний или алюминий в количествах от 0,5 до 2,5%, расплав выдерживался 5 мин. при 1450°C, охлаждался до 1330°C и разливался для получения специальных технологических проб. Склонность чугуна к отбелу оценивалась по излому клиновой пробы, залитой на стальную плиту. Для определения жидкотекучести применялся способ вакуумного всасывания. Механические свойства определялись на стандартных образцах, отлитых в земляные формы.

На рис.1 показано влияние кремния и алюминия на склонность синтетических Fe-C-Si и Fe-C-Al-сплавов к отбелу. Видно, что алюминиевый чугун обладает большей склонностью к отбелу, чем соответствующий кремнистый. Кремний и алюминий, снижая растворимость углерода в железе, способствуют сохранению графитных комплексов в жидком чугуне. По-видимому, кремний в этом отношении проявляет большую активность, чем алюминий.

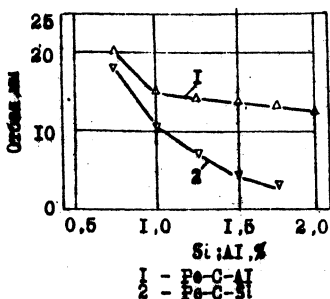


Рис.1. Влияние кремния и алюминия на склонность синтетического чугуна к отбелу.

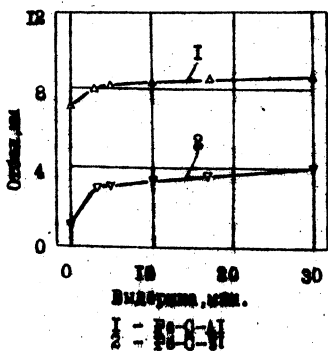


Рис.2. Влияние времени выдержки на склонность синтетического чугуна к отбелу.

В процессе выдержки жидкого металла при высокой температуре после ввода кремния и алюминия происходит растворение графитных частиц, что повышает склонность сплавов к образованию отбела. При этом кремнистый чугун более чувствителен к выдержке, чем алюминиевый (рис.2).

Добавка к сплаву Fe-C-Si марганца до 0,8% заметно не влияет на глубину отбела, хотя сплав содержал 0,08% S. Совершенно иное действие на графитизацию оказывает марганец в алюминиевом чугуне. Увеличение содержания Mn до 0,4% резко снижает склонность сплава Fe-C-Al к отбелу до уровня кремнистого. При содержании Mn более 0,4% сплав Fe-C-Al-Mn имеет меньшую склонность к отбелу, чем соответствующий кремнистый чугун (рис.8).

Необычное для чугунов графитизирующее действие марганца можно объяснить влиянием сульфидов последнего, действие которых в

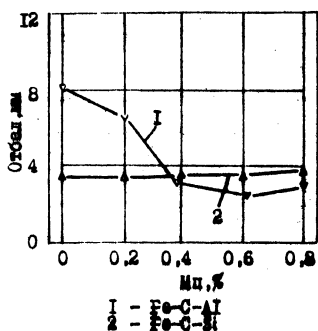


Рис. 3. Влияние Mn на склонность сплавов Fe-C-Si и Fe-C-Al к отбелу

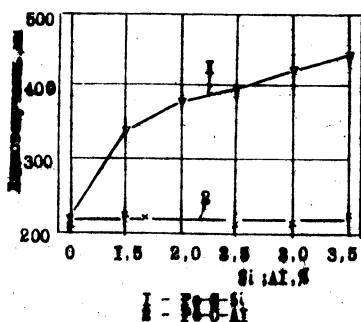


Рис. 4. Влияние кремния и алюминия на жидкотекучесть синтетического чугуна

сплав Fe-C-Si марганца приводит к увеличению разветвленности графитных включений, а также к ферритизации металлической основы. Это, возможно, происходит за счет уменьшения количества несвязанной серы и сопровождается снижением твердости и прочности чугуна (рис. 5).

Fe-C-Si сплав практически не отмечается, вероятно, по двум причинам. Во-первых, кремний сам по себе является сильным графитизатором и, во-вторых, вполне допустимо в рассматриваемом случае развитие реакций взаимодействия окислов кремния и марганца.

Результаты измерения практической жидкотекучести сплавов Fe-C-Al приведены на рис. 4.

Высокотемпературная выдержка и присадки Mn не оказывают заметного влияния на жидкотекучесть кремнистого и алюминиевого синтетического сплавов.

Для исследования механических свойств сплавов Fe-C-Si (2,5% Si) и Fe-C-Al (2,5% Al) применялся Fe-C-сплав с содержанием углерода 2,7-2,8%. Микроструктурный анализ исследованных чугунов показал, что структура сплава Fe-C-Si в образцах диаметром 80 мм состоит из мелких равномерно распределенных пластинчатых выделений графита и перлитной металлической основы. Предел прочности на изгиб такого чугуна на 4-8 кг/мм² выше, чем у чугуна промышленного состава при одинаковом углеродном эквиваленте. Введение в

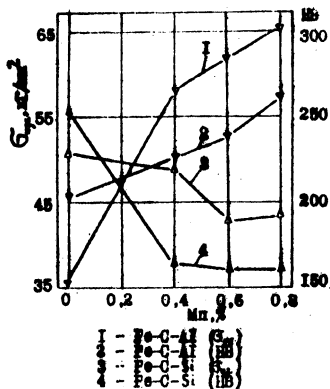


Рис. 5. Влияние марганца на прочность при изгибе в высокоуглеродистых Fe-C-Si и Fe-C-Al-сплавах

высококачественных чугунов и разработки технологии их выплавки.

В сплаве Fe-C-Al графит имеет преимущественно междендритную ориентацию, что в сочетании с ферритной металлической основой в местах его выделения снижает механические свойства. При добавках *Mn* междендритный графит постоянно исчезает (до 0,4% *Mn*), включения графита приобретают форму коротких утолщенных пластинок, располагающихся равномерно в перлитной металлической основе. Свойства алюминиевого чугуна при этом резко повышаются.

Приведенные результаты исследования свидетельствуют о больших перспективах использования металлизированных окатышей для создания принципиально новых составов

УДК 620.18:537.533.35

Р.И. Есьман

ВЗАИМНОЕ ВЛИЯНИЕ ПРОЦЕССОВ ДИФФУЗИИ И ДИСЛОКАЦИОННЫХ ЯВЛЕНИЙ

В работе прослеживается влияние термодинамических факторов на плотность дислокаций и диффузионную подвижность вдоль дислокаций в алюминиевых сплавах. Экспериментальное исследование дислокаций проведено методом просвечивающей электронной микроскопии на японском электронном микроскопе *JSEM* - 200. Работа выполнена в институте прикладной физики Венской Высшей технической школы.

Методика экспериментальных исследований заключалась в следующем. Из алюминия и его сплавов (с медью, магнием, титаном и др.) отливались цилиндрические отливки. Скорость кристаллизации варьировалась в соответствии с различными интенсивностями теплообмена на поверхности отливки (при литье в землю, в кокиль, в искусствен-

но охлаждаемые металлические формы, методом намораживания и т.д.) Из этих отливок алмазной дисковой пилой вырезались пластины толщиной 0,2 мм. Из них изготавливались круглые образцы диаметром 2,8 мм с помощью калибровочной по внутреннему диаметру медной трубки. Затем образцы помещались в специальную державку и обрабатывались в электрополировальной установке.

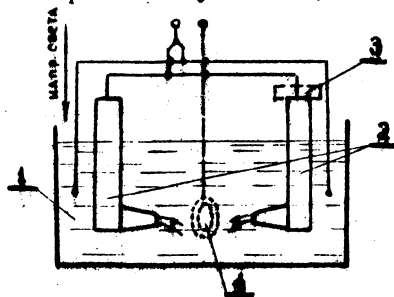


Рис. I. Схема электрополировальной установки.
1 - электролит, 2 - катоды с соплами,
3 - фотомультипликатор, 4 - образец

На рис. I приведена принципиальная схема электрополировальной установки. Образец являлся анодом, а две полые трубки из нержавеющей стали служили катодами. В процессе полирования в центре образца возникало отверстие. Участки, прилежащие к этому отверстию, оказывались достаточно тонкими и прозрачными для электронов. При появлении отверстия луч света, попадая на фотомультипликатор, размыкал цепь и процесс прекращался. Для более быстрого и равномерного растворения металла применялась совместная обработка струей электролита через сопла на катодах. Срезы сопел располагались на расстоянии 7-12 мм от полируемых поверхностей. При обработке образцов применялись следующие режимы электрополирования: для сплавов $Al-Cu-Si$: $U = 20-30$ в; $I = 30-40$ мА; для сплавов $Al-Cu-Mg-Ti$: $U = 18-25$ в; $I = 40-60$ мА. Состав электролита: 1400 мл метанола, 300 мл глицерина, 50 мл 70%-го раствора $HClO_4$. После электрополирования фольга толщиной порядка 1000 \AA^0 (радиус отверстий составлял $100-200 \text{ \AA}^0$) опускалась в раствор 85 см^3 ортофосфорной кислоты, 65 см^3 дистиллированной воды и в метанол для удаления оксидного слоя на поверхности. Приготовленные таким образом фольги исследовались на просвет (по края отверстия) на электронном микроскопе.

Были получены микрофотографии с изображением дислокаций (эффект Брэгговского дифракционного контраста) в алюминиевых сплавах как в светлом, так и в темном поле. Темнопольные изображения использовались при определении вектора Бюргерса. Расчет плотности дислокаций проводился следующим образом. На микрофотографию накладывалась сетка концентрических окружностей и подсчитывалось число пересечений дислокаций N с окружностями внутри данной площади. Расчетная величина плотности дислокаций равна:

$$\rho = N / \pi \delta \sum_{i=1}^n r_i \quad \text{см}^{-2} \quad (I)$$

где r_i - радиус i -ой окружности;
 δ - толщина фольги.

Необходимо отметить, что расчетная плотность дислокаций отличается от действительной и должна быть скорректирована [1] в зависимости от условий дифракции и величины вектора Бюргерса (b).

Для исследования диффузионных процессов из цилиндрических отливок вырезались образцы, которые шлифовались и полировались механическим путем и доводились пастами. После полирования образцы протравливались специальными растворами. На микровонде определялась ширина диффузионной зоны, распределение компонентов по верну и сечению образцов. Перенос вещества вдоль дислокаций оценивался по разнице в скорости сокращения (в процессе нагрева) изолированных и связанных дислокациями отверстий. Отверстия, соединенные с поверхностью единичными дислокациями, сокращались быстрее. Исходя из вакансионного механизма диффузии в кристаллической решетке и вдоль дислокаций, из термодинамического уравнения Аррениуса определялся коэффициент диффузии вдоль дислокаций [2]:

$$D_d = D_0 \exp(-Q_d/kT) \quad \text{см}^2/\text{сек}, \quad (2)$$

где Q_d - энергия активации (для алюминия $Q_d = 1,96 \cdot 10^{-19}$ Дж);
 k - постоянная Больцмана ($1,38054 \cdot 10^{-23}$ Дж/°К);
 D_0 - предэкспоненциальный множитель;
 T - абсолютная температура, °К.

Расчет коэффициентов диффузии проводился на синхронно-сопряженной счетной машине DATA LOBBER фирмы SOLATRON (США).

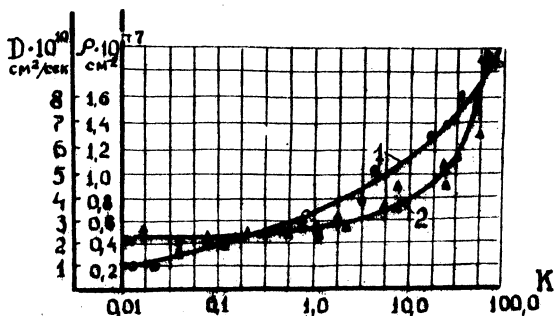


Рис. 2. Зависимость между плотностью дислокаций (кривая 1), коэффициентом диффузии вдоль дислокаций (кривая 2) и критерием K .

На рис. 2 представлены зависимости коэффициента диффузии вдоль дислокаций и плотности дислокаций (для сплава алюминия с 0,2% меди) от интенсивности теплообмена (величины критерия $K = \frac{\chi_1}{\lambda_1} \cdot \frac{\lambda_2}{\chi_2}$). Крутой характер функции $D_d = \varphi(K)$ объясняется увеличением диффузионной подвижности при возрастании термических градиентов (при $K \gg 1$) в процессе роста кристаллов.

Л и т е р а т у р а

1. Hirsch P., Howie A., Nicolson R., Pashley D., Whelan M. *Elektron Microscopy of Thin Crystals*,
2. Lihl F. u. a.: *Acta Phys. Austriaca* 30, Wien, 1969

УДК 621.74.048:669.715

Г.В. Довнар, О.А. Тиханович

ИССЛЕДОВАНИЕ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ АЛЮМИНИЙ-КРЕМНИЙ-МАРГАНЕЦ

В работе исследовались электрические и механические свойства силуминов, легированных марганцем. В качестве пикетовых мате-

риалов использовался силумин марки СИЛ-0 и электролитический марганец. Плавка проводилась в графито-шамотном тигле ТТ-15, помещенном в силитовую печь сопротивления. Механические свойства определялись на литых стандартных образцах. Измерение электросопротивления производилось на установке У303 по методу двойного моста. Результаты опытов приведены в табл. I.

Т а б л и ц а I
Влияние марганца на физико-механические свойства
силумина (11% кремния)

Характеристика свойств	Изменение свойств, %, при изменении содержания Mn (вес.%)				
	0	0,5	1,0	2,0	3,0
Предел прочности при растяжении	-	0	-5	-7	-10
Относительное удлинение	-	-20	-50	-70	-100
Удельное электросопротивление	-	+10	+25	+45	+70

ПРИМЕЧАНИЕ: (+) - возрастание; (-) - уменьшение.

Установлено, что марганец при содержании его до 3% значительно увеличивает (в 1,5-2 раза) удельное электросопротивление образцов. Однако добавки марганца в сплав свыше 1% несколько ухудшают прочностные и особенно пластические характеристики материала. Данное обстоятельство обусловлено появлением в структуре грубых остроугольных включений тройной алюминий-кремний-марганцевистой фазы.

С целью повышения механических свойств высокомарганцевистых силуминов исследовалось влияние микролегирования элементами 6-й группы на структуру указанных сплавов. Введение данных элементов способствовало значительному измельчению структурных составляющих эвтектики и включений первичных металлидов.

Улучшение структуры сплава при микролегировании способствовало повышению его прочности и пластичности до уровня данных свойств в исходном силумине.

Следовательно, тройные микролегированные сплавы системы алюминий-кремний-марганец при практически равных значениях удельного электросопротивления обладают более высокими механическими и

литейными свойствами по сравнению с бинарными сплавами системы алюминий-марганец и могут найти применение для изготовления ответственных электротехнических изделий сложной формы.

УДК 621.74.043:669.715

А.М.Галушко, В.П.Курочкин,
С.Н.Лекаш, В.С.Очеретяный,
В.А.Федосов

ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССА МИКРОЛЕГИРОВАНИЯ СПЛАВА АЛ4

Одним из наиболее распространенных в машиностроении литейных алюминиевых сплавов является сплав АЛ4. Высокое качество отливок из сплава АЛ4 достигается, в основном, путем использования первичных шихтовых материалов, содержащих незначительное количество вредных примесей. Причиной, сдерживающей широкое использование вторичных шихтовых материалов, является то, что несмотря на имеющиеся эффективные способы очистки расплава от неметаллических включений, газов и примесей, некоторые примеси из расплава не удаляются. К ним следует отнести прежде всего железо, незначительное содержание которого в сплавах ухудшает пластичность. Нейтрализация отрицательного влияния железа может быть успешно осуществлена путем микролегирования жидкого расплава присадками некоторых элементов.

На Минском моторном заводе проводилась работа по исследованию влияния примесей на литую структуру и механические свойства сплава АЛ4 с целью частичного использования вторичного сплава АЛЮВ в качестве шихтового материала.

На первом этапе изучалось влияние процесса микролегирования на формирование фазы β ($AlFeSi$), выпадающей при кристаллизации сплава в игольчатой форме. Синтетический сплав алюминия с 12% кремния и 2% железа микролегировался элементами I-6-й групп периодической системы. Добавки вводились в количестве 0,05-0,5% от веса сплава. Существенного изменения формы включений исследуемой фазы получить не удалось.

В дальнейшем β - фаза усложнялась по составу молибденом, хромом, марганцем, никелем и кобальтом. Наиболее эффективным вариантом обработки сплава является добавка в жидкий расплав молибдена, хрома или марганца с последующим микролегированием элемен-

тами 6-й группы (сера, селен, теллур). Анализ механических свойств литых образцов показал, что микролегирование значительно повышает пластичность, не изменяя существенно прочность и твердость сплава. Это объясняется, по-видимому, тем, что форма и размеры включений железосодержащей фазы в большей степени влияют на пластичность сплава, чем на прочностные характеристики.

Для повышения твердости сплава, которая является решающим фактором при обработке литых деталей резанием, сплав АЛ4 легировался медью. Медь вводилась в виде вторичного сплава АЛЮВ. В табл. I приведены результаты химического анализа выплавленных промышленных плавков.

Т а б л и ц а I
Изменение содержания основных элементов сплава
АЛ4 (%) при различных добавках сплава АЛЮВ

Элемент	Величина добавки сплава АЛЮВ, вес. %						
	0	5	10	15	20	25	30
Кремний	9,9	9,8	9,7	9,5	9,5	9,3	9,1
Магний	0,22	0,23	0,23	0,235	0,26	0,27	0,28
Железо	0,43	0,45	0,47	0,54	0,58	0,63	0,67
Марганец	0,27	0,27	0,27	0,27	0,27	0,27	0,27
Медь	0,17	0,67	0,97	1,24	1,5	2,1	2,6

Из табл. I видно, что увеличение добавки сплава АЛЮВ способствует увеличению содержания в сплаве АЛ4 железа и меди. Содержание других элементов изменяется незначительно.

Механические свойства образцов, отлитых из соответствующих плавков, показаны в табл. 2.

Т а б л и ц а 2
Изменение механических свойств сплава АЛ4 при
различных добавках сплава АЛЮВ

Свойство	Состояние	Величина добавки сплава АЛЮВ, вес. %						
		0	5	10	15	20	25	30
1	2	3	4	5	6	7	8	9
Предел проч-литое кости при растяжении		18,5	19,8	20,5	21,5	22	19,7	19,2

	1	2	3	4	5	6	7	8	9
σ , кг/мм ²	Т6	27	30	31,5	32	32,5	33,5	34	
Относительное удлинение, δ , %	Литое	5,2	5,1	4,9	4,5	3,5	2,0	1,9	
	Т6	3,5	3,5	3,4	3,0	2,2	2,0	2,0	
Твердость HB, кг/мм ²	Литое	63	70	75	78	80	85	90	
	Т6	90	100	105	110	115	120	125	

Оптимальной величиной добавки вторичного сплава АЛЮВ следует считать 10-15% к весу сплава АЛ4. В этом случае удовлетворяются требования ГОСТа по прочности и пластичности при повышенной твердости. Учитывая большие колебания химического состава вторичных сплавов, стабильность процесса обеспечивается разработанным процессом микролегирования.

На основании проведенных исследований можно заключить, что замена 10-15% первичных шихтовых материалов вторичными не снижает уровень механических свойств сплава АЛ4, обеспечивая при этом высокую экономичность процесса.

УДК 621.317.332/546.221

Ри Хрсен, Н.И.Мостовой,
А.Н.Литвиненко

ЗАВИСИМОСТЬ ЭЛЕКТРОСОПРОТИВЛЕНИЯ ЧУГУНА ОТ КОНЦЕНТРАЦИИ КРЕМНИЯ В ПРОЦЕССЕ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ

В работе ставилась задача установить количественную связь между степенью графитизации чугунов и характером изменения их электросопротивления в процессе кристаллизации.

Измерение электропроводности чугунов осуществлялось бесконтактным методом.

Чтобы определить электросопротивление в стандартных единицах, необходимо проградуировать систему по веществу с известной проводимостью. Расчет проводился по формуле:

$$\rho = k \frac{1}{A \cdot l}$$

где ρ - удельное электросопротивление системы;

$\Delta\psi$ - угол закручивания системы;

K - постоянный коэффициент для данной системы.

В настоящей работе определена зависимость $1/\Delta\psi$ от величины добавок примесей.

Следует отметить, что одной из трудностей измерения электроопротивления чугуна в полужидком и особенно в твердом состоянии в интервале температур ликвидус-солидус является длительность периода успокоения системы (30-60 мин.), поэтому использовался противодействующий магнитный момент, создаваемый статором.

Полученные слитки имели структуру белого чугуна. Из этих слитков изготавливались образцы для измерения электроопротивления. Вес каждого образца составлял 7,8 г с точностью до 0,001 г.

Процессы плавки, охлаждения и измерения электроопротивления сплава осуществлялись в атмосфере чистого гелия.

На рис. I в качестве примера приведена зависимость электроопротивления $1/\Delta\psi$ от температуры для сплава Fe-C (3,6% C), обработанного полупроводниковым кремнием (99,999% Si).

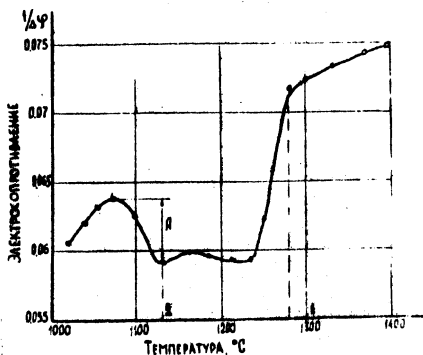


Рис. I. Зависимость электроопротивления сплава Fe-C-Si от температуры

В точке I начинается процесс кристаллизации твердого раствора (аустенита) в доэвтектическом сплаве Fe-C-Si. В точке 2 заканчивается процесс кристаллизации эвтектики.

Как видно из рис. I, величина A характеризует повышение электроопротивления $1/\Delta\psi$ после окончания эвтектической кристаллизации. Если сплав Fe-C-Si не графитизируется в твердом состоянии, то согласно температурной зависимости удельного электроопротивления значение последнего должно постоянно падать.

Следовательно, величина A будет характеризовать степень графитизации сплава в твердом состоянии.

При модифицировании сплава Fe-C-Si церием в количестве 0,3% не наблюдался рост электроопротивления после окончания эвтектической кристаллизации. В структуре наблюдалась ледебуритная эв-

тектика. Таким образом, величина Λ характеризует графитизирующую способность чугуна в твердом состоянии в процессе охлаждения.

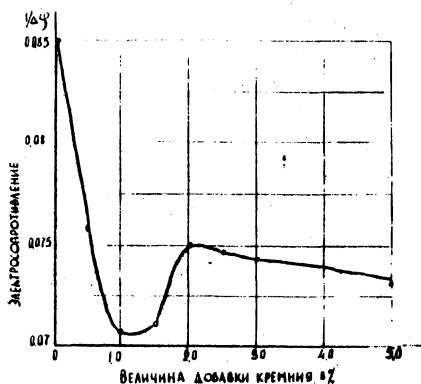


Рис. 2. Влияние кремния на величину электросопротивления жидкого Fe-C-сплава

Первое падение значения электросопротивления на изотерме, по видимому, связано с раскисляющим действием малой добавки кремния.

В случае добавки кремния более 1%, вероятно, происходит связывание атомов кислорода, растворенных в микрогруппировках углерода, атомами кремния. Таким образом, микрогруппировки углерода освобождаются от атомов кислорода. В свою очередь, это увеличивает число и размер микрогруппировок углерода, что проявляется в резком возрастании электросопротивления вследствие дополнительного рассеивания электронов на этих микрогруппировках. Известно, что рассеивание электронов возможно лишь в том случае, если размер частиц равен 10^{-7} — 10^{-6} см, т.е. если он близок к длине волны проводимости. Следовательно, можно предположить, что размер микрогруппировок углерода в жидком расплаве железа должен быть такого же порядка.

При больших добавках кремния (более 2%) микрогруппировки углерода коагулируются в виде графитных включений, а жидкий расплав резко обедняется атомами углерода, что является причиной некоторого падения электросопротивления.

На рис. 2 приведена изотерма (1400°C) электросопротивления жидких расплавов Fe-C (3,4% C), обработанных полупроводниковым кремнием в количестве от 0 до 5%.

Как видно, малая добавка кремния (до 1,0%) резко уменьшает значение электросопротивления жидких расплавов. При дальнейшем увеличении величины добавок кремния наблюдается рост электросопротивления жидких расплавов вплоть до 2,0% Si , а затем некоторое его падение.

МЕТОД ОПРЕДЕЛЕНИЯ ПЕРЕОХЛАЖДЕНИЯ НА ФРОНТЕ ЗАТВЕРДЕВАНИЯ РАСПЛАВА

Формирование структуры отливки во многом определяется величиной переохлаждения на границе раздела твердой и жидкой фаз. Существующие методики определения переохлаждения позволяют измерить эту величину по кривым охлаждения в условиях весьма медленного охлаждения. Для определения величины переохлаждения в реальных условиях затвердевания разработана новая методика и соответствующая экспериментальная установка, схема которой показана на рис.1.

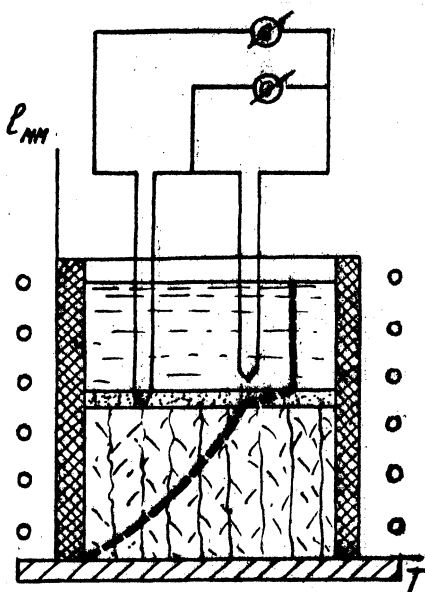


Рис.1. Схема экспериментальной установки

В печь установлена обогреваемая керамическая форма, в верхней части которой находится заливочная воронка, а в нижней — холодильник, позволяющий регулировать скорость теплоотвода от отливки. В подогретой выше уровня ликвидуса форме затвердевание идет направленно — со стороны холодильника. В этих условиях скорость кристаллизации расплава зависит от скорости переноса тепла который происходит через твердую фазу. Растущая поверхность будет иметь более низкую температуру, чем перегретый расплав. Эти условия показаны на рис.2, где точка плавления металла обозначена через T_3 , а через $T_л$ и $T_ж$ температуры твердой и жидкой фаз.

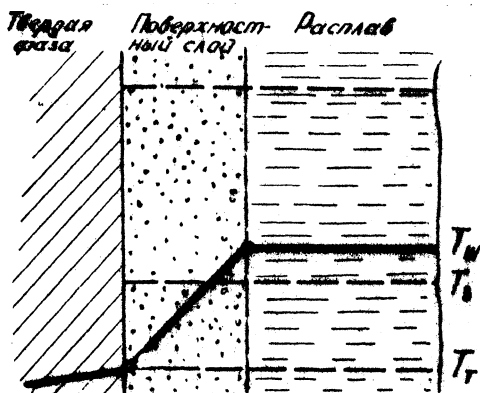


Рис.2. Характер распределения температур при направленном затвердевании отливки

Расстояние между головками термопар составляет 2 мм по вертикали.

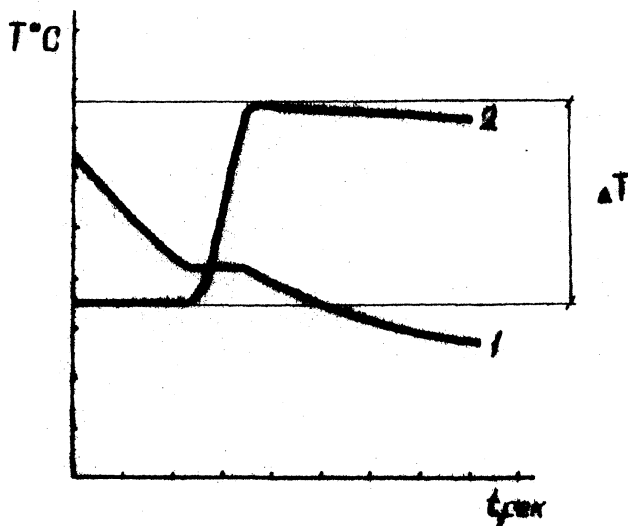


Рис.3. Типичная кривая дифференциального анализа: 1-кривая охлаждения металла; 2-дифференциальная кривая

Как видно из рисунка, переохлаждение поверхности твердой фазы будет равно $T_3 - T_T$, а общая степень переохлаждения, т.е. движущая сила теплопереноса от жидкой фазы к твердой, равна $T_ж - T_T$. Измерение этой величины производится дифференциальным методом на фоторегистрирующем пирометре Н.С.Курнакова ФПК-59. Термопары подключены навстречу друг другу, кроме того, с нижней термопары снимается кривая охлаждения сплава.

В начальный момент времени обе термопары находятся при одинаковой температуре $T_{ж}$ и отклонения луча гальванометра не наблюдается. При достижении фронтом затвердевания нижней термопары наблюдается скачок на дифференциальной кривой (рис.3).

Величина этого скачка является искомой. Перегиб на кривой охлаждения позволяет точно установить точки отсчета - от момента достижения фронтом затвердевания нижней термопары.

Таким образом, разработанная методика дает возможность определить связь теплового режима охлаждения отливки с величиной возникающего при этом переохлаждения.

УДК 621.745.84.

Б.Ф.Дудецкий, А.М.Гришанович,
В.А.Скворцов, М.Э.Шванштейн

СИНТЕТИЧЕСКИЙ КОКСОВЫЙ БРИКЕТ ДЛЯ ПЛАВКИ ЧУГУНА В ВАГРАНКЕ

Авторами предложен состав и технология получения синтетического коксового брикета для плавки чугуна в вагранке. Постановка задачи вытекает из наличия на заводах значительных количеств /до 10% от общего расхода/ отсевов кокса, которые не находят промышленного применения. Задача состоит в создании брикета из отходов кокса, который имел бы прочность, обеспечивающую цельность брикета при перевалочных операциях в цехах, а также выдерживал бы давление столба шихты в шахте вагранки и сохранял прочность при высоких температурах. Кроме того, брикет должен иметь достаточную теплотворную способность, допускающую применение его в промышленных условиях в качестве топлива для вагранок.

В работе определяли оптимальное соотношение количества связующего, удельную величину прессования, изучали факторы, влияющие на технологические и прочностные характеристики брикета.

В качестве связующего было выбрано жидкое стекло, которое имеет широкое распространение в литейном производстве, а также является одним из наиболее активных адсорбентов, обеспечивающих оаотверждение смеси, состоящей из наполнителя /в нашем случае коксовой мелочи/ и жидкого стекла.

Для повышения прочности склеивания в состав брикета был вве-

ден молотый известняк. В растворе жидкого стекла известняк будет диссоциировать, и ионы кальция вступят в реакцию взаимодействия с жидким стеклом.

Прочность склеивания смеси тем больше, чем тоньше пленка связующего при полном обволакивании частиц склеиваемого материала. Это достигается введением минимально необходимого количества жидкого стекла и хорошим перемешиванием составляющих.

Прочностные свойства смеси мелкодисперсного материала с жидким стеклом будут зависеть от степени дисперсности этого материала. Прочность смеси увеличивается при большей степени дисперсности и большем расходе жидкого стекла.

Исследование механизма твердения связующего проводили на пластометре Ребиндера. Прочностные характеристики смеси определяли по методике испытания формовочных смесей.

Смеси приготавливали на смешивающих лабораторных бегунах с вертикальными катками и в лабораторном лопастном смесителе.

Стандартными методами определяли теплоту сгорания, зольность, пористость, реакционную способность брикета.

Пластическую прочность определяли по формуле П.А.Ребиндера
$$P = K \frac{Q}{H^2} \text{ кг/см}^2$$
 Угол погружения конуса составлял 45° , при этом $k = 0,658$, нагрузка конуса равна $Q = 2 \text{ кг}$.

Была исследована пластическая прочность в смесях /рис. I/.

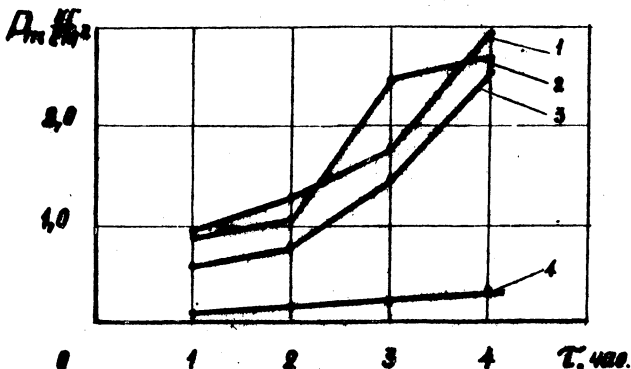


Рис. I. 5% жидкого стекла + 95% наполнителя /кривая 1/.
 5% жидкого стекла + 5% кокса + 90% наполнителя /кривая 2/.
 5% жидкого стекла + 5% известняка + 90% наполнителя /кривая 3/.
 5% жидкого стекла + 5% известняка + 5% кокса + 90% наполнителя /кривая 4/.

Опыты подтвердили, что жидкое стекло твердеет в контакте с известняком и коксом. Адсорбция жидкого стекла коксом повышает пластическую прочность смеси /кривая 3/, развитие реакции между жидким стеклом и известняком в большей степени повышает пластическую прочность /кривая 1/.

Для изучения влияния условий перемешивания на прочность брикета была определена сырая прочность смеси, приготовленной в бегунах и в лопадном смесителе. В состав смесей вводили от 10 до 18% жидкого стекла, величина удельного прессования составляла от 10 до 50 кг/см². Сырая прочность у смеси, приготовленной в смесителе. Влияние влажности в исходном коксе на прочность брикета изучали на смесях, в состав которых был введен кокс с влажностью 4 и 8%. Содержание жидкого стекла составляло 12%, время перемешивания 12 мин., удельная величина прессования была выбрана 10 кг/см². Сырая прочность на сжатие составила 0,8 кг/см² /при 4% влажности/ и 0,18 кг/см² /при влажности 8%/.

Жидкостекольная смесь для приготовления коксового брикета должна готовиться в бегунах с вертикальными катками, остальные виды смесителей не обеспечивают получения достаточной сырой прочности брикета.

Кокс для брикета должен иметь возможно более мелкие частицы в своем составе, размер наиболее крупных зерен кокса не должен превышать 5 мм.

Смесь для брикета должна готовиться из сухого кокса. Влажность исходного кокса не должна превышать 4%.

Влияние времени перемешивания смеси в бегунах /рис.2/ исследовалось на смесях с содержанием жидкого стекла 18% /кривая 1/, 16% /кривая 2/, 14% /кривая 3/, 12% /кривая 4/. Показатели прочности на сжатие в зависимости от времени перемешивания имеют максимум, положение которого смещается в сторону больших значений прочности и времени перемешивания при увеличении содержания жидкого стекла. Падение прочностных свойств /переход через максимум/ объясняется тем, что в процессе перемешивания через определенный промежуток времени происходит образование каркаса полисиликатов с последующим его разрушением.

Для изучения влияния количества жидкого стекла и величины удельного прессования на прочностные свойства брикета были прове-

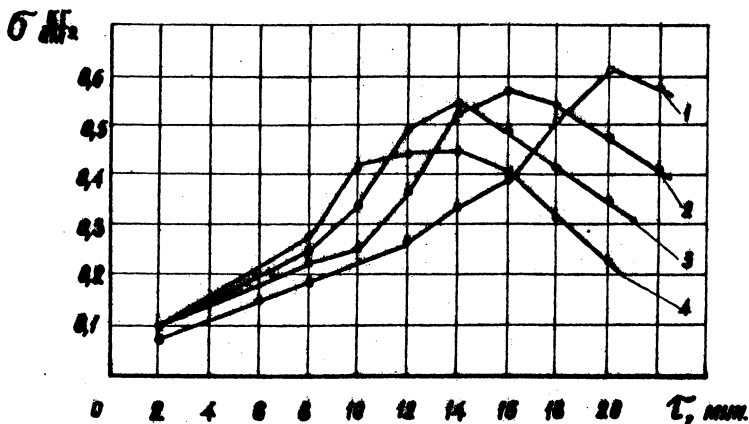


Рис.2. Влияние времени перемешивания смеси на сырую прочность брикета

дены опыты с изменением содержания жидкого стекла от 10 до 18 % и величины удельного прессования от 10 до 50 кг/см². Результаты опытов приведены на рис.3 и 4.

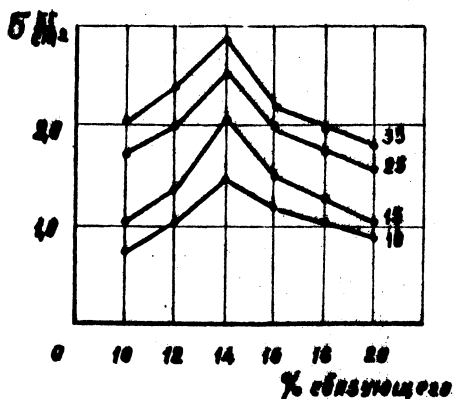


Рис.3. Зависимость сырой прочности брикета от количества связующего

С увеличением содержания жидкого стекла в смеси значения сырой прочности брикета проходят через максимум, так как увеличение толщины пленки снижает прочность склеивания. Положение мак-

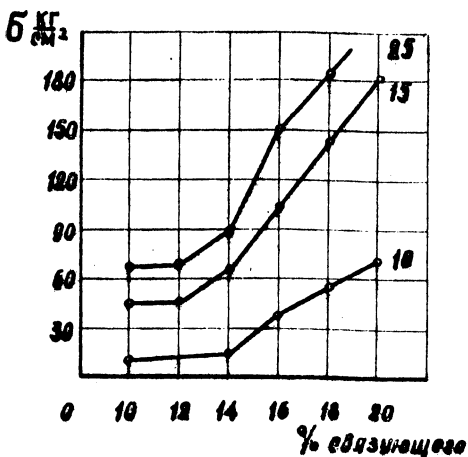


Рис. 4. Влияние количества связующего вещества на сухую прочность брикета

симула не зависит от величины прессования, а определяется гранулометрическим составом кокса /для фракции кокса 0–5 мм максимум расположен при 14% содержании жидкого стекла/. Сухая прочность в исследованных пределах не достигает максимума.

Увеличение усилия прессования ведет к возрастанию сырой и сухой прочности брикета. С возрастанием усилия прессования происходит более плотная укладка частиц кокса и происходит снижение толщины пленки жидкого стекла, обволакивающей эти частицы. Было изучено влияние продолжительности выдержки брикета на воздухе и тепловой обработки на прочность брикета. Через 24 часа выдержки на воздухе сухая прочность брикета достигает максимального значения. Продолжительность тепловой обработки до достижения максимума прочности зависит от температуры: время достижения максимума при 100°C составило 2 часа, при 400°C — 1 час. Величина максимума при этом не изменялась. Это подтверждает мнение о том, что механизм твердения в обоих случаях одинаков и конечная прочность брикета определяется количеством удаленной и оставшейся влаги.

Исследованиями установлено, что оптимальный состав коксового брикета включает 12–14% жидкого стекла и 8% известняка, время перемешивания смеси в бегунах должно составлять 8–10 минут. Для получения брикета необходимо использовать возможно большее усилие

прессования, удельное давление должно составлять не менее 50 кг/см^2 .

Полученный в этих условиях брикет будет обладать высокой прочностью. Для ее достижения необходима выдержка на воздухе продолжительностью не менее 24 часов или тепловая обработка при $100 - 400^\circ\text{C}$ в течение 2-4 часов соответственно.

Теплотворная способность брикета несколько ниже, чем у кокса, но пористость и реакционная способность также меньше.

УДК 621.745.8:662.61

Л.Е. Ровин

ИНТЕНСИФИКАЦИЯ СЖИГАНИЯ КОКСА В ВАГРАНКЕ

Исследовалась возможность использования для интенсификации процесса сжигания кокса в вагранке небольших концентраций паров воды, вводимых вместе с дутьем или непосредственно в шахту вагранки. Предполагалось, что возникающее при этом увеличение концентрации радикалов OH и H приведет к ускорению реакции. Полученные на экспериментальной вагранке данные физических параметров газового потока позволяют сделать вывод о повышении максимальных температур в кислородной зоне и относительном ее сужении, т.е. о имеющем место повышении скорости сжигания кокса при увеличении абсолютной влажности γ с 2-3 до 13-15 г/м^3 . Затем на лабораторной установке, состоящей из нагреваемой силитовыми стержнями реакционной трубки, системы подачи кондиционированного воздуха и контрольной аппаратуры, определялась скорость горения кокса при температурах поверхности $1470-1560^\circ\text{K}$ и влажности воздуха от 1 до 35 г/м^3 при скоростях газового потока от 0 до 25 м/сек. При этом использовались кубики кокса, предварительно высушенные при $T = 523^\circ\text{K}$. Скорость реакции рассчитывалась исходя из предположения, что горение в объеме отсутствует. Полученные данные по влиянию скорости дутья на процесс сжигания кокса в условиях постоянной γ хорошо согласуются с данными Н.В.Лаврова /1/ для электродных углей, однако показатели степени несколько отличны: $k_s = v w^{0,34} \text{ г/см}^2 \text{ сек}$. Для Калининградского кокса скорость сжигания k_s заметно зависит от γ , причем эта зависимость

проявляется лишь при достаточно высоких скоростях газового потока ($W > 5$ м/сек).

Для условий $T = \text{const}$ и $W = \text{const}$ получено следующее уравнение регрессии:

$$k_s = A\gamma^n - B\gamma + k_0,$$

где k_s - приведенная скорость сжигания кокса, в г/см² сек;
 γ - концентрация паров H₂O;
 k_0 - приведенная скорость сжигания кокса при $\gamma = 0$;
A, B - коэффициенты, зависящие от физических свойств и элементного состава кокса. Для условий эксперимента, выбранных близкими к реально существующим в вагранке:

$$A = 25-35, \quad B = 0,2-0,4;$$

$n = f(\text{Re})$ - показатель степени, зависящий от скорости потока; изменяется от 0,2 до 0,5.

При малых значениях γ вторым членом уравнения можно пренебречь, и тогда формула упрощается:

$$k_s = A\gamma^n + k_0.$$

Оптимальной величиной γ является 13-15 г/м³ (C_{H₂O} = 1,6-2,0%); что выше обычно наблюдающейся в атмосфере в 2-10² раз.

Повышение скорости сжигания кокса в кислородной зоне вагранки способствует повышению температуры выплавленного чугуна, что существенно улучшает его литейные и механические характеристики.

Л и т е р а т у р а

И. Лавров Н.В. Физико-химические основы горения и газификации топлива, М., 1957.

УДК 621.745.34

Б.Ф. Дудецкий, А.М. Милов, В.А. Скворцов,
С.А. Щемелев

ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССА ВАГРАНОЧНОЙ ПЛАВКИ С ПРИМЕНЕНИЕМ КОКСОВОГО БРИКЕТА

На кафедре машин и технологии литейного производства Белорусского политехнического института с целью использования мелких фрак-

ций кокса в ваграночной плавке разработан состав и технология изготовления коксового брикета.

Состав брикета подбирался таким образом, чтобы он служил не только топливом, но и положительно влиял на металлургические процессы, происходящие в вагранке.

На основании ряда проведенных плавок установлено, что введение в состав коксового брикета молотого известняка увеличивает контакт с ним золы кокса и облегчает ее ошлаковывание в процессе плавки.

Установлено также, что выбор жидкого стекла в качестве связующего для брикета не только обеспечивает его достаточную прочность, но и дает возможность ввести в состав шлака окислы натрия, которые снижают его температуру плавления и увеличивают жидкоподвижность. Таким образом, введение в шихту окислов кальция и натрия в составе коксового брикета интенсифицирует ход плавки.

Коксовый брикет имеет теплоту сгорания $P_H = 5500$ ккал/кг, пористость 18-20%, реакционную способность при 800°C - 20%. Поступление тепла от сгорания брикета меньше, чем от сгорания кокса. Однако снижение температуры плавления шлака и уменьшение протекания реакции восстановления CO_2 несколько компенсирует уменьшение приходной части теплового баланса плавки.

Исследования проводились в промышленных условиях в литейном цехе Минского завода автоматических линий на вагранке производительностью 2 т в час с внутренним диаметром плавильного пояса 650 мм. В процессе исследований производили частичную замену кокса в шихте соответствующим количеством коксового брикета. Доля последнего менялась от 5 до 30%. В процессе плавки наблюдали за температурой чугуна, производительностью вагранки, составом и свойствами чугуна и шлака. Температура чугуна измерялась при помощи оптического пирометра ОПИР-09. Химический состав чугуна и шлака устанавливали методами химического и спектрального анализа. Структура чугуна подвергалась металлографическому исследованию. Жидкотекучесть шлака определяли при помощи специальной пробы, представляющий собой сухую песчаную форму с цилиндрическим каналом диаметром 10 мм.

Металлическая завалка весом 250 кг состояла из следующих компонентов: литейных чугунов - 42%, лома чугунового покупного-

22%, лома чугуниного собственного - 21-23%, лома стального - 8-10%, чугуна зеркального - 1-2%, ферросилиция доменного /25%/ - 2-3%. Вес коксовой завалки составлял 30 кг, в том числе коксового брикета 1,5-9 кг, что соответствовало расходу кокса 12%. Количество известняка на завалку находилось в пределах 6-8 кг. Давление воздушного дутья составляло 450-470 мм водяного столба. Выплавлялся чугун марок СЧ15-32 и СЧ21-40.

Результаты измерения температуры чугуна, выплавленного при различном расходе коксового брикета, представлены на рис.1.

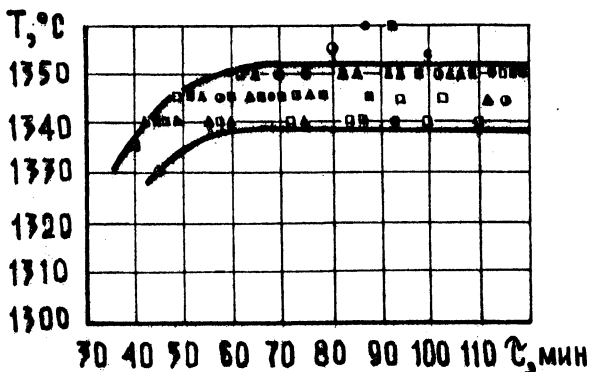


Рис.1. Температура чугуна при различном расходе коксового брикета /условные обозначения количества вводимого брикета ● - 0%; ◊ - 5%; ◻ - 10%; ◼ - 15%; ■ - 20%; ▲ - 25%; ◆ - 30%/

Температура чугуна контрольных плавки /без брикета/ и чугуна, выплавленного с различными добавками коксового брикета /до 30%/, находится в интервале температур 1345-1355°C. Установлено, что введение коксового брикета в завалку вагранки вместо кокса в исследованных пределах не вызвало снижения температуры чугуна. Кроме того, первые ковши чугуна, выплавленного с применением брикета, имели температуру даже несколько выше /1380-1340°C/, чем в контрольных плавках /1310-1320°C/.

Производительность вагранки в зависимости от количества коксового брикета в шихте представлена на рис.2.

Отмечается повышение производительности с увеличением доли коксового брикета в шихте.

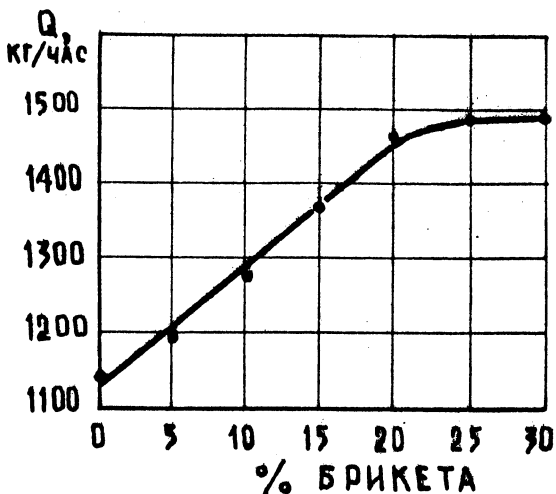


Рис.2. Производительность вагранки при различном расходе коксового брикета

Внешний вид шлака с увеличением доли коксового брикета в шихте меняется от плотного чернокоричневого до рыхлого зеленоватого. Длина заполнения канала пробы на жидкотекучесть увеличивается от 250 до 400 мм. В составе шлака прослеживается закономерное снижение содержания FeO с 4 до 2% с увеличением доли брикета в шихте от 0 до 9 кг на завалку.

Содержание серы определяли в шлаке и чугуне. Для проверки влияния известняка были проведены плавки с использованием брикета, в составе которого отсутствовал известняк. При использовании брикета без известняка содержание серы в чугуне и шлаке находилось в пределах 0,10 – 0,11% и 0,5 – 0,6%. Введение в состав завалки брикета в количествах до 30% при условии содержания в его составе известняка закономерно снижало содержание серы в чугуне до 0,08% и повышало содержание серы в шлаке до 1,0%.

Анализ производительности вагранки и состава шлаков показывает, что замена части кокса брикетом интенсифицирует ход ваграночной плавки и благоприятно влияет на распределение S между металлом и шлаком.

Введение в состав шихты коксового брикета не оказывает влияния на химический состав, структуру и механические свойства чугуна (табл. I)

Т а б л и ц а I

Шихта	Химический состав, %				Механические свойства		
	C	Si	Mn	P	S	$\sigma_{изг} \frac{кг}{мм^2}$	$\delta, \%$
Без брикета	8,2-8,6	1,4-2,1	0,4-0,6	0,09-0,14	0,1-0,11	38-45	2,5-3,5
С брикетом	8,2-8,6	1,4-2,1	0,4-0,6	0,09-0,14	0,08-0,1	38-45	2,5-3,6

Проведенная работа позволяет сделать вывод о возможности использования коксового брикета в ваграночной плавке. Ожидаемый экономический эффект в условиях МЗАЛ составит 0,5 руб. на тонну выплавляемого чугуна.

УДК 662.618.4:621.745.34

Л.Е.Ровин, И.Б.Зайгеров,
Ш.Бободжанов

СИСТЕМЫ МОКРОЙ ОЧИСТКИ ГОРЯЧИХ ГАЗОВ

Принятые в СССР санитарно-нормативные требования к степени очистки газовых выбросов от пыли и вредных составляющих предполагают установку эффективных систем очистки на всех плавильных и печных агрегатах.

Проведенные в Белорусском политехническом институте исследования различных аппаратов мокрой очистки отходящих газов позволили получить сравнительные данные по их эффективности в полупромышленных режимах эксплуатации. В идентичных условиях были испытаны мокрые пылеуловители с форсунками разных типов, труба Вентури, ротационный аппарат, вентиляторный пылеочиститель, а также двухступенчатые системы из перечисленных аппаратов. В процессе испытаний в широких пределах изменялись расход, температура, давление и влажность газов, расход воды, разрежение в газовом тракте и т.д. Химический состав пыли на входе в систему очистки был следу-

ющим: С (твердые частицы кокса и сажи) - 40-50%, SiO_2 - 80-84%, CaO - 7-8%, FeO + Fe_2O_3 - 2-12%, Al_2O_3 - 5-7%, остальное - окислы серы, магния, марганца и хрома. Дисперсный состав пыли: около 50% фракций 100 мкм и более, остальное распределяется примерно поровну между фракциями 1-5, 8-20, 26-50 и 51-100 мкм.

Исследования мокрых пылеуловителей показали, что наиболее оптимальной является конструкция, состоящая из расширяющегося корпуса с внутренним коническим обтекателем. Кольцевой зазор между стенками корпуса и обтекателя выполняется расширяющимся с углом раскрытия, близким к углу раскрытия свободной струи. В нижней части пылеуловителя при центральном вводе газов устанавливается обратный водоохлаждаемый конус. Для повышения эффективности пылеулавливания на его поверхности можно установить винтовые лопасти, закручивающие поток перед входом в зону орошения. Сравнительные испытания форсунок нескольких типов позволяют сделать вывод о том, что наилучшими параметрами при работе на оборотной воде обладают форсунки винтового типа, дающие мелкодисперсную сплошную водяную завесу. Форсунки не забиваются шлаком и окалиной и способны саморегулироваться в определенных пределах при колебаниях давления воды.

Форсунки располагаются в центре кольцевого зазора по периметру. Оптимальный расход воды орошения составляет 1,0-1,25 л/м³ газов, при этом на выходе концентрация пыли снижается до 0,75 - 0,85 г/м³ от исходной (6-15 г/м³). Температура газов понижается от 500-600 до 180-200°C. Аэродинамическое сопротивление агрегата не более 10 мм вод.ст.

Более высокую степень обеспыливания и охлаждения газов можно получить в двухступенчатых системах с использованием аппаратов тонкой очистки при наличии дымососов.

К таким аппаратам, исследованным в данной работе, относятся: пенные аппараты, ротоклон, труба Вентури с каплеотделителем, вентиляторный пылеочиститель.

При работе в идентичных условиях (по входным параметрам) наибольшую эффективность показали трубы Вентури. Степень очистки в них оказалась практически не зависящей от температуры газов на входе в диапазоне 50-500°C, причем концентрация пыли в газах, прошедших очистку, оказалась на уровне ПДК. Труба Вентури с каплеотделителем типа скруббера отличается также высокой эффек-

тивностью в качестве охладителя; при расходе 0,25–0,85 л/м³ газов их температура снижалась до 50–80 от 200–450°С на входе.

К преимуществам таких систем относится также их малая чувствительность к колебаниям расходов газов. Вместе с тем труба Вентури – наиболее энергоемкий аппарат. Ее аэродинамическое сопротивление достигает 800–1000 мм вод.ст. и более, что требует установки мощных дымососов. В работе наилучших результатов удалось добиться при использовании дымососов ВН I4/I400 с разрежением около 1800 мм вод.ст. Следует отметить также, что расход воды, подаваемой в трубы Вентури, должен строго контролироваться; при завышенной подаче эффективность снижается. При выборе материалов для изготовления труб Вентури во избежание коррозии предпочтение следует отдавать нержавеющей стали. Перспективным является использование для конфузора и шейки таких материалов, как ситаллы, выдерживающие большие перепады температур.

Ротоклон – аппарат, достаточно широко используемый для очистки вентиляционного воздуха, при работе с горячими газами оказался менее эффективен и потребовал ряда конструктивных доработок. Прежде всего из-за перегрева воды было необходимо организовать непрерывную ее циркуляцию и подачу холодной воды на подпитку. Как показали исследования, при повышении температуры воды до 55–65°С и газов на входе до 85–100°С степень очистки резко уменьшалась и не превышала 0,5–0,6 г/м³.

На холодных газах эффективность ротоклона обеспечивает очистку до ПДК. Охлаждение газов в ротоклоне незначительно, перепад температур составляет 40–80°С. При использовании ротоклонов в системах очистки дымовых газов следует также учитывать колебания их расхода, которые могут вызвать "волновой" режим работы аппарата, что резко снижает его эффективность. Во избежание этого необходимо снабжать ротоклон волногасящими устройствами, а корпус выполнять достаточно объемным. В целом ротоклон может быть использован в системах очистки горячих газов, но при условии глубокого предварительного их охлаждения.

Пенному аппарату в основном свойственны эти же недостатки, что вытекает из специфики работы барботеров. Однако эффективность первого, как охладителя, выше и, следовательно, при использовании двухполочных аппаратов требования к предварительному охлаждению менее жесткие. Вместе с тем пенные аппараты требуют более чистой воды

орошения во избежание "зарастания" решеток. Расход воды в аппарате 0,35-0,5 л/м³ газов, аэродинамическое сопротивление - 80-120 мм вод.ст.

Вентиляторный пылеочиститель, использованный в экспериментах, обеспечил снижение запыленности лишь до 0,3-0,5 г/м³, причем более высокие показатели достигнуты при окружной скорости около 80 м/сек. Эффективность аппарата как охладителя приближается к показателям трубы Вентури. Преимуществом вентиляторного очистителя является то, что он не требует дополнительного дымохода. После вентиляторного пылеочистителя необходимо устанавливать каплеотделитель или скруббер для уменьшения каплеуноса и конденсации пара.

Сравнительные испытания эффективности очистных аппаратов в полупромышленных условиях позволили получить надежные рекомендации для проектирования подобных систем очистки печных газов.

УДК 621.181.62.004.15

С.М.Комков

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ ТЕПЛА ОТХОДЯЩИХ ГАЗОВ ПЛАВИЛЬНЫХ АГРЕГАТОВ

Отходящие газы вагранок и сталеплавильных печей несут большое количество тепла (до 3000 ккал/м³), использование которого для нужд производства является важной народнохозяйственной задачей.

В настоящее время имеются два основных типа агрегатов для их использования: рекуператоры и котлы-утилизаторы.

Эффективность их зависит от мощности установки, температурного перепада, удельного аэродинамического сопротивления, конструктивных особенностей и, главное, от степени предварительной очистки газов. В противном случае их теплопроизводительность снижается на 50-70%, кроме того, очистка загрязненных поверхностей теплообменников представляет сложную и дорогостоящую операцию. Рекуператоры также значительно усложняют конструкцию и управление плавильным агрегатом.

Возможен другой способ использования тепла отходящих газов (рис.1). От узла отбора газы, содержащие CO, направляются на

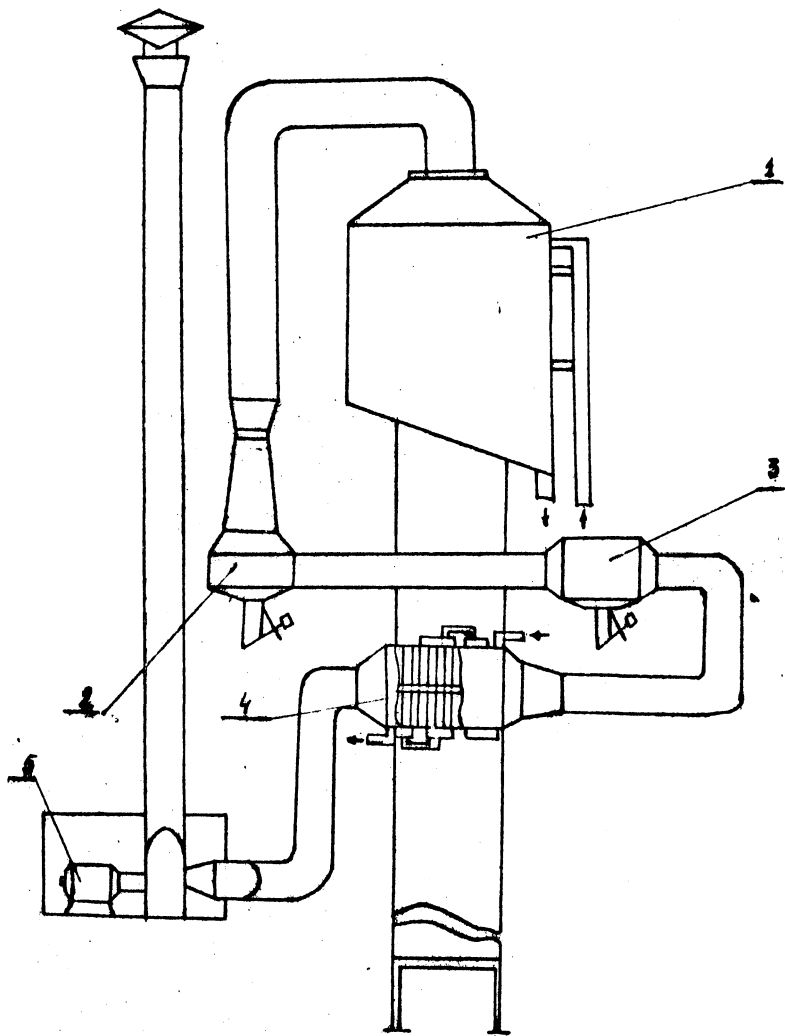


Рис. I. Система очистки и утилизации тепла ваграночных газов I - мокрый искрогаситель; 2 - кольцевая труба Вентури; 3 - жидкостный накопитель; 4 - утилизатор; 5 - дымосос

дожигание (в простейшем случае - горят в трубе вагранки), затем с температурой 800-900°C - в систему мокрой очистки, где происходит их обеспыливание до 0,1-0,05 г/м³, охлаждение до 90-100°C и насыщение водяными парами. Затем парогазовая смесь подается в поверхностный теплообменник, где за счет конденсации и конвективного теплообмена нагревают воду (или другой теплоноситель) до 70° для нужд горячего водоснабжения, вентиляции и т.п. Охлажденные до 40° газы удаляются в атмосферу.

Коэффициент теплопередачи в таком теплообменнике составляет 400-800 ккал/м²час°C. Для получения 1 Гкал/час при нагреве воды от 15 до 70° и среднем температурном напоре 20° требуется поверхность теплообмена от 60 до 125 м²/Гкал час. Объем рабочей части утилизатора при компактности 300 м²/м³ составит 0,25-0,50 м³/Гкал.час, а удельный вес - 0,2-0,4 т/Гкал.час. Для котлов - утилизаторов этот показатель в 50 раз больше.

Так как утилизатор встраивается в систему мокрой очистки, эксплуатационные расходы в целом остаются на прежнем уровне, а расход электроэнергии даже уменьшается за счет уменьшения объема перекачиваемых газов и конденсации паров.

Капитальные затраты при изготовлении теплообменника из стали 18Н9Т (в самом дорогом варианте) составляют 3-6 тыс.руб./Гкал.час. При стоимости тепла 5 руб./Гкал.час утилизатор окупится за 1000 часов работы.

УДК 662.618.5:621.745.34 В.Н.Бахирев, В.П.Погребняк,
В.И.Закерничный

РАЗРАБОТКА ДВУХСТУПЕНЧАТОЙ СИСТЕМЫ ОЧИСТКИ ВАГРАНОЧНЫХ ГАЗОВ

Система очистки и обезвреживания предназначена для вагранок производительностью 20-25 т/час с целью обеспечения санитарных норм по запыленности и содержанию окиси углерода в отходящих газах. Разработанная система предусматривает также частичное обеспыливание выбросов электродуговых печей, расположенных в плавильном отделении цеха ковкого чугуна.

Исходные данные для проектирования: расход газов - 40-50 тыс.м³/час, концентрация пыли - 6-10 г/м³, содержание CO -

12-18%. Предельно допустимые концентрации (ПДК) для вагранок: по пыли - не более 0,1 г/м³, по СО - не более 0,1%.

Очистка от газов производится в двухступенчатой системе, состоящей из двух искрогасителей, работающих попеременно, и трубы Вентури с каплеотделителем (рис.1). Первая ступень - грубой очистки - обеспечивает улавливание крупных и средних фракций пыли (до 50 мкм) и охлаждение газов от 600 до 200-250°С.

Конструкция мокрого искрогасителя I разработана с учетом аэродинамики движения газов и обеспечения интенсивного массообмена (авт.свидетельство № 355970).

В корпусе концентрически установлен обтекатель 2, выполненный в виде усеченного конуса, к нижнему большому основанию которого приварен отражающий конус 3.

Подача орошающей жидкости производится в зону кольцевого зазора и осуществляется при помощи винтовых форсунок 4, расположенных в два яруса, обеспечивая встречное направление факелов жидкости. Обтекатель охлаждается путем подачи воды на его внутреннюю поверхность. Расход воды в искрогасителе составляет 25-35 м³/час при давлении 2-8 атм.

Газы из искрогасителя отсасываются во вторую ступень тонкой очистки - трубу Вентури 5. В случае отказа нагнетателей или аварии системы очистки первая ступень может работать самостоятельно. Для этой цели предусмотрены открывающиеся люки, через которые газы выбрасываются в атмосферу.

Кольцевая труба Вентури предназначена для очистки отходящих газов от мелкодисперсной пыли и обеспечивает обеспыливание 60-80 тыс. м³/час газов при скорости потока 100-120 м/сек в шейке шириной 100 мм.

В конфузоре трубы по оси зазора между корпусом и обтекателем смонтированы центробежные форсунки для ввода орошающей жидкости. В случае их засорения прочистка осуществляется погруженной иглой. Расход воды в трубу Вентури составляет 6-10 м³/час.

Улавливание капель и конденсация паров воды происходит в каплеотделителе жалюзийного типа 8. Такая конструкция является наиболее эффективной и выбрана на основании экспериментов, проводившихся с каплеотделителями различных типов.

В качестве побудителя тяги 9 выбран нагнетатель IO50-II-8 Хабаровского завода "Энергомаш", потребляющий мощность 500 квт при

расходе газов 60–80 тыс. м³/час и разряжении в системе 2500 мм вод. ст. Для резервирования устанавливаются два нагнетателя. Газы выбрасываются в дымовую трубу 10.

Водоснабжение очистных устройств представляет собой замкнутую рециркуляционную систему. Вода из бака-отстойника емкостью 62 м³ при помощи центробежного насоса производительностью 45 м³/час при давлении 6–8 атм подается в напорную магистраль, от которой осуществляется разводка к искрогасителям и трубе Вентури. Для повышения надежности системы предусмотрены два резервных насоса. Бак-отстойник заполняется водой из магистрали технического водоснабжения. В случае выхода из строя заборного фильтра вода подается в систему путем включения резервных групп или непосредственно из водопровода.

Использованная вода из очистных устройств проходит через охладительные гребенки и поступает по сливному трубопроводу в бак, где происходит ее очистка и дальнейшее охлаждение. Бак снабжен механизмом для удаления шлама, количество которого по расчетам составит 250–500 кг/час.

Система дожигания состоит из двух горелок-запальников II, расположенных выше завалочного окна на 1000 мм, работающих на природном газе, расход которого составляет 35–40 м³/час. В результате нестабильной работы системы дожигания возможен срыв пламени и повышение концентрации CO свыше допустимого уровня. Для предотвращения этого предусматривается контроль за наличием пламени и автоматическое закигание газа.

Автоматика и КИП очистной системы позволяют контролировать:

- 1) температуру газов в шахте вагранки после искрогасителя, каплеотделителя и трубы Вентури;
- 2) температуру воды в баке-отстойнике после искрогасителя и трубы Вентури;
- 3) расход газов перед нагнетателями;
- 4) разряжение в системе до трубы Вентури после каплеотделителя перед нагнетателями;
- 5) наличие пламени в горелочных туннелях с помощью фотосопротивления и термоионизационного датчика;
- 6) положение шибров и откидывающихся люков;
- 7) давление воды в системе водоснабжения перед искрогасителем и трубой Вентури;

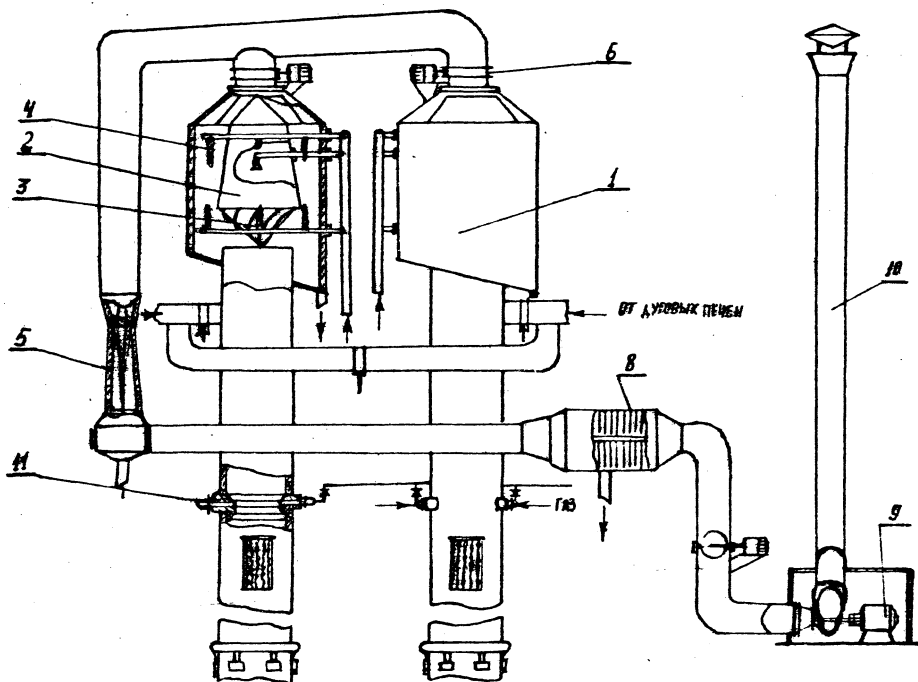


Рис. I. Схема двухступенчатой системы очистки ваграночных газов
 I- мокрый искрогаситель; 2- обтекатель; 3-обратный конус;
 4-винтовые форсунки; 5-труба Вентури; 6-приводной шибер;
 7-дрессель; 8-каплеотделитель; 9-нагнетатель (дымосос);
 10-труба; 11-горелки-запальники.

- 8) расход воды на искрогаситель и трубу Вентури;
- 9) давление газа перед горелками-запальниками;
- 10) расход газа перед горелками.

В случае выхода из строя нагнетателя или системы подачи воды предусмотрена аварийная световая и звуковая сигнализация.

Система очистки и обезвреживания ваграночных газов имеет следующие основные параметры:

Расход очищаемых газов	- 60-65 тыс. м ³ /час
Разряжение в системе	- 2500 мм вод.ст.
Расход воды	- 35-40 м ³ /час
Расход природного газа	- 35-40 м ³ /час
Мощность привода нагнетателя	- 630 квт
Количество улавливаемой пыли	- 250-500 кг/час

Разрабатываемая система очистки и обезвреживания ваграночных газов для вагранок производительностью 20-25 т/час в цехе ковкого чугуна МАЗа позволит обеспечить очистку отходящих газов до существующих санитарных норм и улучшить состояние воздушного бассейна окружающего жилого района.

УДК 604.028

П.А.Витязь, В.Е.Перельман, О.В.Роман,
В.Ю.Слободкин

ВЛИЯНИЕ СДВИГОВЫХ ДЕФОРМАЦИЙ НА ХАРАКТЕР РАСПРЕДЕЛЕНИЯ ПЛОТНОСТИ В БРИКЕТЕ

В работе рассматривается характер распределения плотности в области сдвиговых деформаций в зависимости от различных соотношений нормальных (σ_n) и касательных (τ_n) напряжений, приложенных на площадках сдвига.

Используя схему нагружения предварительно спрессованного образца, представленную на рис.1, установили, что в зависимости от приложенных на брикет различных по величине нормальных нагрузок, происходило некоторое изменение размера образца по высоте, что связано с характером разрушения его в зоне сдвига.

На рис.2 показана зависимость $\tau_n = f(\sigma_n)$ для предварительно спрессованных брикетов из железного порошка ПЖМ2 плотностью

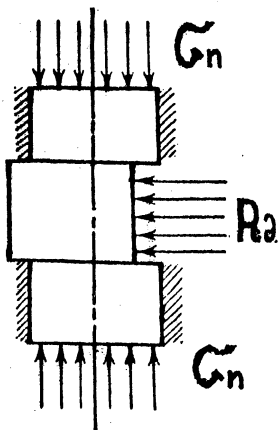


Рис. I. Схема нагружения образца

65% от различных комбинаций σ_n и τ_n , приложенных на площадках сдвига. На участке АВ зависимости $\tau_n = f(\sigma_n)$

отмечено некоторое увеличение высоты образца, на участке ВС — некоторое уменьшение.

Распределение плотности в зоне сдвиговых деформаций измерялось на квантиметре 720 при увеличении на микроскопе $\times 550$ по методике, описанной в работе /1/. Подготовка шлифа производилась следующим образом. Образец, сдвинутый по представленной схеме на рис. I (брикет вынимали из сдвиговой матрицы путем ее разбора), пропитывался эпоксидной смолой, разрезался по среднему сечению в направлении приложения нормальных нагрузок,

после чего из него готовился шлиф. На поверхность шлифа наносилась сетка с шагом 0,5 и 1 мм (с помощью универсального измерительного микроскопа УИМ-2I и чертилки).

Осредненное значение плотности представлено на рис. 3. Плотность определялась по четырем полям в каждой клетке при шаговом сканировании 0,25 мм. На этом же рисунке показаны микрофотографии структур, снятых с экрана квантиметра с образца, к которому было приложено давление $\sigma_n = 1,5 \text{ т/см}^2$.

Из микрофотографии и измеренного на квантиметре поля распределения плотности образца в сечении наблюдается заметное увеличение плотности в зоне развитых сдвиговых деформаций.

Зона заметного увеличения плотности составляет незначительную ширину сечения (порядка 1 мм). Это позволяет в некотором приближении рассматривать принятую в работе схему нагружения образца как схему чистого сдвига.

Результаты исследования представляют практический интерес при выборе оптимальных схем прессования порошковых материалов.

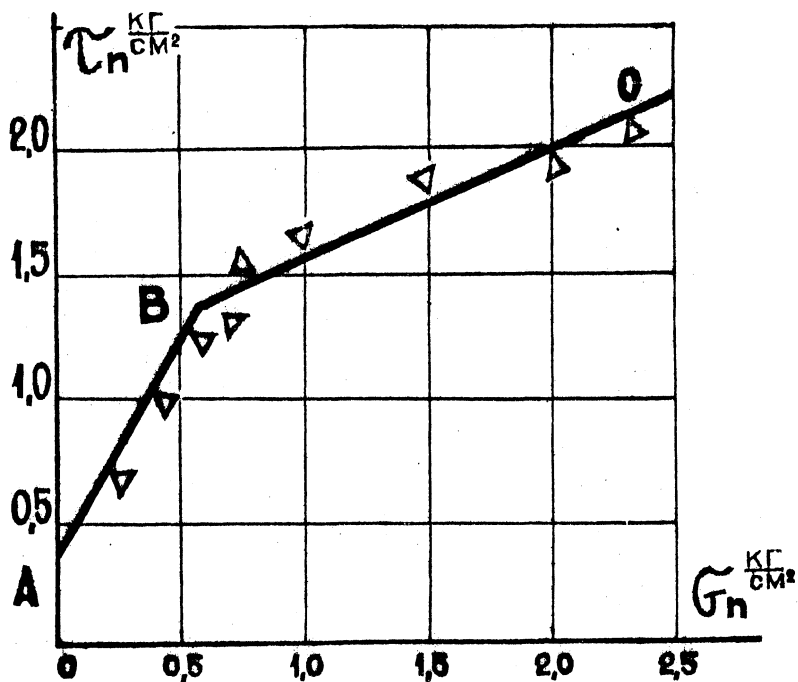


Рис.2. Зависимость $\tau_n = f(\sigma_n)$ для железного порошка ПЖ2М2

36,4	37,4	33,9	37,7	33,7	35,3	36,0	33,3	31,2	30,0	1 мм
44,6	49,0	50,4	44,1	32,9	30,8	28,6	30,1	28,7	30,9	
75,6	72,8	63,9	47,7	27,3	20,3	21,9	27,9	20,0	23,8	
		51,6	26,3	21,2	15,4	18,1	14,5	18,0	24,1	
		26,8	18,8	29,3	17,5	14,7	16,0	15,7	13,2	
		25,1	23,1	22,1	23,7	22,7	23,0	24,3	22,1	
		38,4	31,6	33,7	35,0	30,0	34,8	30,0		

Край
образца

Край образца

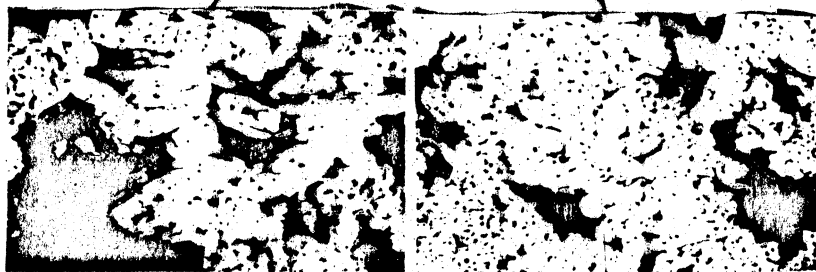


Рис. 8. Среднее значение плотности брикета с микрофотографиями характерных зон

Л и т е р а т у р а

1. В и т я з ь П.А., П е р е л ь м а н В.Е., Р о м а н О.В.
Распределение пористости в изделиях сложной формы и методы ее
определения. "Порошковая металлургия", № 8, 1971.

ПРИМЕНЕНИЕ НАГРЕВА ПРИ МАГНИТНО-ИМПУЛЬСНОМ
ПРЕССОВАНИИ ПОРОШКОВ

Все большее внимание последние годы получают импульсные способы прессования порошковых материалов, в том числе прессование импульсным магнитным полем [1+8].

При холодном магнитно-импульсном прессовании невозможно получить металлокерамические изделия по плотности и прочности близкие к свойствам компактного металла. Это объясняется в основном возникновением при прессовании высоких внутренних напряжений, возрастающих с увеличением давления, скорости приложения нагрузки, а также наличием окисных пленок и непрочностью охватывания частиц. Применение повышенных давлений может привести к появлению неисправимого брака - расслоя. Поэтому при применении магнитно-импульсного прессования с целью достижения более высокой плотности изделий на имеющемся оборудовании было естественно обратиться к нагреву.

Выбор способа и температуры нагрева определяется прежде всего особенностями магнитно-импульсного прессования (МИП), свойствами исходных порошков, взаимодействием порошка с материалом оболочки. Из различных источников тепла, бесспорно, лучшим является электрический нагрев, поскольку он обеспечивает необходимую гибкость и скорость процесса.

Использование нагрева при магнитно-импульсном прессовании имеет ряд особенностей. Во-первых, при этом происходит увеличение электросопротивления материала оболочки, что уменьшает электромагнитные силы, действующие на оболочку (рис.1). С другой стороны, нагрев способствует снижению прочностных свойств как материала оболочки, так и порошка. Оценка роли этих двух факторов, действующих в противоположных направлениях, особенно необходима при выборе режима прессования с нагревом. При этом нужно также учесть, что температура нагрева не должна превышать температуры плавления материала оболочки.

Наименее чувствительной к повышению электросопротивления

является медь, что дает возможность производить нагрев вплоть до 1000°C с использованием тонкостенных оболочек. Для стальных оболочек влияние электросопротивления уже становится значительным, что приводит к снижению эффективности процесса МИП в связи с резким уменьшением импульсного давления и необходимостью применения более толстостенных оболочек из-за увеличивающейся глубины проникновения магнитного поля [2].

Нами исследовались два способа магнитно-импульсного прессования порошковых материалов с применением электрического нагрева порошковой шихты в оболочке, используемой для формования:

а/ с косвенным нагревом порошка через стенку трубки индукционным способом в индукторе;

б/ с косвенным нагревом заключенного в оболочку порошка в электропечи сопротивления и быстрым переносом заготовки в индуктор для прессования.

По первому способу нагрев оболочки с порошком осуществляется с помощью высокочастотной установки. Индуктор выполняет здесь двойную роль: сначала в нем с помощью высокочастотной установки производится нагрев оболочки с порошком за счет действия вихревых токов, затем через него протекают импульсные токи разряда конденсаторной батареи. Эксперименты в целом дали положительные результаты. Основными вопросами при этом способе МИП являются выбор режима высокочастотного нагрева, обеспечивающего его необходимую скорость и эффективность, а также конструирование индуктора, выдерживающего длительные термические нагрузки. Высокое электрическое сопротивление шихты и наличие хорошо электропроводящего экрана-оболочки создают значительные трудности для определения параметров высокочастотного нагрева. Г.И.Бабат [4] отмечает, что при нагреве шихты существуют оптимальные размеры зерен и частота тока, при которых мощность, выделяющаяся в единице объема, имеет наибольшее значение.

Для металлических порошков с величиной электросопротивления $50 + 100 \cdot 10^{-6}$ ом.см наиболее желательной оказывается частота тока 10^4 гц, однако наличие цилиндрического экрана с толщиной стенки, сопоставимой с глубиной проникновения магнитного поля при данной частоте, делает практически невозможным нагрев шихты непосредственно от вихревых токов в ней в силу их малости. Поэтому нагрев прессовки в данном случае осуществляется исключительно за счет

передачи тепла от разогретой оболочки. Проведенные сравнительные экспериментальные исследования показали, что эффективность нагрева можно повысить, применяя предварительную подпрессовку порошка, а также используя стальной сердечник, вводимый внутрь полости формируемого изделия. Высокочастотный метод нагрева может успешно применяться для тонкостенных деталей типа втулок, которые позволяют обеспечить равномерный и достаточно быстрый прогрев по сечению.

Для нагрева порошковой шихты перед МИП нами был предложен и испытан простой метод косвенного нагрева закупоренной оболочки в электропечи сопротивления. Технологический процесс по этому способу выполнялся в следующем порядке:

а/ магнитно-импульсное обжатие конца оболочки на медную или стальную заглушку;

б/ засыпка порошка и виброутряска;

в/ магнитно-импульсное обжатие второго конца оболочки на заглушку;

г/ нагрев в электропечи оболочки с порошком до $600+950^{\circ}\text{C}$ и выдержка в печи для равномерного прогрева (в течение $15+20$ мин);

д/ быстрый перенос заготовки в индуктор и магнитно-импульсное обжатие до требуемой плотности и размера.

В этом случае индуктор нагревается незначительно, так как время контакта его с нагретой заготовкой минимально.

На рис. 1 показана схема приспособления для прессования с нагревом относительно коротких изделий. Путем последовательного перемещения заготовки через зону индуктора можно значительно увеличить длину изделий, получаемых этим способом.

Применение предварительного нагрева порошка в закупоренной оболочке позволяет значительно повысить плотность прессовки и другие физико-механические свойства материала (рис. 2).

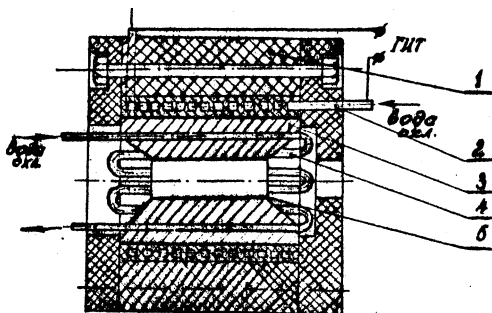


Рис.1. Индуктор с концентратором:
 1 - корпус; 2 - спираль; 3 - концентратор;
 4 - трубка охлаждения; 5 - главная изоляция

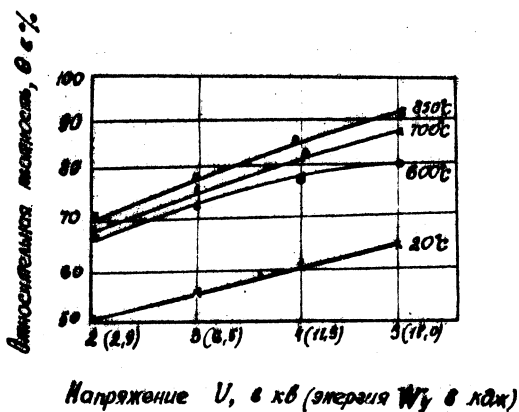


Рис.2. Зависимость плотности образцов от энергии прессования

Л и т е р а т у р а

1. Барбарович Ю.К. Порошковая металлургия, № 10, 1970.
2. Миронов В.А., Назаров Н.С., Роман О.В. В сб. "Прогрессивные способы изготовления металлокерамических изделий". "Полюмя", Минск, 1971.
3. Райченко А.И. Порошковая металлургия № 7, 1971.
4. Бабат Г.И. Индукционный нагрев металла и его применение. "Энергия", М.-Л., 1965.

УДК 621.762.404;586

Н.С.Назаров

ОЦЕНКА ЭЛЕКТРОДИНАМИЧЕСКИХ ДАВЛЕНИЙ ПРИ СИЛОВОМ ВОЗДЕЙСТВИИ ИМПУЛЬСНОГО МАГНИТНОГО ПОЛЯ

В электродинамике путем решения уравнений Максвелла получена следующая зависимость для определения электродинамических давлений:

$$p = \frac{1}{2} \frac{B^2}{\mu_0} \quad (1)$$

где $B^2 = B_1^2 - B_2^2$ — разность квадратов вектора магнитного поля по обе стороны рассматриваемой проводящей среды;
 $\mu_0 = 4\pi \cdot 10^{-7} \frac{2H}{M}$ — магнитная постоянная.

Электромагнитное давление весьма просто вычисляется по формуле (1) в том случае, когда численные значения вектора магнитного поля определены экспериментально. Теоретически значения вектора магнитного поля вычисляются довольно сложно и не совсем точно, ибо вектор магнитного поля является сложной функцией многих параметров разряда.

Для частного случая, когда индуктор можно рассматривать как цилиндрическую катушку с равномерной плотно намотанной обмоткой и равномерно распределенным магнитным полем в зазоре заготовка-обмотка индуктора, значения магнитного поля достаточно точно определяются по формуле работы [1]:

$$B = \mu_0 \cdot \frac{N}{l} i \quad (2)$$

- где N - число витков индуктора;
- l - расчетная длина индуктора;
- i - разрядный ток;
- ξ - поправочный коэффициент, учитывающий отношение τ/l , где $\tau = \delta_1 + \delta_2 + \Delta$, δ_1 и δ_2 - толщины проводящего электрический ток слоя заготовки и индуктора соответственно;
- Δ - зазор между заготовкой и токопроводящей обмоткой индуктора.

Для длинных и узких индукторов, когда $\frac{\sqrt{\mu} l}{\tau} > 3$ значения поправочного коэффициента определяются по формуле [1]:

$$\xi = 1 - \frac{\tau}{\pi l} \quad (3)$$

За толщину проводящего слоя в индукторе и заготовке принимают глубину проникновения магнитного поля в материал проводника. Она вычисляется по формуле

$$\delta = \sqrt{\frac{2}{\omega \sigma \mu}} \quad (4)$$

- где σ - электропроводность материала проводника;
- ω - круговая частота колебаний разрядного тока, равная

$$\omega = \sqrt{\frac{1}{LC} - \left(\frac{\Omega}{2L}\right)^2} \quad (5)$$

- L - эквивалентная индуктивность разрядного контура;
- C - емкость батареи конденсаторов;
- Ω - эквивалентное активное сопротивление разрядного контура.

Под эквивалентным сопротивлением и индуктивностью разрядного контура имеется в виду такое значение указанных величин, при включении которых в разрядный контур электрический ток в нем будет равняться току в действительном разрядном контуре с учетом влияния заготовки. Для таких контуров разрядный ток определяется зависимостью, взятой из работы [2]:

$$i = \frac{U_0}{\omega L} \exp\left(-\frac{\Omega}{2L} t\right) \sin \omega t \quad (6)$$

где U_0 - напряжение зарядки конденсаторов;
 t - текущее время разряда.

С учетом зависимостей (2), (5) и (6) соотношение (I) переписывается в виде

$$P = \frac{2M_0 \cdot 5 N^2 U_0 C}{L^2 \sqrt{L - \frac{R^2}{L}}} \exp\left(-\frac{R}{L} t\right) \sin^2 \omega t \quad (7)$$

При электромагнитном деформировании активное сопротивление разрядной цепи обычно невелико. Следовательно, слагаемыми, содержащими $\frac{R^2}{L}$ в зависимостях (5) и (7), можно пренебречь ввиду их малости. Тогда круговая частота разрядного тока определится по формуле $\omega \approx \sqrt{\frac{1}{LC}}$ (8), а электродинамическое давление на заготовку - по формуле

$$P = \frac{M_0 \cdot 5^2 N^2 W}{L^2} \exp\left(-\frac{R}{L} t\right) \sin^2 \frac{t}{\sqrt{LC}}, \quad (9)$$

где $W = \frac{CU_0^2}{2}$ - энергия, запасаемая в батарее конденсаторов (энергия разряда).

Индуктивность разрядного контура при электромагнитном деформировании в основном определяется индуктивностью рабочего инструмента - индуктора. Индуктивность индуктора как без заготовки, так и с ней, можно определить расчетным путем по известным эмпирическим зависимостям.

С точки зрения теории расчета трансформаторов заготовку можно рассматривать как короткозамкнутую обмотку трансформатора. Эмпирическая формула для определения эквивалентной индуктивности рабочего инструмента с учетом влияния заготовки в этом случае имеет вид [1] :

$$L = \frac{M_0 \cdot 5^2 N^2 D_{12}}{L} \left(\delta + \frac{b_1 + b_2}{3} \right) \mu_0 \cdot 5 n^2 \delta (D \pm \delta), \quad (10)$$

где D_{12} - средний диаметр пары спираль индуктора - заготовка. Он равен $D_{12} = D \pm \left(\delta + \frac{b_1 + b_2}{3} \right) = D \pm \delta$. Знак плюс в формуле ставится, когда заготовка охватывает индуктор, а минус - когда заготовка расположена внутри индуктора;

D - расчетный диаметр спирали индуктора;

n - число витков спирали индуктора на единицу длины.

При подстановке последней зависимости в (9) получается следующее уравнение для определения электродинамического давления:

$$p = \frac{\xi W}{\pi e \delta (D \pm \delta)} \exp\left[\frac{-\Omega t}{\pi M_0 \xi n^2 e (D \pm \delta)}\right] \sin^2 \frac{t}{\sqrt{LC}} \quad (II)$$

Это уравнение показывает, что электродинамическое давление на заготовку зависит не только от энергии разряда и параметров индуктора, но и определяется зазором между заготовкой и спиралью индуктора. При деформировании заготовки указанный зазор непрерывно изменяется. Следовательно давления, действующие на заготовку во время ее деформирования, могут быть определены только при совместном решении уравнений электродинамики и уравнений, определяющих процесс деформирования заготовки, взятых из теории обработки металлов давлением. Для частного случая эта задача решалась в работе [8].

В настоящем сообщении проводилась оценка величины электродинамического давления на неподвижную заготовку. В первую очередь нас интересовали наибольшие давления, развиваемые электромагнитным полем при заранее выбранных параметрах разряда. Как видно из зависимости (II), максимально возможные давления на неподвижную заготовку получаются в первую четверть периода колебаний разрядного тока, т.е., когда $t = \frac{1}{4}T = \pi/2\omega = \frac{1}{2}\pi\sqrt{LC}$. Для указанного момента времени зависимость (II) переписывается в виде:

$$p_{\max} = \frac{\xi W}{\pi e \delta (D \pm \delta)} \exp\left[-\frac{\Omega}{2n} \sqrt{\frac{C}{\pi \xi M_0 \delta (D \pm \delta)}}\right] \quad (I2)$$

Анализ последней зависимости показывает, что амплитудные значения электродинамического давления возрастают с увеличением энергии разряда и числа витков спирали индуктора, приходящихся на единицу длины. Увеличение активного сопротивления разрядного контура влечет за собой падение амплитудных значений электродинамического давления. Оно также зависит от соотношения τ/c при соизмеримости указанных величин.

Составляющие энергии разряда изменяют амплитудные значения

давления следующим образом: электродинамические давления прямо-пропорциональны квадрату напряжения зарядки и являются сложной функцией от емкости батареи конденсаторов. Сложно зависят электродинамические давления и от зазора между заготовкой и токонесущей спиралью индуктора, а также от размеров индуктора.

Произведение $\pi^2 \delta (D \pm \delta)$ в уравнении (I2) представляет собой объем кольцевого зазора между заготовкой и спиралью индуктора, в котором сосредоточено магнитное поле. Обозначив $\delta = \pi \epsilon \delta (D \pm \delta)$ и проведя исследование зависимости (I2) на максимум, получим

$$\pi^2 \Omega^2 c = 8 n^2 m_0 \xi v \quad (I3)$$

или, подставив известные значения, будем иметь

$$\Omega^2 c = 32 \cdot 10^{-7} n^2 \xi \epsilon \delta (D \pm \delta) \quad (I4)$$

Активное сопротивление разрядной цепи и емкость батареи конденсаторов - обычно известные характеристики. Число витков спирали на единицу длины также известная величина, определяемая сечением провода. Следовательно, зависимость (I4) позволяет, задаваясь двумя неизвестными из трех (ℓ , δ , D), определить любую из них с целью получения оптимального разряда по наибольшему давлению. Например, по известным δ и D необходимо определить оптимальную длину спирали индуктора или оптимальное отношение $\psi = \ell/D$ длины спирали к ее диаметру. Из (I4) находим

$$\psi = \frac{10^7 \Omega^2 c}{32 n^2 \xi D \delta (D \pm \delta)} \quad (I5)$$

Таким образом, проведенный анализ показывает, что оптимальные соотношения между размерами индуктора и заготовки зависят от активного сопротивления и емкости разрядной цепи и не зависят от напряжения зарядки.

Л и т е р а т у р а

1. В а с и л и н с к и й С.Б. Вопросы теории и расчета трансформаторов. "Энергия", М. 1970.
2. Г и н з б у р г С.Г. Методы решения задач по переходным процессам в электрических цепях. "Высшая школа", М., 1967

В. Назаров Н.С., Роман О.В. и др. Деформирование трубчатых заготовок энергией импульсного магнитного поля. В сб. АН БССР "Пластичность и обработка металлов давлением". "Наука и техника", Минск, 1974.

УДК. 620.194.

Г.Н.Дубровская, В.А.Генкин, М.А.Дворецкая

ОБ ИЗМЕНЕНИИ ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ ФРИКЦИОННОГО СПЕЧЕННОГО МАТЕРИАЛА ПРИ ТРЕНИИ

В литературе [1,2] имеются данные, показывающие, что в поверхностном слое трущихся материалов могут происходить химические и структурные превращения. В связи с этим значительный интерес представляет изучение химических изменений, происходящих в многокомпонентных материалах в процессе трения.

Типичным примером таких материалов являются фрикционные спеченные порошковые изделия, в состав которых может входить до десяти компонентов (медь, железо, олово, свинец, графит, асбест, муллит и т.д.).

Наличие свободного графита и асбеста не позволяет использовать методы [3,4], обычно применяемые для раздельного определения олова, свинца, железа, меди при их совместном присутствии.

Анализ фрикционных сплавов по методике [3], применяемой для сплавов, содержащих олово показал, что образующийся при растворении в азотной кислоте осадок мета-оловянной кислоты захватывает собой нерастворимые примеси - свободный углерод, асбест, что приводит к искажению результатов анализа. По применяемой в ИПМ методике считается, что присутствие свободного углерода не мешает определению олова при растворении сплава МК-5 в азотной кислоте.

Результаты наших исследований по определению олова в искусственных смесях, приготовленных с заранее заданным точным содержанием углерода, показали, что при содержании углерода больше 3% невозможно добиться сходимости параллельных определений при прокаливании осадков двуокиси олова до постоянного веса. По-видимому, в этих условиях углерод частично восстанавливает двуокись олова до металла.

Нами разработана методика, позволяющая определить наличие олова и свинца в поверхностных слоях спеченных фрикционных сплавов на медной основе из одной навески в присутствии до 5-7% графита, асбеста и муллита.

Навеску порошка до 0,5 г. растворяли в соляной кислоте (1:1) с добавлением 1-2 мл концентрированной азотной кислоты. Нерастворившиеся графит и асбест отфильтровывали через слой прокаленного асбеста. Осадок на фильтре промывали раствором соляной кислоты (1:10) и дистиллированной водой, после чего содержание свободного углерода определяли обычным газовольмометрическим методом. Оставшийся фильтр упаривали досуха. Сухой осадок обрабатывали перекисью водорода и растворяли в азотной кислоте (1:5). Выделившийся осадок водной окиси олова отфильтровывали, после чего весовым методом определяли содержание свинца.

Для определения изменения химического состава поверхностного слоя фрикционного диска в процессе трения были изготовлены опытные образцы и проведено сопоставление различных методов анализа. В табл. I представлены результаты определения содержания олова двумя методами. В исходные смеси вводилось 9% олова, 5% графита, 3% асбеста.

Т а б л и ц а I
Сравнительные результаты анализа фрикционного материала на содержание олова

Определение олова по методике ИТМ 8		Определение олова по разработанной методике	
Содержание, % вес	Ошибка, % отн.	Содержание, % вес	Ошибка, % отн.
10,8	+20	8,5	-5,5
11,2	+25	9,8	+8,8
11,0	+22	9,1	+1,1
10,9	+21,1	8,6	-6,6
10,6	+17,7	8,4	-4,4

Данная методика определения содержания олова может быть применена для большинства фрикционных материалов, при этом воспроизводимость результатов при последующем определении других элементов из этой же навески хорошая и удовлетворяет требованиям

ГОСТа для этих материалов.

Результаты анализа, выполненного по разработанной методике, представлены в табл. 2. Определялось содержание основных компонентов фрикционного материала, находящегося в трех состояниях: в виде спрессованной накладки, спеченной накладки и поверхностного слоя накладки фрикционного диска, отработавшего 200 торможений под нагрузкой 20 кг/см^2 при начальной скорости проскальзывания 8 м/сек в условиях масляной среды.

Т а б л и ц а 2

Характеристика поверхностного слоя фрикционного диска

Состояние материала	Содержание элементов, % вес		
	олово	свинец	свободный углерод
После прессования	9,0	7,0	5,0
После спекания	9,0	7,0	5,5
После испытания на трение	8,0	5,9	4,0

Проведенные исследования показывают, что основные изменения химического состава происходят в процессе трения и локализируются в поверхностном слое, т.е. в зоне контакта материалов с контртелом. В процессе работы при температурах, возникающих на поверхности, происходит окисление всех металлических составляющих сплава, что и вызывает уменьшение их содержания. Уменьшение количества свинца объясняется также его частичным переносом на контртело в результате плавления при трении. Без механического активирования (после прессования и спекания) наблюдается незначительное превращение свободного углерода и совсем не изменяется содержание олова и свинца. Механическое воздействие (трение) вызывает активацию и реакции превращений усиливаются.

Таким образом, при трении в присутствии воздуха происходит окисление механически активных поверхностей. Повышенную реакционную способность механически активированного поверхностного слоя можно объяснить разрыхлением связи всех компонентов сплавов.

Л и т е р а т у р а

И. К. Р а г е л ь с к и й И. В. Трение и износ. "Машиностроение", М., 1968.

2. Любарский И.М., Белый В.А. Всесоюзный симпозиум о природе трения твердых тел. "Наука и техника", Минск, 1969.
3. Скребцова Т.Т. Информационное письмо № 84, ИПМ АН УССР, Киев, 1970.
4. Грошев А.П. Технический анализ. Госхимиздат, М., 1958.

УДК 621.762.4

П.И. Логинов

К ОПРЕДЕЛЕНИЮ ГЕОМЕТРИЧЕСКИХ И СИЛОВЫХ ПАРАМЕТРОВ ПРОЦЕССА РАДИАЛЬНОГО УПЛОТНЕНИЯ ПОРОШКОВ ПРОШИВАНИЕМ

Результаты исследований показали эффективность радиального уплотнения высокопористых заготовок прошиванием / 2 /. На рис. 1 изображена принципиальная схема этого процесса при прессовании деталей типа втулки.

Радиальное уплотнение порошка при осевом перемещении прошивки возможно лишь при правильном выборе геометрических параметров ее элементов, особенно рабочей части. Этот выбор производился нами на основе анализа давлений, передаваемых от рабочей поверхности прошивки на уплотняемый порошок (см. рис. 2). Общее давление P_p , действующее на любой элементарной площадке рабочей части прошивки, является суммой двух давлений: N - нормального к данной площадке и F - касательного к ней; или P_r - радиального и P_o - осевого. Анализ и эксперименты подтвердили, что наиболее рациональной является рабочая часть, поверхность которой имеет круговую образующую радиуса R , а отношение общего давления P_p к осевому P_o у ее начала (точка I) должна быть не менее $m_1 = 3$. Следовательно

$$m_1 = \frac{1}{\sin(\alpha_{max} + \beta)} \quad (1)$$

Из этого выражения после соответствующих преобразований находим

$$\sin \alpha_{max} = \frac{1 - f \sqrt{m_1^2 - 1}}{m_1 \sqrt{f^2 + 1}} \quad , \quad (2)$$

где α_{max} - максимальный угол наклона образующей рабочей части у ее начала (точка I);

m_1 - коэффициент запаса прочности высокопористой заготовки против осевого оседания;

$f = \operatorname{tg} \beta$ - коэффициент внешнего трения.

Значение f берется из условия сухого трения между порошком и прошивкой.

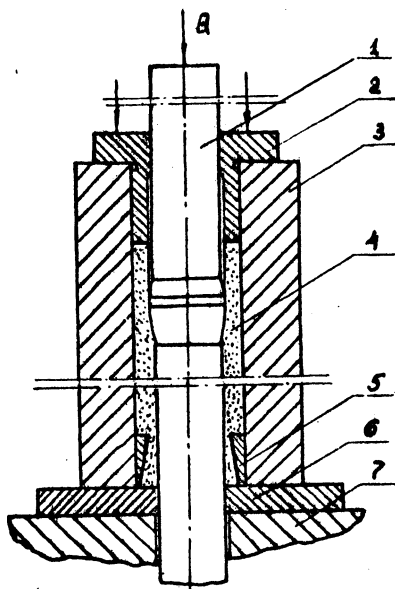


Рис. I. Принципиальная схема радиального уплотнения порошков прошиванием:
 1-прошивка; 2-упорно-центрирующая втулка;
 3-матрица; 4-уплотняемая заготовка;
 5-кольцо с выходной камерой; 6-упоры;
 7-подставка

Радиус кривизны образующей рабочей части прошивки находим из выражения:

$$R = \frac{t}{1 - \cos \alpha_{max}} \quad (3)$$

где $t = \frac{d_k - d_n}{2}$ - припуск на радиальное уплотнение.

Длина рабочей части равна

$$L_p = \frac{\sin \alpha_{\max}}{1 - \cos \alpha_{\max}} \quad (4)$$

Оптимальная длина калибрующей части прошивки равна $3+5$ мм, а ее диаметр d_k назначается с учетом упругого последствия порошка после прессования и его усадки при спекании.

Диаметры направляющей части прошивки d_H и хвостовой d_x должны быть соответственно на $0,3 + 0,4$ мм меньше диаметра отверстия высокопористой заготовки d_s и внутреннего диаметра прошивной заготовки d_g . Это обстоятельство сводит до предельного минимума трение на направляющей и хвостовой части инструмента при прошивании.

Продольные размеры прошивки и других элементов пресс-формы назначались исходя из необходимости получения металлокерамической детали нужной длины.

Поскольку высота трубчатой заготовки до и после прошивания практически остается постоянной, то запишем

$$\frac{v_g}{v_s} = \frac{D^2 - d_s}{D^2 - d_g} \quad (5)$$

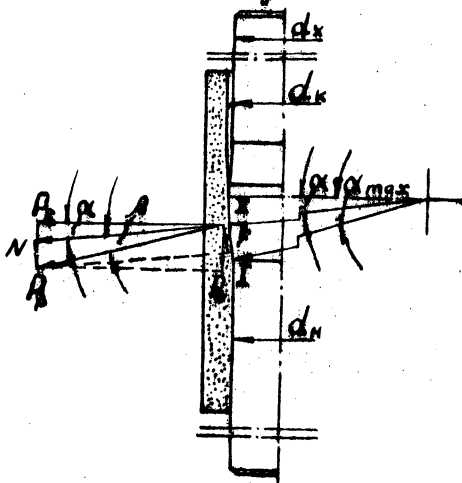


Рис.2. К взаимодействию прошивки с уплотняемым порошком

Из этого выражения можно найти исходный диаметр заготовки d_3 , полагая, что остальные параметры известны:

$$d_3 = \sqrt{D^2 - (D^2 - d_g) \frac{U_g}{U_3}}, \quad (6)$$

где D - наружный номинальный диаметр заготовки или полости матрицы, мм;
 U_3 и U_g - относительная плотность заготовки и детали соответственно.

Эксперименты показали, что припуск на радиальное уплотнение при однократном прошивании должен быть не больше 1,5 мм на сторону. Наиболее эффективно радиальное уплотнение может быть использовано при прессовании тонкостенных трубчатых деталей и нанесении тонких металлокерамических покрытий на внутренние поверхности трубчатых деталей.

С и л о в ы е характеристики необходимого оборудования определяются на основе расчета суммарной составляющей осевых давлений, действующих на рабочей и калибрующей частях прошивки:

$$Q = C \cdot A \cdot \pi \cdot R \cdot (1,27 S_{н.з.})^n \int_0^{\alpha_{max}} \frac{(R \cos \alpha - a) \sin(\alpha + \beta)}{[D^2 - 4(R \cos \alpha - a)^2]^n} d\alpha, \quad (7)$$

где P_0 - давление прессования заготовки без учета сил внешнего трения, кг/см² / I /;
 $S_{н.з.}$ - номинальная площадь поперечного сечения заготовки, см²;
 n - показатель упрочнения. Для железного и медного порошков принимают $n = 4$ / I /;
 $a = R - r_k$ - постоянная величина;
 C - коэффициент, учитывающий трение на калибрующей части прошивки. При наличии зазора между направляющей и хвостовой частями прошивки и уплотняемой заготовкой $C = 1,2 + 1,9$.

Результаты расчетов и экспериментальная проверка показали, что полное усилие прошивания в 4 - 5 раз меньше усилия осевого прессования заготовок аналогичных параметров / 2 /.

Л и т е р а т у р а

1. Жданович Г.М. Теория прессования металлических порошков. "Металлургия", М., 1969.
2. Богинский Л.С., Логинов П.И. Исследование процессов радиального уплотнения порошковых материалов в жесткой пресс-форме. Материалы I-й республиканской конференции по порошковой металлургии. "Полымя", Минск, 1971.

УДК 621.762.

И.П.Габриелов, Е.А.Дорошкевич, Л.А.Желтогога

ИЗГОТОВЛЕНИЕ БИМЕТАЛЛИЧЕСКИХ ШЕСТЕРЕН ОБЪЕМНОЙ ШТАМПОВОЙ

В последнее время предложен новый метод изготовления высокопрочных и точных деталей путем горячей объемной штамповки спеченных заготовок в закрытых штампах. Однако конкурентоспособность указанного техпроцесса по сравнению с закрытой штамповкой шестерен из компактных материалов в ряде случаев оказалась низкой из-за высокой стоимости порошков.

Для ряда таких деталей, как зубчатые колеса, звездочки и пр. требуется высокая поверхностная твердость с сохранением вязкой сердцевины, т.е. нет необходимости выполнять всю деталь из дорогостоящего легированного материала.

Порошковая металлургия позволяет изготовить заготовки с заданным химсоставом наружного слоя и сердцевины, что исключает последующую химико-термическую обработку и все недостатки, связанные с ней.

В Научно-исследовательском институте порошковой металлургии БПИ изготовлена опытная партия шестерен стартера автомобильного двигателя путем штамповки биметаллических заготовок. Заготовки были получены путем одновременного прессования двухслойной смеси (наружный слой толщиной 5 мм состоял из смеси 4% ПХ30, 0,8% карандашного графита, 95,2% железного порошка ПЖ2М, сердцевина — из порошка ПЖ2М) с последующим спеканием при температуре 1250°C в течение 1,5 часа в среде динитроазотированного аммиака. После горячей деформации в закрытом штампе в результате пластического течения материала на поверхности зуба шестерни сформировался леги-

рованный слой с повышенным содержанием углерода.

Диффузионные процессы, протекающие при спекании и горячей деформации, а также последующая термообработка, позволили получить структуру поверхностного слоя, состоящую из мелкоигльчатого мартенсита. Микроструктура сердцевины ступицы шестерни – феррит. Кроме того, отмечен переходный слой, который охватывает сердцевину зуба. Микроструктурные исследования хорошо согласуются с распределением микротвердости (рис. I). Сравнительные испытания показали, что статическая и усталостная изгибная прочность биметаллических шестерен не уступают шестерням, изготовленным из стали I5XР с последующей химико-термической обработкой, закалкой и отпуском.

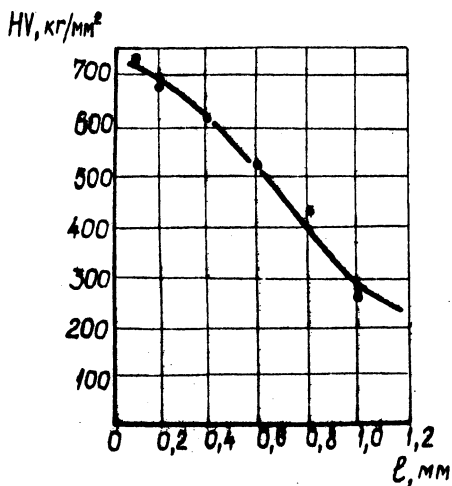


Рис. I. Распределение микротвердости по сечению зуба

Зуб биметаллической шестерни ломался при нагрузке 7,5–8 т, что соответствует напряжениям изгиба 140–150 кг/мм², предел усталости при изгибе соответствовал 70 кг/мм².

У ряда шестерен внутренняя поверхность отверстия должна обладать антифрикционными свойствами; с этой целью при существующем технологическом процессе во внутреннее отверстие шестерни запрес-

совываются из бронзы или другого материала подшипники скольжения. Описанный выше метод позволяет изготавливать шестерни с отверстием из пористого материала, который после пропитки маслом или другим материалом обеспечит требуемые антифрикционные свойства. Это также позволит снизить трудозатраты при изготовлении деталей и повысить экономическую эффективность предлагаемого способа изготовления биметаллических зубчатых колес.

УДК 621.762.4

П.И. Логинов

ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССА ИЗГОТОВЛЕНИЯ ДВУХСЛОЙНЫХ ДЕТАЛЕЙ

Работоспособность узлов трения различных механизмов и машин зависит в большей мере от свойств материала в сопрягаемых поверхностях деталей. Поэтому во многих случаях целесообразно изготавливать такие детали двухслойными, что, с одной стороны, приведет к снижению расхода материалов со специальными свойствами, а с другой — к повышению их эксплуатационных свойств.

В данной статье приводятся результаты исследований по нанесению слоев небольшой толщины на внутренние поверхности трубчатых деталей радиальным прессованием с помощью специальной прошивки.

Прессование производилось в простейшей пресс-форме (рис. I) следующим образом. Стальная втулка 2 с вложенной в нее высокопористой порошковой заготовкой 3, полученной, например, обычным осевым прессованием, помещается в матрицу 1, установленную на подставке 5. Сверху в отверстие пористой заготовки вводится прошивка 4. Центрирование прошивки производится сверху упорноцентрирующей втулкой 8, снизу — отверстием в подставке 5. Для создания замкнутого пространства перед прошиванием пресс-форма зажималась с помощью двух винтов между плитами 7 и 6.

Между матрицей и подставкой в конце процесса прошивания устанавливалось промежуточное кольцо с камерой для выхода рабочей части инструмента. После радиального уплотнения двухслойная втулка легко извлекалась из матрицы. Припуск на радиальное уплотнение составлял I и I,5 мм на сторону. Этим методом изготавливались

двухслойные втулки диаметром 40x28 и 33x19 мм с толщиной наносимого слоя 2 и 8 мм соответственно. Длина втулок изменялась от 20 до 100 мм.

Наружные оболочки втулок выполнялись из стали 45. В качестве исходных материалов для нанесения металлокерамического слоя были взяты смеси порошков:

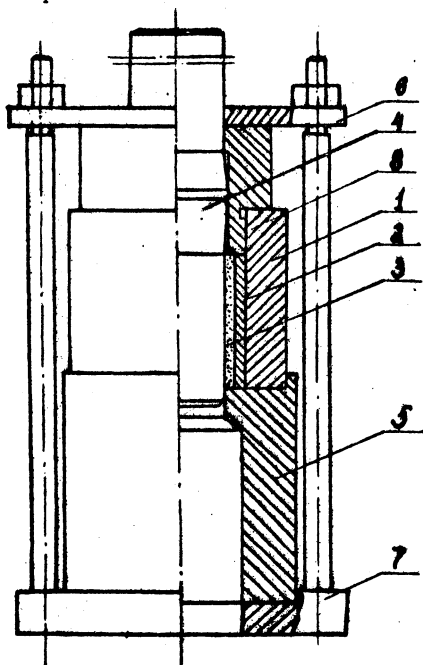


Рис. I. Схема лабораторной пресс-формы для нанесения порошкового слоя на внутреннюю поверхность трубчатой заготовки

1. На основе железа составы типа Ж Гр I,5 с содержанием меди 0,1; 2. и 3%.

2. Состав на основе меди типа Б, ДГр - 10-2

Эти составы хорошо известны своими антифрикционными свойствами.

Результаты исследований по нанесению металлокерамических слоев указанных составов сведены в табл. I.

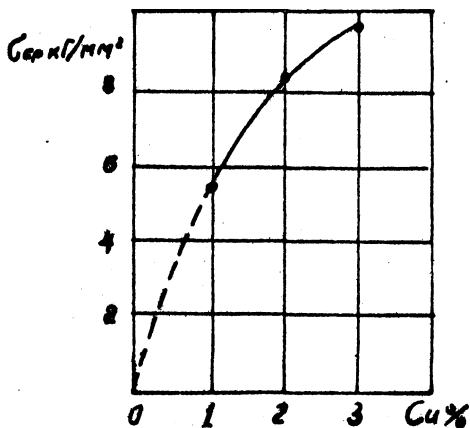


Рис.2. Зависимость сопротивления срезу припеченного слоя на основе ЖГр 1,5 от содержания в нем меди

Т а б л и ц а I

Состав наносимых материалов	Относительная плотность заготовок	Относительная плотность после прошивания	Режим совместного спекания	Сопротивление срезу после спекания, кг/мм ²
ЖГр 1,5с 3% Cu	0,6I	0,85	Температура 1150°	9,8
ЖГр 1,5с	0,6I	0,85	Время - 2 часа	8,7
ЖГр 1,5с 1% Cu	0,6I	0,85	Среда - диссоциированный аммиак для всех составов	5,7
ЖГр 1,5с 0,5% Cu	0,6I	0,85		0
Бр 0Гр-10-2	0,6I	0,85	Температура - 800°	0,78 - контакт со ст.45
			Время - 2 часа	2,1 - контакт с Ni
			Среда - диссоциированный аммиак	3,1 - контакт с Ni + Cu

Для определения степени припекания металлокерамического слоя к поверхности стальной втулки производились испытания на срез. На рис.2 показана зависимость сопротивления срезу металлокерамического слоя на основе железа от содержания в нем меди. С повышением содержания меди в составе порошка сцепление слоя со стальной оболочкой возрастало. При отсутствии меди в порошке сцепление было нестабильным, отсутствовало или было очень небольшим.

Припекание состава на основе меди непосредственно к стальной поверхности втулки характеризовалось значением $\sigma_{ср} = 0,75 \text{ кг/мм}^2$

Предварительное гальваническое покрытие внутренней поверхности стальной втулки слоем Ni и $Ni+Cu$ толщиной в 10 мк повышало сопротивление срезу после спекания до 2,1 и 3,1 кг/мм² соответственно.

Эксперименты показали, что для припекания слоев друг к другу необходимо, чтобы коэффициент теплового расширения металлокерамического слоя был равен или больше коэффициента теплового расширения внешней стальной оболочки. Кроме того, требуется присутствие жидкой фазы в припекаемом слое хотя в начальный период спекания.

Простейшие расчеты показывают, что степень припекания наносимых слоев из всех исследованных нами составов, кроме состава ЖР 4.5 без меди, была вполне достаточной для надежной эксплуатации указанных втулок в качестве подшипников окольжения.

В процессе спекания исследованных составов происходила усадка по внутреннему диаметру до 1%. Последующая пропитка пористого слоя маслом, затем калибровка и незначительная правка торцов придавали двухслойной втулке окончательную точность и чистоту поверхности.

Двухслойные подшипники, изготовленные данным методом, более экономичны, повышается точность их посадки и надежность в работе. Эти преимущества должны особенно выявиться при изготовлении подшипников и вкладышей больших размеров.

УДК 621.762:669.018.24

А.В.Вахаров, В.В.Кубилас,
В.Н.Бетхер, Л.А.Рапопорт, Л.М.Шмагин

ПРИМЕНЕНИЕ СПЕЧЕННЫХ ЛЕГИРОВАННЫХ АНТИФРИКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ В АКСИАЛЬНО-ПОРШНЕВЫХ ГИДРОМОТОРАХ

В НИИ порошковой металлургии Белорусского политехнического института разработан новый спеченный антифрикционный материал на

основе легированного железа марки ХХЭДЗМс4. В качестве объекта применения этого материала был выбран аксиально-поршневой гидромотор типа ГИ5-2, широко используемый в качестве привода различных механизмов. Конструкция такого гидромотора показана на рис. I.

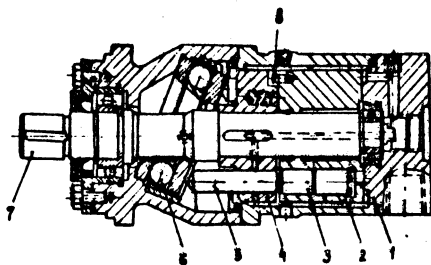


Рис. I. Конструкция аксиально-поршневого гидромотора: 1—опорный диск; 2—ротор; 3—пistonь; 4—барaban; 5—толкатель; 6—шарикоподшипник; 7—вал

Одним из недостатков гидромоторов этого типа является высокая чувствительность материалов пар трения к механическим примесям рабочей жидкости. В связи с этим абразивное изнашивание является основным видом изнашивания деталей, определяющим объемные характеристики гидромоторов. Мероприятия, направленные на повышение чистоты рабочей жидкости, не всегда являются эффективными. В результате интенсивного изнашивания ротора и опорного диска, составляющих пару трения, снижается к.п.д. и производительность гидромотора. Необходимость получения высокой стойкости деталей гидромотора к изнашиванию обусловило замену традиционного материала ротора (бронзу ОФ10-1), работающего в паре с термообработанной сталью 20Х, на спеченный материал ХХЭДЗМс4.

С целью выявления эксплуатационных характеристик спеченного материала ХХЭДЗМс4 были проведены натурные испытания. Испытания проводились на двухместном стенде с применением методов математического планирования экспериментов. В каждом цикле испытаний на стенд устанавливались два гидромотора: один со спеченным ротором, второй — с бронзовым.

В табл. I приведены уровни и интервалы изменения исследуемых факторов.

Т а б л и ц а I

Факторы	Уровни факторов			Интервал изменения
	-I	0	+I	
Давление в системе, кгс/см ²	20	40	60	20
Температура рабочей жидкости, °С	30	45	60	15
Материал ротора	Бронза ОФ10-1	-	Спеченный материал ЖХЗД3Мс4	-
Число оборотов ротора, об/мин	1000	1250	1500	250
Усилие прижима ротора, %	8	9	15	6

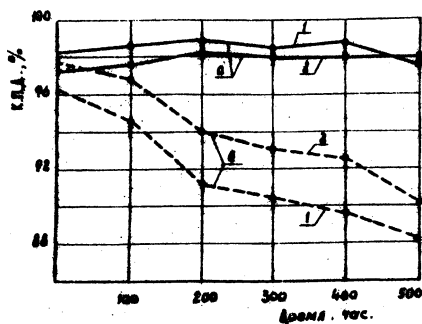


Рис.2. Изменение объемного к.п.д. аксиально-поршневого гидромотора:

- а - ротор, изготовленный из спеченного материала ЖХЗД3Мс4; б - ротор, изготовленный из бронзы ОФ10-1;
 1 - 1500 об/мин; 2 - 1000 об/мин

На рис.2 представлен график изменения объемного к.п.д. гидромотора со спеченным ротором (а) и ротором, изготовленным из бронзы (б). Полученные результаты свидетельствуют о более высоких

эксплуатационных характеристиках спеченного материала. Высокая износостойкость пары трения спеченный ротор- опорный диск обеспечивает стабильность работы гидромотора с одновременным повышением его рабочих параметров.

Результаты натурных испытаний позволили рекомендовать проведение эксплуатационных испытаний, которые в настоящее время проходят гидромоторы с роторами, изготовленными из спеченного материала ЖХЗДЗМс4. Предварительные результаты позволяют сделать вывод о достаточно высокой работоспособности гидромоторов. Предполагаемый годовой экономический эффект от внедрения спеченного материала ЖХЗДЗМс4 составит более 100 тыс. рублей.

УДК 621.762.001

Е.А.Дорошкевич, Л.А.Желтонога,
А.В.Кузьмин

УСТАЛОСТНАЯ ПРОЧНОСТЬ ЗУБЬЕВ ШЕСТЕРЕН, ШТАМПОВАННЫХ ИЗ СПЕЧЕННЫХ ЗАГОТОВОК

Новый прогрессивный технологический процесс - горячая объемная штамповка спеченных заготовок - с наибольшей эффективностью может быть использован при изготовлении зубчатых колес. Однако отсутствие данных об усталостной прочности и других характеристиках работоспособности зубчатых колес тормозит промышленное освоение этого прогрессивного метода.

В настоящей статье приведены результаты исследования усталостной прочности зубьев цилиндрической шестерни стартера автомобильного двигателя ($m=3$; $Z=11$), изготовленной путем горячей штамповки спеченных заготовок из сталей 55п и 55Хп (порошковые). После термообработки поверхностная твердость зубьев соответствовала HRC 55-60.

Для сравнения испытывались шестерни, изготовленные из компактной стали 15ХР, после цементации, закалки и отпуска (с твердостью 59-61 HRC).

Исследование усталостной прочности осуществлялось на универсально-испытательной машине ГРМ-1 с частотой нагружения 600 циклов в минуту. Нагрузка на зуб передавалась по асимметричному знакопостоянному циклу с коэффициентом асимметрии 0,2. Испытания проводили на 6-7 уровнях. На каждом уровне испытывали 4-6 зубь-

ев. Результаты экспериментов были обработаны с помощью ЭВМ "Минск-22". По полученным данным построены кривые усталости.

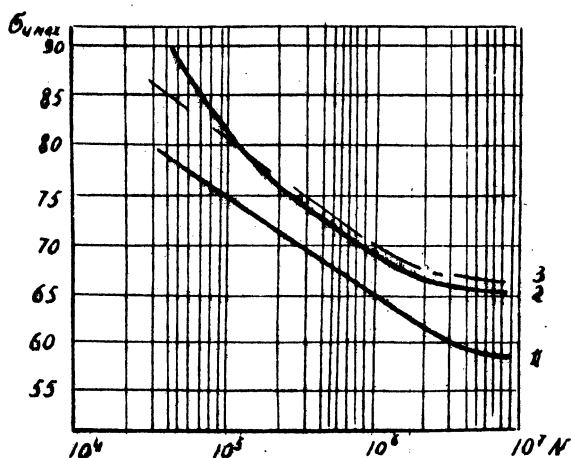


Рис. I. Кривые усталости

1. Штампованные шестерни из стали 55п (порошковая)
2. Шестерни, изготовленные из компактной стали 15ХР (цементация, закалка, отпуск).
3. Штампованные шестерни из стали 55Хп (порошковая)

Как показали результаты исследований (рис. I), усталостная прочность зубьев штампованных шестерен из спеченных заготовок стали 55п незначительно уступает усталостной прочности зубьев шестерен, изготовленных из компактной стали 15ХР, а у штампованных из стали 55Хп, даже несколько превосходит ее.

Сравнительно высокие значения усталостной прочности можно объяснить действием эффекта термомеханического упрочнения. Легирование хромом усиливает этот эффект, тем самым повышая усталостную прочность зуба. Следует также отметить волокнистую структуру материала зуба штампованной шестерни из стали 55Хп. Не полностью растворившиеся при спекании частицы X_3O , вводимые в порошковую смесь для легирования, вытягиваются в направлении течения материала при формообразовании зубьев, образуя волокна. Образование высокопрочных хромистых волокон в железо-углеродистой матрице задерживает развитие усталостной трещины, повышая тем самым усталост-

ную прочность материала зуба.

УДК.621.762:669.496.

П.А.Витязь, О.В.Роман, В.К.Шелег

ИССЛЕДОВАНИЕ ГИДРАВЛИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ПОРИСТОЙ БРОНЗЫ

Пористые спеченные материалы могут успешно использоваться в конструкциях различного рода теплообменных аппаратов /1/.

Основными характеристиками, которые определяют возможность применения этих материалов в испарительных камерах являются пористость, проницаемость, размер пор. Указанные характеристики необходимы для проведения тепловых расчетов и при разработке конструкций пористых испарителей /1/.

Материалом в исследованиях служили бронзовые сферические порошки марки БрФ10-1, полученные распылением сплава струей воздуха в воду, с содержанием олова 9,9% и фосфора 0,87%. Порошки в состоянии поставки подвергались рассеву на механическом сите типа "Ротап" с набором сит от 0,05 до 2,5 мм. Были выделены следующие фракции: -100+63, -160+100, -200+160, -315+200; -400+315, -680+400мкм. Исследования гидравлических характеристик проводились на образцах типа диска диаметров 80 мм и толщиной 8 мм, изготовленных методом спекания свободнасыпанного порошка в стальную форму. Спекание осуществлялось в проходной электрической печи в атмосфере диоксида азота с точкой росы не выше -25°C . Расход газа 2 л/мин. Спекание велось при температурах 700, 750, 800 и 850°C . Выдержка при спекании во всех случаях составляла 1 час/2/. Пористость образцов определялась методом гидростатического взвешивания. Коэффициент воздухопроницаемости подсчитывался на основе экспериментов по определению расхода при продувке образцов сжатым воздухом. Размер пор определяли методом максимального давления газовых пузырьков, основанном на измерении давления, которое необходимо для прохождения пузырьков воздуха через пористое тело, пропитанное жидкостью с известным поверхностным натяжением /3,4/.

На рис.1 представлена зависимость пористости спеченных образцов от температуры спекания. Из графике видно, что с увеличением температуры спекания для частиц одной фракции пористость уменьшается и тем резче, чем меньше размер частиц порошка. При одной температуре спекания с ростом размера сферических частиц порошка по-

ристость увеличивается. Такой характер изменения пористости объясняется тем, что с увеличением размера частиц уменьшается удельная поверхность порошка, а, следовательно, снижается и запас его поверхностной энергии, в результате чего усадка в процессе выдержки при спекании уменьшается, а пористость возрастает.

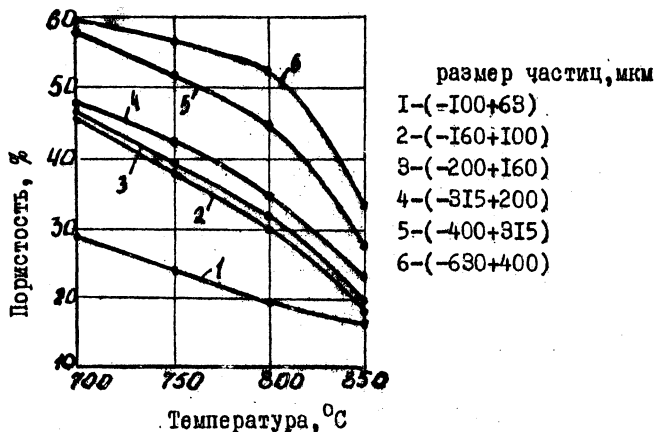


Рис.1. Влияние температуры спекания на пористость

На рис.2 представлена зависимость коэффициента воздухопроницаемости от температуры спекания (а) и размера сферических частиц порошка (б). Как видно из графика (рис.2, а), с увеличением температуры спекания коэффициент воздухопроницаемости понижается и тем резче, чем меньше размер частиц порошка. Размер частиц порошка оказывает существенное влияние на коэффициент воздухопроницаемости (рис.2, б). При одной температуре спекания с увеличением размера частиц коэффициент воздухопроницаемости возрастает, при этом увеличение частиц с $-100+63$ до $-630+400$ мкм приводит к увеличению проницаемости в 8-20 раз. Увеличению проницаемости способствует тот факт, что с ростом размера частиц порошка возрастает пористость, а, следовательно, и проницаемое сечение, в результате чего снижается степень перекрытия и извилистости пор.

Зависимость среднего размера пор от размера частиц порошка представлена на рис.3. При одной температуре спекания с ростом размера частиц порошка размер пор увеличивается. Следует отметить, что образцы из порошка фракций $-315+200$ мкм и более, спеченные при тем-

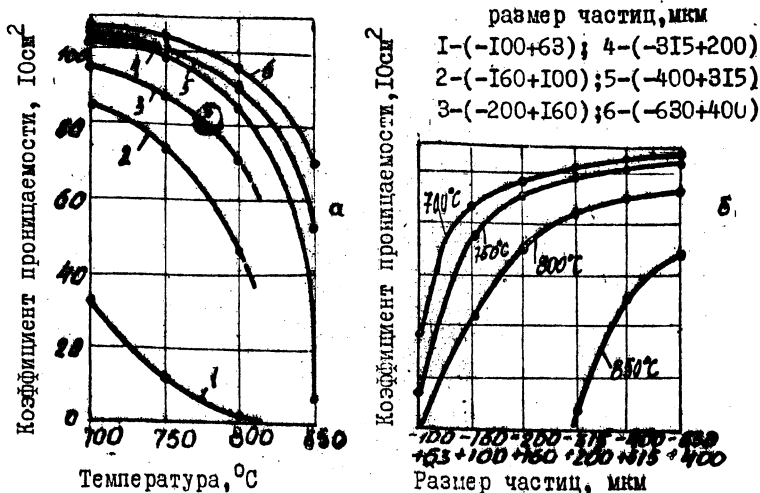


Рис.2. Влияние температуры спекания (а) и размера частиц (б) на коэффициент воздухопроницаемости

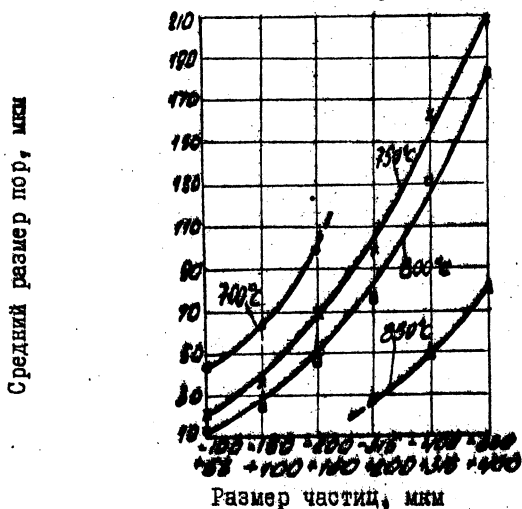


Рис.3. Влияние размера частиц на средний размер пор

пературе 700°C, оказались механически непрочными и во время эксперимента разрушились. Образцы же из фракций порошка -200+160 мкм

и менее при температуре 850°C стали непроницаемыми. Таким образом, выбор оптимальной температуры спекания зависит от размера частиц порошка и с увеличением размера последних температура спекания должна повышаться.

В результате выполненной работы установлена графическая зависимость пористости, коэффициента воздухопроницаемости и размера пор от температуры спекания и размера частиц исходного порошка марки БрОФГО-1.

Л и т е р а т у р а

1. В а с и л ь е в Л.Л. Перспективы использования тепловых труб и пористых теплообменников в новой технике, Сб. "Тепло-и массообмен криогенных жидкостей в пористых теплообменниках", "Наука и техника", Минск, 1974 г.
2. Г о л у б к о в Л. и др. "Порошковая металлургия", 1, 1973.
3. Б а к у н о в В. и др. Практикум по технологии керамики и огнеупоров. Изд. литературы по строительству, М., 1972.
4. ГОСТ 16079-68. Керамика фильтрующая, методы испытаний.

УДК 621.762.001

Л.А.Рапопорт, М.Е.Рутман

КОРРОЗИЯ СПЕЧЕННЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ ЖЕЛЕЗА В ЕДКОМ НАТРЕ

Коррозия железа в NaOH обусловлена следующими основными причинами:

1. Адсорбцией на поверхности металла молекул воды, растворенного кислорода и особенно ионов OH^- , что приводит к образованию хемисорбированного кислорода.

2. Образованием микрогальванических элементов на поверхности металла (а в случае коррозии пористых спеченных изделий и внутри их), что обусловлено его шероховатостью и гетерогенностью.

3. Изменением активности ионов OH^- и H^+ в зависимости от концентрации щелочного раствора.

Исходя из того, какая из этих причин является контролирующим фактором, можно судить об интенсивности коррозионного процесса.

При коррозии компактного железа в щелочах образуются слабо-растворимые продукты—гидраты окиси и закиси железа, которые резко снижают скорость коррозии /1/, а роль микрогальванических элементов незначительна, т.е. железо в щелочах не корродирует. Поэтому в данном случае контролирующим фактором являются химические процессы взаимодействия железа с кислородом, водой и ионами OH^- .

В спеченных материалах роль микрогальванических элементов в общем коррозионном процессе значительно возрастает и контролирующим фактором может стать электрохимический процесс типа $\text{Me} \rightarrow \text{Me}^+ + e$, причем скорость коррозии возрастает.

Нами было проведено исследование коррозионного поведения спеченных материалов на железной основе (Ж-100, ЖГ-1, ЖГ-2, ЖГ-3, ЖГМ-1-3) в растворах NaOH различных концентраций. Скорость коррозии определялась методом замера электросопротивления и расче - том величины относительного межчастичного контакта /2/.

Исследуемые образцы выдерживались в течение 48 час в растворе NaOH различных концентраций. На рис. I представлены кривые изменения показателя коррозии в зависимости от концентрации NaOH . Характер кривых для всех исследуемых материалов одинаков. Различие по величине показателя коррозии обусловлено изменением химического состава, влияющего на гетерогенность структуры исследуемых материалов.

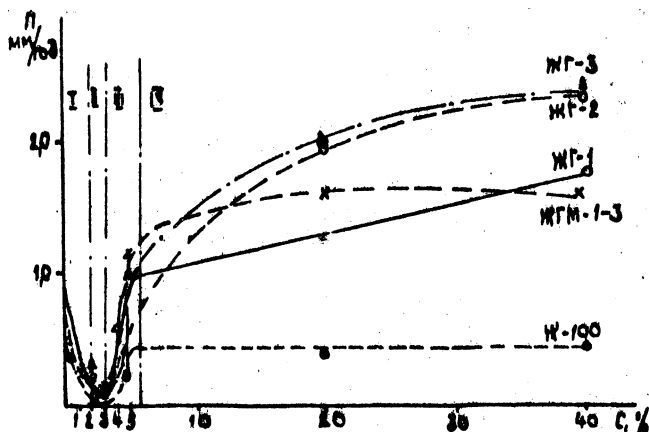


Рис. I. Зависимость показателя коррозии спеченных материалов на железной основе от концентрации NaOH

Для объяснения механизма коррозионных процессов, связанного с изменением концентрации NaOH , мы условно разделим график на четыре зоны:

- 1) концентрации 0-2% - зона интенсивного уменьшения скорости коррозии;
- 2) концентрации 2-4% - зона минимальной скорости коррозии;
- 3) концентрации 4-6% - зона интенсивного роста скорости коррозии;
- 4) концентрации выше 6% - зона установления стационарного режима коррозии.

Основные причины, вызывающие коррозию в зоне I - адсорбция на поверхности металла растворенного кислорода, молекул воды и работа микрогальванических элементов. Роль ионов H^+ и OH^- в процессе незначительна. При малых концентрациях NaOH кислорода недостаточно для образования пассивной пленки окислов по всей поверхности пористого образца, что обуславливает значительную коррозию. С увеличением концентрации раствора роль пассивной окислительной пленки возрастает, вследствие чего имеет место замедление коррозии.

В зоне II образец запаассивирован полностью. Небольшая коррозия объясняется работой микрогальванических элементов в порах.

Область III характеризуется усилением роли ионов OH^- . Образующиеся гидраты окиси и закиси железа труднорастворимы, но из-за пористости они слабо связаны с основным металлом и выпадают в осадок, что приводит к увеличению скорости коррозии.

При дальнейшем повышении концентрации NaOH (зона IV) процесс образования $\text{Fe}(\text{OH})_2$ и $\text{Fe}(\text{OH})_3$ уравнивается скоростью выпадения их в осадок и работой микрогальванических элементов. Устанавливается стационарный коррозионный процесс.

В ы в о д ы

1. Определена коррозионная стойкость спеченных материалов на основе железа в NaOH различных концентраций и показано, что при всех концентрациях (за исключением 2-3%) исследуемые материалы малостойки (5-8 балл).
2. Установлено, что при концентрациях NaOH 2-3% материалы имеют показатель коррозии 0,004-0,1 мм/год и являются стойкими (1-4 балл).

Л и т е р а т у р а

1. В е д е н к и н С.Г. Коррозионные свойства металлов и сплавов, М., Металлургиздат, 1952.
2. С к о р о х о д В.В., Ф е д о р ч е н к о И.М. ДАН СССР, № 10, 1960.

СБОРНИК "МЕТАЛЛУРГИЯ" ВЫП.7.ЛИТЕЙНОЕ ПРОИЗВОДСТВО И
Порошковая металлургия

РЕФЕРАТЫ

УДК 621.742.08

Дмитрович А.М., Ледян Ю.П., Кукуй Д.М., Гапоненко А.Н.
АКТИВАЦИЯ СВЯЗУЮЩИХ ВЕЩЕСТВ ЭЛЕКТРИЧЕСКИМИ ПОЛЯМИ.РЕСПУБЛИКАНСКИЙ МЕЖВЕДОМСТВЕННЫЙ СБОРНИК "МЕТАЛЛУРГИЯ", ВЫП.7 "ЛИТЕЙНОЕ ПРОИЗВОДСТВО И ПОРОШКОВАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ", МИНСК, 1975.

Показано, что обработка связующих материалов электрическими полями приводит к значительному изменению как электрофизических, так и технологических свойств связующих, в результате чего повышаются физико-механические свойства стержневых смесей.

Табл.2.

УДК 669.054

Милов А.М., Гришанович А.М., Ковалев П.П., Нечаев А.В.
ПРЕДОТВРАЩЕНИЕ ПРИГАРА "ПРОСЕЧКА" В ОТЛИВКАХ ИЗ СЕРОГО ЧУГУНА. РЕСПУБЛИКАНСКИЙ МЕЖВЕДОМСТВЕННЫЙ СБОРНИК "МЕТАЛЛУРГИЯ", ВЫП.7, "ЛИТЕЙНОЕ ПРОИЗВОДСТВО И ПОРОШКОВАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ", МИНСК, 1975.

Исследован механизм образования пригара "просечка" на внутренней поверхности в толстостенных отливках из серого чугуна и приведены рекомендации по его эффективному предотвращению.

Ил.1.

УДК 621.742.5.

Чернявская М.Г., Эктова В.Н., Булгакова А.И. ВЛИЯНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СМЕСЕЙ НА ОБРАЗОВАНИЕ ГОРЯЧИХ ТРЕЩИН В СТАЛЬНЫХ ОТЛИВКАХ. РЕСПУБЛИКАНСКИЙ МЕЖВЕДОМСТВЕННЫЙ СБОРНИК "МЕТАЛЛУРГИЯ", ВЫП.7 "ЛИТЕЙНОЕ ПРОИЗВОДСТВО И ПОРОШКОВАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ", МИНСК, 1975.

Исследован механизм образования горячих трещин в стальных отливках и определены условия их возникновения. Показано, что при выборе исходных песков следует стремиться к получению минималь-

ных значений модуля жесткости с учетом необходимых прочностных свойств.

Табл.1.

УДК 621.742.08

Ледян Ю.П., Дмитриевич А.М., Кукуй Д.М., Мурашкевич Т.В., Кавнадей С.П. ВЛИЯНИЕ ЭЛЕКТРИЧЕСКИХ ПОЛЕЙ НА ИЗМЕНЕНИЕ ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА СУЛЬФИТНО-СПИРТОВОЙ БАРДЫ. РЕСПУБЛИКАНСКИЙ МЕЖВЕДОМСТВЕННЫЙ СБОРНИК "МЕТАЛЛУРГИЯ", ВЫП.7 "ЛИТЕЙНОЕ ПРОИЗВОДСТВО И ПОРОШКОВАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ", МИНСК, 1975.

Установлено, что обработка сульфитно-спиртовой барды (ССБ) электрическими полями приводит к значительному изменению химического состава ССБ - увеличению в растворе количества гидроксильных и карбоксильных функциональных групп, повышающих реакционную способность связующего.

Табл.2.

УДК 621.74.048:669.715

Худокормов Д.Н., Галушко А.М., Болотский В.Д., Леках С.Н., Симаковский С.Б., ПОВЫШЕНИЕ СТОЙКОСТИ АЛЮМИНИЕВЫХ АНОДИРОВАННЫХ КОКИЛЕЙ. РЕСПУБЛИКАНСКИЙ МЕЖВЕДОМСТВЕННЫЙ СБОРНИК "МЕТАЛЛУРГИЯ", ВЫП.7 "ЛИТЕЙНОЕ ПРОИЗВОДСТВО И ПОРОШКОВАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ", МИНСК, 1975.

Исследовано изменение структуры и свойств алюминиевого сплава ДЛ9 в процессе эксплуатации анодированных кокилей. Разработан состав термостойкого сплава для кокилей и режим его термической обработки.

Ил.1.Табл.1.

УДК 621.74.048.1

Балынин Г.А., Краев Б.А. ОПЫТ ПРОИЗВОДСТВЕННОЙ ЭКСПЛУАТАЦИИ АЛЮМИНИЕВЫХ ВОДООХЛАЖДАЕМЫХ КОКИЛЕЙ. РЕСПУБЛИКАНСКИЙ МЕЖВЕДОМСТВЕННЫЙ СБОРНИК "МЕТАЛЛУРГИЯ", ВЫП.7 "ЛИТЕЙНОЕ ПРОИЗВОДСТВО И ПОРОШКОВАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ", МИНСК, 1975.

Проверено влияние толщины анодного покрытия на заполняемость формы, выявлена оптимальная толщина покрытия. Показано увеличение стойкости кокилей с анодным покрытием по сравнению с кокилем

без покрытия.

Табл. I.

УДК 621.746.6

Калиниченко А.С., Никитин А.В. К ВОПРОСУ ПОЛУЧЕНИЯ МЕДНОЙ ПЛОСКОЙ ЗАГОТОВКИ МЕТОДОМ НАМОРАЖИВАНИЯ НА ВРАЩАЮЩИЙСЯ КРИСТАЛЛИЗАТОР. РЕСПУБЛИКАНСКИЙ МЕЖВЕДОМСТВЕННЫЙ СБОРНИК "МЕТАЛЛУРГИЯ", ВЫП. 7 "ЛИТЕЙНОЕ ПРОИЗВОДСТВО И ПОРОШКОВАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ", МИНСК, 1975.

Сообщается о получении плоской медной заготовки методом литья намораживанием на вращающийся кристаллизатор, который ранее был успешно применен для литья алюминиевой заготовки.

Ил. 2.

УДК 621.746.6.

Самуйлов М.И. ТЕМПЕРАТУРНОЕ ПОЛЕ ВАННЫ ЖИДКОГО МЕТАЛЛА ПРИ НЕПРЕРЫВНОМ НАМОРАЖИВАНИИ ЛЕНТЫ НА ВАЛКЕ-КРИСТАЛЛИЗАТОРЕ. РЕСПУБЛИКАНСКИЙ МЕЖВЕДОМСТВЕННЫЙ СБОРНИК "МЕТАЛЛУРГИЯ", ВЫП. 7 "ЛИТЕЙНОЕ ПРОИЗВОДСТВО И ПОРОШКОВАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ", МИНСК, 1975.

В работе приведен приближенный расчет температурного поля ванны перегретого металла при непрерывном намораживании на валковом кристаллизаторе.

Ил. I. Библ. I.

УДК 621.746.6

Тутов В.И., Анисович Г.А., Гринберг В.А., Скотаренко В.С. К РАСЧЕТУ ЗАТВЕРДЕВАНИЯ ОТЛИВКИ ПРИ ГОРИЗОНТАЛЬНОМ НЕПРЕРЫВНОМ ЛИТЬЕ. РЕСПУБЛИКАНСКИЙ МЕЖВЕДОМСТВЕННЫЙ СБОРНИК "МЕТАЛЛУРГИЯ", ВЫП. 7 "ЛИТЕЙНОЕ ПРОИЗВОДСТВО И ПОРОШКОВАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ", МИНСК, 1975

Приведена методика поэтапного расчета затвердевания отливки при горизонтальном непрерывном литье внутри кристаллизатора и за его пределами.

Ил. 2. Библ. 2.

УДК 620.165

Павлюк С.К., Кислов А.Ф., Кузменко И.М. УСТАНОВКА ДЛЯ ИССЛЕДОВАНИЯ ФОРМОИЗМЕНЕНИЯ И ТЕРМИЧЕСКОЙ УСТАЛОСТИ РАБОЧИХ ВТУЛОК

КРИСТАЛЛИЗАТОРОВ ПРИ ПОЛУНЕПРЕРЫВНОЙ ОТЛИВКЕ ЧУГУННЫХ ТРУБ. РЕСПУБЛИКАНСКИЙ МЕЖВЕДОМСТВЕННЫЙ СБОРНИК "МЕТАЛЛУРГИЯ", ВЫП.7 "ЛИТЕЙНОЕ ПРОИЗВОДСТВО И ПОРОШКОВАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ", МИНСК, 1975.

Описана автоматическая установка для исследования рабочих втулок кристаллизаторов установок для полунепрерывной отливки.
Библ.1.

УДК 621.746.6

Анисович Г.А., Тутов В.И., Малюквичус А.А., Сенькин Н.А., Крутилин А.Н. ПРИБЛИЖЕННЫЙ РАСЧЕТ ЗАТВЕРДЕВАНИЯ ПОЛОЙ ЦИЛИНДРИЧЕСКОЙ НЕПРЕРЫВНОЙ ОТЛИВКИ СО СТОРОНЫ ПЕСЧАНОГО СТЕРЖНЯ. РЕСПУБЛИКАНСКИЙ МЕЖВЕДОМСТВЕННЫЙ СБОРНИК "МЕТАЛЛУРГИЯ", ВЫП.7 "ЛИТЕЙНОЕ ПРОИЗВОДСТВО И ПОРОШКОВАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ", МИНСК, 1975.

Описана методика приближенного расчета затвердевания полой цилиндрической отливки со стороны песчаного стержня. Приведена экспериментальная проверка расчета.

Ил.1. Библ.2.

УДК 621.002.8

Северденко В.П., Матусевич А.С., Прокопов И.П., Гончаров А.Ф., Бакаев А.Г. ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕПЛООВОГО РЕЖИМА КРИСТАЛЛИЗАТОРА ПРИ НЕПРЕРЫВНОМ ЛИТЬЕ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ. РЕСПУБЛИКАНСКИЙ МЕЖВЕДОМСТВЕННЫЙ СБОРНИК "МЕТАЛЛУРГИЯ", ВЫП.7 "ЛИТЕЙНОЕ ПРОИЗВОДСТВО И ПОРОШКОВАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ", МИНСК, 1975.

Приводятся результаты экспериментального исследования теплового режима цилиндрического водоохлаждаемого графитового кристаллизатора при различных скоростях вытяжки и диаметре отливки, относительном объемном содержании армирующих волокон в композиционном материале и расходе охлаждающей кристаллизатор воды.

Ил.2. Библ.2.

УДК 621.746.6

Гринберг В.А., Соболев В.А., Черевань В.В., Сенькин Н.А., Столярова Г.И., Вашкевич А.В., Кухарчук П.В. УЛУЧШЕНИЕ СВОЙСТВ ЧУГУННОЙ ОТЛИВКИ ПРИ НЕПРЕРЫВНОМ ЛИТЬЕ. РЕСПУБЛИКАНСКИЙ МЕЖВЕДОМСТВЕННЫЙ СБОРНИК "МЕТАЛЛУРГИЯ", ВЫП.7 "ЛИТЕЙНОЕ ПРОИЗВОДСТВО

И ПОРОШКОВАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ", МИНСК, 1975.

Рассмотрен метод предотвращения поверхностного отбела чугуных заготовок, полученных непрерывным методом. Приведены составы модифицирующих добавок, устраняющих анизотропию структуры и свойств по сечению непрерывной отливки.

Ил.2. Библ.1.

УДК 620.169.1:621.791.92

Павлюк С.К., Кузменко И.М., Кислов А.Ф. К ВОПРОСУ О ПОВЫШЕНИИ РАЗГАРОСТОЙКОСТИ ПОВЕРХНОСТЕЙ, СОПРИКАСАЮЩИХСЯ С ЖИДКИМ ЧУГУНОМ. РЕСПУБЛИКАНСКИЙ МЕЖВЕДОМСТВЕННЫЙ СБОРНИК "МЕТАЛЛУРГИЯ", ВЫП. 7 "ЛИТЕЙНОЕ ПРОИЗВОДСТВО И ПОРОШКОВАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ", МИНСК, 1975.

Приводятся результаты исследований разгаростойкости аустенитных наплавов в условиях контакта с жидким чугуном.

Библ.1.

УДК 621.746.77

Вайтман Б.Г., Вейник А.И., Жмакин Н.П. ВЛИЯНИЕ ИНТЕНСИВНОСТИ ТЕПЛООБМЕНА НА ВЕЛИЧИНУ ОСТАТОЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ В ЧУГУННЫХ ОТЛИВКАХ. РЕСПУБЛИКАНСКИЙ МЕЖВЕДОМСТВЕННЫЙ СБОРНИК "МЕТАЛЛУРГИЯ", ВЫП. 7 "ЛИТЕЙНОЕ ПРОИЗВОДСТВО И ПОРОШКОВАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ", МИНСК, 1975.

Приведены результаты исследований влияния интенсивности теплообмена между чугуновой отливкой и футерованным кокилем на величину остаточных напряжений. Установлено, что для выравнивания скоростей охлаждения тонких и массивных частей отливки целесообразно применять футерованные кокили.

Ил.1. Табл.2.

УДК 621.798

Кучерявый А.Г. О ВОЗМОЖНОСТИ ПОЛУЧЕНИЯ ЧУГУННЫХ ОТЛИВОК БЕЗ ОТВЕЛА. РЕСПУБЛИКАНСКИЙ МЕЖВЕДОМСТВЕННЫЙ СБОРНИК "МЕТАЛЛУРГИЯ", ВЫП.7 "ЛИТЕЙНОЕ ПРОИЗВОДСТВО И ПОРОШКОВАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ", МИНСК, 1975.

Показана возможность управления твердостью чугунового литья, получаемого в кокиле со стержнем, путем изменения коэффициента аккумуляции и в зависимости от интенсивности теплоотвода.

И. 1.

УДК 621.74.043.1

Балынин Г.А., Блехман Г.Х., Краев Б.А. ОСОБЕННОСТИ ТЕПЛООВОГО РЕЖИМА ОТЛИВОК И ФОРМЫ ПРИ ПОЛУЧЕНИИ КРУПНОГАБАРИТНЫХ ОЛОЖИИ ДИТАЛЕЙ В КОКИЛЕ. РЕСПУБЛИКАНСКИЙ МЕЖВЕДОМСТВЕННЫЙ СБОРНИК "МЕТАЛЛУРГИЯ", ВЬП.7 "ЛИТЕЙНОЕ ПРОИЗВОДСТВО И ПОРОШКОВАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ", МИНСК, 1975.

Разработан единый технологический процесс литья головок блока на карусельно-кокильных машинах, при котором существенно снижается вес отливки, прибыли и литников, сокращается вес стержней, повышается качество и товарный вид литья.

УДК 621.746.6

Гурвич Э.А., Драченое В.Ф., Есьман Р.И., Жмакин Н.И., Костякович Э.Л. РАЗРАБОТКА И РАСЧЕТ КОНСТРУКЦИИ КОКИЛЯ С ИСКУССТВЕННЫМ ОХЛАЖДЕНИЕМ. РЕСПУБЛИКАНСКИЙ МЕЖВЕДОМСТВЕННЫЙ СБОРНИК "МЕТАЛЛУРГИЯ", ВЬП.7 "ЛИТЕЙНОЕ ПРОИЗВОДСТВО И ПОРОШКОВАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ", МИНСК, 1975.

Получены аналитические зависимости, определяющие температурное поле кокиля в нестационарном режиме и условия теплообмена на охлаждаемой поверхности при искусственном охлаждении.

Ил.3.Библ.1.

УДК 621.74.045.

Лазаренков А.М., Кирьянов А.С. ТЕПЛОВОЙ РЕЖИМ ЛИТЕЙНОЙ ФОРМЫ С ГАЗИФИЦИРУЕМЫМИ МОДЕЛЯМИ. РЕСПУБЛИКАНСКИЙ МЕЖВЕДОМСТВЕННЫЙ СБОРНИК "МЕТАЛЛУРГИЯ", ВЬП.7 "ЛИТЕЙНОЕ ПРОИЗВОДСТВО И ПОРОШКОВАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ", МИНСК, 1975.

Описаны результаты исследований по определению эффективных теплофизических коэффициентов форм из жидкой самотвердеющей смеси, изготовленных по пенополистироловым и извлекаемым моделям при заливке чугуном и сталью.

Ил.2.Табл.1.Библ.4.

УДК 621.793.

Кучерявий А.Г. ВЛИЯНИЕ ПАРАМЕТРОВ ЛИТЕЙНОЙ ФОРМЫ НА ТВЕРДОСТЬ ОТЛИВКИ. РЕСПУБЛИКАНСКИЙ МЕЖВЕДОМСТВЕННЫЙ СБОРНИК "МЕТАЛЛУРГИЯ", ВЬП.7 "ЛИТЕЙНОЕ ПРОИЗВОДСТВО И ПОРОШКОВАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ",

МИНСК, 1975.

Рассмотрена зависимость твердости от толщины отливки и начальной температуры подогрева кокиля. Предложены методы уменьшения твердости отливок, получаемых литьем в кокиль.

Ил. 1. Библ. 2.

УДК 621.746.6

Андрушевич А.А., Гурвич Э.А., Драченев В.Ф. ВЛИЯНИЕ ИСКУССТВЕННОГО ОХЛАЖДЕНИЯ НА ТЕРМОНАПРЯЖЕННОЕ СОСТОЯНИЕ ЧУГУННОГО КОКИЛЯ. РЕСПУБЛИКАНСКИЙ МЕЖВЕДОМСТВЕННЫЙ СБОРНИК "МЕТАЛЛУРГИЯ", ВЫП. 7 "ЛИТЕЙНОЕ ПРОИЗВОДСТВО И ПОРОШКОВАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ", МИНСК, 1975.

Приведены экспериментальные данные по термонапряженному состоянию плоского чугунного кокиля, заливаемого сплавом АЛ4, при искусственном охлаждении различными теплоносителями.

Ил. 1. Библ. 2.

УДК 621.746.6:589.4

Гурин С.С., Кугейко И.И., Волинец Б.Е. БИМЕТАЛЛИЧЕСКАЯ ПОСТОЯННАЯ ФОРМА. РЕСПУБЛИКАНСКИЙ МЕЖВЕДОМСТВЕННЫЙ СБОРНИК "МЕТАЛЛУРГИЯ", ВЫП. 7 "ЛИТЕЙНОЕ ПРОИЗВОДСТВО И ПОРОШКОВАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ", МИНСК, 1975.

Приведены результаты исследований термостойкости биметаллических постоянных форм; представлены графики зависимостей термостойкости от толщины стенки формы.

Ил. 8.

УДК 621.746.6:589.4

Дмитрович А.М., Гурин С.С., Кугейко И.И. ТЕРМИЧЕСКИЕ НАПРЯЖЕНИЯ В КОЛЬЦЕВЫХ БИМЕТАЛЛИЧЕСКИХ ОТЛИВКАХ С ЛЕГКОПЛАВКИМ ПРОМЕЖУТОЧНЫМ СЛОЕМ. РЕСПУБЛИКАНСКИЙ МЕЖВЕДОМСТВЕННЫЙ СБОРНИК "МЕТАЛЛУРГИЯ", ВЫП. 7 "ЛИТЕЙНОЕ ПРОИЗВОДСТВО И ПОРОШКОВАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ", МИНСК, 1975.

Изложены причины возникновения напряжений в биметаллических отливках, приведены расчетные формулы для определения временных и остаточных напряжений при их получении.

Ил. 8.

УДК 621.745.5:669.131.7

Винокуров В.К., Киселев С.В., Вербицкий С.А. МОДИФИЦИРОВАНИЕ ЧУГУНА В ОТКРЫТОМ КОВШЕ МЕТАЛЛИЧЕСКИМ МАГНИЕМ. РЕСПУБЛИКАНСКИЙ МЕЖВЕДОМСТВЕННЫЙ СБОРНИК "МЕТАЛЛУРГИЯ", ВЫП.7 "ЛИТЕЙНОЕ ПРОИЗВОДСТВО И ПОРОШКОВАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ", МИНСК, 1975.

Описан новый эффективный способ ввода металлического магния с защитной оболочкой в открытый ковш с жидким чугуном. Коэффициент усвоения магния чугуном достигает 47% при колебаниях остаточного магния $\pm 0,0046\%$.

Табл.3. Библ.3.

УДК 621.745.55:669.131.6

Бахмат В.А., Шитов Е.И., Слуцкий А.Г. ВЛИЯНИЕ СЕРЫ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ВЫСОКОУГЛЕРОДИСТЫХ СПЛАВОВ ЖЕЛЕЗА. РЕСПУБЛИКАНСКИЙ МЕЖВЕДОМСТВЕННЫЙ СБОРНИК "МЕТАЛЛУРГИЯ", ВЫП.7 "ЛИТЕЙНОЕ ПРОИЗВОДСТВО И ПОРОШКОВАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ", МИНСК, 1975.

Установлено, что малые добавки серы (до 0,1%) способствуют устранению междендритного графита, повышению твердости и износостойкости промышленных чугунов и чистых железуглеродистых сплавов.

УДК 621.74.041

Чурик М.Н., Шинкевич А.Н. РАСЧЕТ ТЕХНОЛОГИИ ПОВЕРХНОСТНОГО ЛЕГИРОВАНИЯ ОТЛИВОК. РЕСПУБЛИКАНСКИЙ МЕЖВЕДОМСТВЕННЫЙ СБОРНИК "МЕТАЛЛУРГИЯ", ВЫП.7 "ЛИТЕЙНОЕ ПРОИЗВОДСТВО И ПОРОШКОВАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ", МИНСК, 1975.

Проведен анализ основных технологических факторов образования упроченного слоя на поверхности затвердевающих отливок; установлены аналитические зависимости, определяющие влияние температуры заливки и пористости пасты на формирование слоя.

УДК 621.74.002.6.

Комаров О.С., Тульев В.Д. К ВОПРОСУ О МЕХАНИЗМЕ МОДИФИЦИРУЮЩЕГО ДЕЙСТВИЯ ФЕРРОСИЛИЦИЯ. РЕСПУБЛИКАНСКИЙ МЕЖВЕДОМСТВЕННЫЙ СБОРНИК "МЕТАЛЛУРГИЯ", ВЫП.7 "ЛИТЕЙНОЕ ПРОИЗВОДСТВО И ПОРОШКОВАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ", МИНСК, 1975.

Показано, что механизм модифицирующего действия ферросилиция объясняется наличием примесей, которые, взаимодействуя с кислородом и серой, образуют неметаллические включения, уменьшающие энергию активации зародышеобразования.

Табл. I.

УДК 669.181.6

Худокормов Д.Н., Губин Г.В., Королев В.М., Сапонько И.Ю., Корякова О.Ф., Бернадо В.Ф., Дворниченко И.Ф. СВОЙСТВА СИНТЕТИЧЕСКОГО ЧУГУНА, ВЫПЛАВЛЕННОГО ИЗ МЕТАЛЛИЗОВАННЫХ ОКАТЫШЕЙ. РЕСПУБЛИКАНСКИЙ МЕЖВЕДОМСТВЕННЫЙ СБОРНИК "МЕТАЛЛУРГИЯ", ВЫП.7 "ЛИТЕЙНОЕ ПРОИЗВОДСТВО И ПОРОШКОВАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ", МИНСК, 1975.

Исследованы механические и технологические свойства синтетических сплавов, полученных из металлизированных окатышей. Показаны преимущества чугунов на основе системы Fe-C-Al и перспектива использования металлизированных окатышей для их производства.

Ил.5.

УДК 620.18:537.583.85

Есьман Р.И. ВЗАИМНОЕ ВЛИЯНИЕ ПРОЦЕССОВ ДИФФУЗИИ И ДИСЛОКАЦИОННЫХ ЯВЛЕНИЙ. РЕСПУБЛИКАНСКИЙ МЕЖВЕДОМСТВЕННЫЙ СБОРНИК "МЕТАЛЛУРГИЯ", ВЫП.7 "ЛИТЕЙНОЕ ПРОИЗВОДСТВО И ПОРОШКОВАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ", МИНСК, 1975.

Проведен теоретический и экспериментальный анализ взаимосвязанных явлений диффузии и дислокаций в алюминиевых сплавах. Экспериментальные исследования выполнены на электронном микроскопе методом просвечивающей электронной микроскопии и на микрозонде. Определена зависимость диффузионной подвижности и плотности дислокаций от термодинамических условий роста кристаллов.

Ил.2. Библ.2.

УДК 621.74.048:669.715

Довнар Г.В., Тиханович О.А. ИССЛЕДОВАНИЕ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ АЛЮМИНИЙ-КРЕМНИЙ-МАРГАНЕЦ. РЕСПУБЛИКАНСКИЙ МЕЖВЕДОМСТВЕННЫЙ СБОРНИК "МЕТАЛЛУРГИЯ", ВЫП.7 "ЛИТЕЙНОЕ ПРОИЗВОДСТВО И ПОРОШКОВАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ", МИНСК, 1975.

Исследованы электрические и механические свойства силуминов, легированных марганцем. Установлено, что добавки марганца до 3% значительно увеличивают удельное электросопротивление силуминов и отрицательно влияют на прочностные характеристики сплавов. Микролегирование тройных сплавов позволяет получить оптимальное сочетание прочностных и электрических свойств сплава.

Табл.1.

УДК 621.74.048:669.715

Галушко А.М., Курочкин В.П., Леах С.Н., Очеретяный В.С., Федосов В.А. ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССА МИКРОЛЕГИРОВАНИЯ СПЛАВА АЛ4. РЕСПУБЛИКАНСКИЙ МЕЖВЕДОМСТВЕННЫЙ СБОРНИК "МЕТАЛЛУРГИЯ", ВЫП. 7 "ЛИТЕЙНОЕ ПРОИЗВОДСТВО И ПОРОШКОВАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ", МИНСК, 1975.

Показано, что введение вторичного сплава АЛЮВ способствует повышению содержания железа и меди в сплаве АЛ4. Установлена возможность замены 10-15% первичных материалов вторичными без снижения уровня механических свойств сплава.

Табл.2.

УДК 621.317.832/546.22.1

Ри Хосен, Мостовой Н.И., Литвиненко А.Н. ЗАВИСИМОСТЬ ЭЛЕКТРОСОПРОТИВЛЕНИЯ ЧУГУНА ОТ КОНЦЕНТРАЦИИ КРЕМНИЯ В ПРОЦЕССЕ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ. РЕСПУБЛИКАНСКИЙ МЕЖВЕДОМСТВЕННЫЙ СБОРНИК "МЕТАЛЛУРГИЯ", ВЫП.7 "ЛИТЕЙНОЕ ПРОИЗВОДСТВО И ПОРОШКОВАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ", МИНСК, 1975

Предложен метод оценки графитизирующей способности чугунов в жидком и твердом состоянии путем измерения их электросопротивления в процессе охлаждения. Исследован характер изменения электросопротивления чугуна в зависимости от содержания в нем кремния.

Ил.2.

УДК 621.746.6:669.131.7

Соболев В.Ф., Столярова Г.И., Земсков И.В., Демченко Е.Б. МЕТОД ОПРЕДЕЛЕНИЯ ПЕРЕОХЛАЖДЕНИЯ НА ФРОНТЕ ЗАТВЕРДЕВАНИЯ РАСПЛАВА. РЕСПУБЛИКАНСКИЙ МЕЖВЕДОМСТВЕННЫЙ СБОРНИК "МЕТАЛЛУРГИЯ", ВЫП.7 "ЛИТЕЙНОЕ ПРОИЗВОДСТВО И ПОРОШКОВАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ", МИНСК, 1975.

Рассмотрен метод определения переохлаждения на фронте затвердевания расплава. Приведена схема экспериментальной установки и описано распределение температур при направленном затвердевании отливки.

Ил.3.

УДК 621.745.34

Дудецкий Б.Ф., Гришанович А.М., Скворцов В.А., Шванштейн М.З. СИНТЕТИЧЕСКИЙ КОКСОВЫЙ БРИКЕТ ДЛЯ ПЛАВКИ ЧУГУНА В ВАГРАНКЕ. РЕСПУБЛИКАНСКИЙ МЕЖВЕДОМСТВЕННЫЙ СБОРНИК "МЕТАЛЛУРГИЯ", ВЫП.7 "ЛИТЕЙНОЕ ПРОИЗВОДСТВО И ПОРОШКОВАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ", МИНСК, 1975.

Описан технологический процесс изготовления синтетического коксового брикета. Исследовано влияние отдельных компонентов на физико-механические свойства коксовых брикетов.

Ил.3.

УДК 621.745.8:662.61

Ровин Л.Е. ИНТЕНСИФИКАЦИЯ СЖИГАНИЯ КОКСА В ВАГРАНКЕ. РЕСПУБЛИКАНСКИЙ МЕЖВЕДОМСТВЕННЫЙ СБОРНИК "МЕТАЛЛУРГИЯ", ВЫП.7 "ЛИТЕЙНОЕ ПРОИЗВОДСТВО И ПОРОШКОВАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ", МИНСК, 1975.

Описаны результаты исследований влияния малых концентраций водяных паров на процесс сжигания кокса в воздухе при различных скоростях потока.

Библ.1.

УДК 621.745.34.

Дудецкий Б.Ф., Милов А.М., Скворцов В.А., Щемелев С.А. ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССА ВАГРАНОЧНОЙ ПЛАВКИ С ПРИМЕНЕНИЕМ КОКСОВОГО БРИКЕТА. РЕСПУБЛИКАНСКИЙ МЕЖВЕДОМСТВЕННЫЙ СБОРНИК "МЕТАЛЛУРГИЯ", ВЫП.7 "ЛИТЕЙНОЕ ПРОИЗВОДСТВО И ПОРОШКОВАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ", МИНСК, 1975.

Приведены сравнительные данные по изменению температуры и химического состава жидкого металла, а также производительности вагранок при применении в процессе плавки синтетических коксовых брикетов.

Ил.2. Табл.1.

УДК 662.613.4:621.745.34

Ровин Л.Е., Зайгеров И.Б., Бободжанов Ш. СИСТЕМЫ МОКРОЙ ОЧИСТКИ ГОРЯЧИХ ГАЗОВ. РЕСПУБЛИКАНСКИЙ МЕЖВЕДОМСТВЕННЫЙ СБОРНИК "МЕТАЛЛУРГИЯ", ВЫП.7 "ЛИТЕЙНОЕ ПРОИЗВОДСТВО И ПОРОШКОВАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ", МИНСК, 1975.

Приведены результаты исследований эффективности аппаратов для очистки газовых выбросов в полупромышленных условиях. Определены условия применения для обеспыливания горячих газов искрогасителей, ротоклонов, пенных аппаратов и труб Вентури.

УДК 621.181.62.004.15

Комков С.М. ИСПОЛЬЗОВАНИЕ ТЕПЛА ОТХОДЯЩИХ ГАЗОВ ПЛАВИЛЬНЫХ АГРЕГАТОВ. РЕСПУБЛИКАНСКИЙ МЕЖВЕДОМСТВЕННЫЙ СБОРНИК "МЕТАЛЛУРГИЯ", ВЫП.7 "ЛИТЕЙНОЕ ПРОИЗВОДСТВО И ПОРОШКОВАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ", МИНСК, 1975.

Предложен метод использования тепла отходящих газов плавильных агрегатов с помощью утилизатора, встраиваемого в систему мокрой очистки. Очищенные влажные газы за счет конденсации паров нагревают воду в аппарате до 70° , при этом повышаются технико-экономические характеристики системы.

Ил.1.

УДК 662.613.5:621.745.34

Бахирев В.Н., Погребняк В.П., Закерничный В.И. РАЗРАБОТКА ДВУХСТУПЕНЧАТОЙ СИСТЕМЫ ОЧИСТКИ ВАГРАНОЧНЫХ ГАЗОВ. РЕСПУБЛИКАНСКИЙ МЕЖВЕДОМСТВЕННЫЙ СБОРНИК "МЕТАЛЛУРГИЯ", ВЫП.7 "ЛИТЕЙНОЕ ПРОИЗВОДСТВО И ПОРОШКОВАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ", МИНСК, 1975.

Очистка и обезвреживание газов для вагранок открытого типа производится в мокром искрогасителе с внутренним обтекателем, кольцевой трубе Вентури и жалюзийном каплеотделителе. Приводятся технические характеристики системы.

УДК 604.028

Витязь П.А., Перельман Л.Е., Роман О.В., Слабодкин В.Ю. ВЛИЯНИЕ СДВИГОВЫХ ДЕФОРМАЦИЙ НА ХАРАКТЕР РАСПРЕДЕЛЕНИЯ ПЛОТНОСТИ В БРИКЕТЕ. РЕСПУБЛИКАНСКИЙ МЕЖВЕДОМСТВЕННЫЙ СБОРНИК "МЕТАЛЛУРГИЯ"

ВЫП.7 "ЛИТЕЙНОЕ ПРОИЗВОДСТВО И ПОРОШКОВАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ", МИНСК, 1975.

Рассмотрен характер распределения плотности в области сдвиговых деформаций в зависимости от различных соотношений нормальных и касательных напряжений, приложенных на площадках сдвига.

Ил.8.Библ.1.

УДК 621.762.404.586

Мионов В.А., Москвина В.З., Журавлев В.В. ПРИМЕНЕНИЕ НАГРЕВА ПРИ МАГНИТНО-ИМПУЛЬСНОМ ПРЕССОВАНИИ ПОРОШКОВ.РЕСПУБЛИКАНСКИЙ МЕЖВЕДОМСТВЕННЫЙ СБОРНИК "МЕТАЛЛУРГИЯ", ВЫП.7 "ЛИТЕЙНОЕ ПРОИЗВОДСТВО И ПОРОШКОВАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ", МИНСК,1975.

Рассмотрены особенности магнитно-импульсного прессования порошков с предварительным нагревом. Определена зависимость плотности прессовок из порошка ПЖ2М2 от степени предварительного нагрева.

Ил:2.Библ.4.

УДК 621.762.404:586

Назаров Н.С. ОЦЕНКА ЭЛЕКТРОДИНАМИЧЕСКИХ ДАВЛЕНИЙ ПРИ СИЛОВОМ ВОЗДЕЙСТВИИ ИМПУЛЬСНОГО МАГНИТНОГО ПОЛЯ.РЕСПУБЛИКАНСКИЙ МЕЖВЕДОМСТВЕННЫЙ СБОРНИК "МЕТАЛЛУРГИЯ",ВЫП.7 "ЛИТЕЙНОЕ ПРОИЗВОДСТВО И ПОРОШКОВАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ", МИНСК,1975.

Приведен теоретический анализ силовых уравнений при воздействии импульсного магнитного поля на цилиндрическую заготовку. Определены оптимальные условия разряда.

Библ.3.

УДК 620.194

Дубровская Г.Н., Генкин В.А., Дворецкая М.А. ОБ ИЗМЕНЕНИИ ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ ФРИКЦИОННОГО СПЕЧЕННОГО МАТЕРИАЛА ПРИ ТРЕНИИ.РЕСПУБЛИКАНСКИЙ МЕЖВЕДОМСТВЕННЫЙ СБОРНИК "МЕТАЛЛУРГИЯ",ВЫП.7 "ЛИТЕЙНОЕ ПРОИЗВОДСТВО И ПОРОШКОВАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ", МИНСК,1975.

Исследовано изменение химического состава поверхностного слоя фрикционного спеченного материала в зависимости от условий его изготовления и при износных испытаниях. Приводится усовершен-

стованная методика определения содержания олова во фрикционном материале.

Табл.2.Библ.4.

УДК 621.762.4

Логинов П.И. К ОПРЕДЕЛЕНИЮ ГЕОМЕТРИЧЕСКИХ И СИЛОВЫХ ПАРАМЕТРОВ ПРОЦЕССА РАДИАЛЬНОГО УПЛОТНЕНИЯ ПОРОШКОВ ПРОШИВАНИЕМ.РЕСПУБЛИКАНСКИЙ МЕЖВЕДОМСТВЕННЫЙ СБОРНИК "МЕТАЛЛУРГИЯ", ВЫП.7 "ЛИТЕЙНОЕ ПРОИЗВОДСТВО И ПОРОШКОВАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ", МИНСК,1975.

Предложены формулы для расчета геометрических параметров прошивки, исходных параметров высокопористой заготовки и силовых характеристик необходимого оборудования. Показано, что усилие прошивания в 4-5 раз меньше усилия осевого прессования заготовок аналогичных диаметров.

Ил,2.Библ.2.

УДК 621.762

Габриэлов И.П.,Дорошкевич Б.А.,Желтонога Л.А. ИЗГОТОВЛЕНИЕ БИМЕТАЛЛИЧЕСКИХ ШЕСТЕРЕН ОБЪЕМНОЙ ШТАМПОВКОЙ. РЕСПУБЛИКАНСКИЙ МЕЖВЕДОМСТВЕННЫЙ СБОРНИК "МЕТАЛЛУРГИЯ", ВЫП.7 "ЛИТЕЙНОЕ ПРОИЗВОДСТВО И ПОРОШКОВАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ", МИНСК,1975.

Показано, что использование двухслойного материала (наружный слой - легированный порошок, внутренний - железный порошок) позволяет получать методом горячей объемной штамповки шестерни с высокими эксплуатационными свойствами при значительной экономии дорогостоящих легированных порошков.

Ил.1.

УДК 621.762.4

Логинов П.И. ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССА ИЗГОТОВЛЕНИЯ ДВУХСЛОЙНЫХ ДЕТАЛЕЙ. РЕСПУБЛИКАНСКИЙ МЕЖВЕДОМСТВЕННЫЙ СБОРНИК "МЕТАЛЛУРГИЯ", ВЫП.7 "ЛИТЕЙНОЕ ПРОИЗВОДСТВО И ПОРОШКОВАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ", МИНСК,1975.

Исследована технология изготовления двухслойных подшипников скольжения путем нанесения на внутреннюю поверхность стальной втулки антифрикционного слоя из порошковых материалов на основе железа и меди методом радиального уплотнения прошиванием.

Ил.2.Табл.1.

УДК 621.762:669.018.24

Захаров А.В., Кубилас В.В., Бетхер В.Н., Рапопорт Л.А., Шмагин Л.М. ПРИМЕНЕНИЕ СПЕЧЕННЫХ ЛЕГИРОВАННЫХ АНТИФРИКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ В АКСИАЛЬНО-ПОРШНЕВЫХ ГИДРОМОТОРАХ. РЕСПУБЛИКАНСКИЙ МЕЖВЕДОМСТВЕННЫЙ СБОРНИК "МЕТАЛЛУРГИЯ", вып.7 "ЛИТЕЙНОЕ ПРОИЗВОДСТВО И ПОРОШКОВАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ", МИНСК, 1975.

Рассмотрена возможность применения спеченного антифрикционного материала марки ЖХЗЭМс4 вместо бронзы БрОФ10-1 для изготовления ротора аксиально-поршневого гидромотора типа П15-2.

Ил.2.Табл.1.

УДК 621.762.001

Дорошкевич Е.А., Желтонога Л.А., Кузьмин А.В. УСТАЛОСТНАЯ ПРОЧНОСТЬ ЗУБЬЕВ ШЕСТЕРЕН, ШТАМПОВАННЫХ ИЗ СПЕЧЕННЫХ ЗАГОТОВОК. РЕСПУБЛИКАНСКИЙ МЕЖВЕДОМСТВЕННЫЙ СБОРНИК "МЕТАЛЛУРГИЯ", вып.7 "ЛИТЕЙНОЕ ПРОИЗВОДСТВО И ПОРОШКОВАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ", МИНСК, 1975.

Показано, что усталостная прочность зубьев штампованных шестерен из спеченных заготовок в ряде случаев превосходит усталостную прочность зубьев шестерен, изготовленных из компактных сталей.

Ил.1.

УДК 621.762:669.496

Витязь П.А., Роман О.В., Шелег В.К. ИССЛЕДОВАНИЕ ГИДРАВЛИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ПОРИСТОЙ БРОНЗЫ. РЕСПУБЛИКАНСКИЙ МЕЖВЕДОМСТВЕННЫЙ СБОРНИК "МЕТАЛЛУРГИЯ", вып.7 "ЛИТЕЙНОЕ ПРОИЗВОДСТВО И ПОРОШКОВАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ", МИНСК, 1975.

Установлена графическая зависимость гидравлических характеристик (пористость, размер пор, проницаемость) спеченной пористой бронзы марки БрОФ10-1 от температуры спекания и размера частиц исходного порошка.

Ил.8.Библ.4.

УДК 621.762.001

Рапопорт Л.А., Рутман М.Е. КОРРОЗИЯ СПЕЧЕННЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ ЖЕЛЕЗА В ЕДКОМ НАТРЕ. РЕСПУБЛИКАНСКИЙ МЕЖВЕДОМСТВЕННЫЙ СБОРНИК "МЕТАЛЛУРГИЯ", вып.7 "ЛИТЕЙНОЕ ПРОИЗВОДСТВО И ПОРОШКОВАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ", МИНСК, 1975.

Исследовано влияние концентрации едкого натра на коррозионную стойкость спеченных материалов на железной основе.

Ил.1.Библ.2.

I. А.М. Д м и т р о в и ч, Ю.П. Л е д я н, Д.М. К у - к у й, А.П. Г а п о н е н к о Активация связующих веществ электрическими полями	3
2. А.М. М и л о в, А.М. Г р и ш а н о в и ч, П.П. К о - в а л е в, А.В. Н е ч а е в Предотвращение пригара "просечка" в отливках из серого чугуна	6
3. М.Г. Ч е р н я в с к а я, В.Н. Э к т о в а, А.И. Б у л - г а к о в а. Влияние механических свойств смесей на образование горячих трещин в стальных отливках	9
4. Ю.П. Л е д я н, А.М. Д м и т р о в и ч, Д.М. К у к у й, Т.В. М у р а ш к е в и ч, С.П. К а з н а д е й. Влия- ние электрических полей на изменение химического сос- тава сульфитно-спиртовой барды	12
5. Д.Н. Х у д о к о р м о в, А.М. Г а л у ш к о, В.Д. Б о - л о т с к и й, С.Н. Л е к а х, С.Б. С и м а н о в с к и й. Повышение стойкости алюминиевых анодированных кокилей.	15
6. Г.А. Б а л н и н, Б.А. К р а е в. Опыт производствен- ной эксплуатации алюминиевых водоохлаждаемых кокилей.	18
7. А.С. К а л и н и ч е н к о, А.В. Н и к и т и н. К вопро- су получения медной плоской заготовки методом намора- живания на вращающийся кристаллизатор	20
8. М.И. С а м у й л о в. Температурное поле ванны жидко- го металла при непрерывном намораживании ленты на валке-кристаллизаторе.	22
9. В.И. Т у т о в, Г.А. А н и с о в и ч, В.А. Г р и н б е р г, В.С. С к о т а р е н к о. К расчету затвердевания от- ливки при горизонтальном непрерывном литье.	24
10. С.К. П а в л ю к, А.Ф. К и с л о в, И.М. К у з ь м е н к о. Установка для исследования формоизменения и термической усталости рабочих втулок кристаллизаторов при полунеп- рерывной отливке чугунных труб	27
11. Г.А. А н и с о в и ч, В.И. Т у т о в, А.А. М а л ю к я - в и ч у с, Н.А. С е н ь к и н, А.Н. К р у т и л и н. Приближенный расчет затвердевания полый цилиндрической непрерывной отливки со стороны песчаного стержня	29

12. В.П.Северденко, А.М.Матусевич, И.П.Прокопов, А.Ф.Гончаров, А.Г.Бакаев. Исследование теплового режима кристаллизатора при непрерывном литье композиционных материалов. 82
13. В.А.Гринберг, В.Ф.Соколов, В.В.Черевань, Н.А.Сенькин, Г.А.Столярова, А.В.Вашкевич, П.В.Кухарчук. Улучшение свойств чугуновой отливки при непрерывном литье. 87
14. С.К.Павлюк, И.М.Кузменко, А.Ф.Кислов. К вопросу о повышении разгаростойкости поверхностей, соприкасающихся с жидким чугуном 89
15. Б.Г.Вайтман, А.И.Вейник, Н.П.Жмакин. Влияние интенсивности теплообмена на величину остаточных напряжений в чугунных отливках 41
16. А.Г.Кучерявый. О возможности получения чугунных отливок без отбела 44
17. Г.А.Балынин, Г.Х.Блехман, Б.А.Краев. Особенности теплового режима отливок и формы при получении крупногабаритных сложных деталей в кокиле 46
18. Э.А.Гурвич, В.Ф.Драченко, Р.И.Есьман, Н.П.Жмакин, Э.Л.Костюкевич. Разработка и расчет конструкции кокиля с искусственным охлаждением 47
19. А.М.Лазаренков, А.С.Кирьянов. Тепловой режим литейной формы с газифицируемыми моделями. 51
20. А.Г.Кучерявый. Влияние параметров литейной формы на твердость отливки. 56
21. А.А.Андрушевич, Э.А.Гурвич, В.Ф.Драченко. Влияние искусственного охлаждения на термонапряженное состояние чугунного кокиля. 58
22. С.С.Гурин, И.И.Кугейко, Б.Е.Волынец. Биметаллическая постоянная форма 59
23. А.М.Дмитрович, С.С.Гурин, И.И.Кугейко. Термические напряжения в кольцевых биметаллических отливках с легкоплавким промежуточным слоем. 63
24. В.К.Винокуров, С.В.Киселев, С.А.Вербицкий. Модифицирование чугуна в открытом ковше металлическим магнием 68

25. В.А.Бахмат, Е.И.Шитов, А.Г.Слуцкий. Влияние серы на структуру и свойства высокоуглеродистых сплавов железа.	72
26. М.Н.Чурик, А.Н.Шинкевич. Расчет технологии поверхностного легирования отливок	74
27. О.С.Комаров, В.Д.Тулъев. К вопросу о механизме модифицирующего действия ферросилиция.	77
28. Д.Н.Худокормов, В.И.Губин, В.М.Королев, И.Ю.Сапонько, О.Ф.Корякова, В.Ф.Бернадо, И.Ф.Дворниченко. Свойства синтетического чугуна, выплавленного из металлизированных окатышей.	79
29. Р.И.Есьман. Взаимное влияние процессов диффузии и дислокационных явлений.	82
30. Г.В.Довнар, О.А.Тиханович. Исследование сплавов системы алюминий-кремний-марганец	85
31. А.М.Галущко, В.П.Курочкин, С.Н.Лекаx, В.С.Очеретяный, В.А.Федосов. Исследование процесса микролегирования сплава АЛ4.	87
32. РиХосен, Н.И.Мостовой, А.Н.Литвиненко. Зависимость электросопротивления чугуна от концентрации кремния в процессе кристаллизации.	89
33. В.Ф.Соболев, Г.И.Столярова, И.В.Земсков, Е.Б.Демченко. Метод определения переохлаждения на фронте затвердевания расплава.	92
34. Б.Ф.Дудецкий, А.М.Гришанович, В.А.Скворцов, М.З.Шванштейн. Синтетический коксовый брикет для плавки чугуна в вагранке	94
35. Л.Е.Ровин. Интенсификация сжигания кокса в вагранке.	99
36. Б.Ф.Дудецкий, А.М.Милов, В.А.Скворцов, С.А.Щемелев. Исследование процесса ваграночной плавки с применением коксового брикета.	100
37. Л.Е.Ровин, И.Б.Зайгеров, Ш.Б.Ободжанов. Система мокрой очистки горячих газов	104
38. С.М.Комков. Использование тепла отходящих газов плавильных агрегатов	107

39. В.Н.Бахирев, В.П.Погребняк, В.И.ЗакерничныИ. Разработка двухступенчатой системы очистки ваграночных газов 109
40. П.А.Витязь, В.Е.Перельман, О.В.Роман, В.Ю.Слободкин. Влияние сдвиговых деформаций на характер распределения плотности в брикете. 119
41. В.А.Миронов, В.З.Москвина, В.В.Журавлев. Применение нагрева при магнитно-импульсном пресовании порошков. 117
42. Н.С.Назаров. Оценка электродинамических давлений при силовом воздействии импульсного магнитного поля. . 121
43. Г.Н.Дубровская, В.А.Генкин, М.А.Дворецкая. Об изменении химического состава поверхностного слоя фрикционного спеченного материала при трении. 126
44. П.И.Логинов. К определению геометрических и силовых параметров процесса радиального уплотнения порошков прошиванием. 129
45. И.П.Габриэлов, Е.А.Дорошкевич, Л.А.Желтонога. Изготовление биметаллических шестерен объемной штамповкой 138
46. П.И.Логинов. Исследование процесса изготовления двухслойных деталей. 135
47. А.В.Захаров, В.В.Кубилас, В.Н.Бетхер, Л.А.Рапопорт, Л.М.Шагин. Применение спеченных легированных антифрикционных материалов в аксиально-поршневых гидромоторах 138
48. Е.А.Дорошкевич, Л.А.Желтонога, А.В.Кузьмин. Усталостная прочность зубьев шестерен, штампованных из спеченных заготовок 141
49. П.А.Витязь, О.В.Роман, В.К.Шелег. Исследование гидравлических свойств пористой бронзы 149
50. Л.А.Рапопорт, М.Е.Рутман. Коррозия спеченных материалов (на основе железа) в едком натре. . . . 146
51. Рефераты статей. 150

Ответственный за выпуск Дмитриевич А.М.

Редактор Ф.Н. Каштанов. Корректор В.А. Зяц.

АТ 10631. Подписано в печать 8/УШ - 75г.

Формат 60x84^I/16. Физ.печ.л. 10,6.

Уол.печ.л.9,9. Уч.-изд.л. 11,4. Зак.13. Тпр.500. Цена 40 коп.

Отпечатано на ротаприте БИИ. Минск, Ленинский пр., 65.