

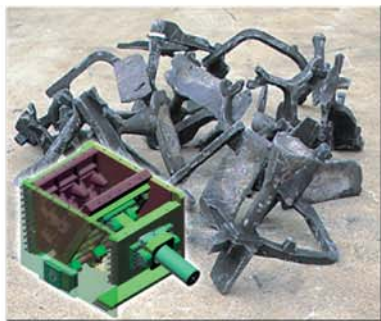


FOUNDRY CLUB

клуб литейщиков



Chemicals





РЭЛТЕК

ГРУППА КОМПАНИЙ

РАЗВИВАЙТЕ СВОЙ БИЗНЕС ВМЕСТЕ С НАМИ



620078, Россия, Екатеринбург, ул. Студенческая, 51
Тел.: (343) 379-43-50(многоканальный), 374-25-35, 374-23-62, 374-23-15
Факс: (343) 374-34-63, 374-10-49, 374-23-15
e-mail: reltec@reltec.biz <http://www.reltec.biz>



ООО "ПАХРИ"

8 лет с Вами!

ООО "Пахри" предлагает бентонитовые глинопорошки, применяемые в литейном производстве в качестве минеральных связующих в составах формовочных, стержневых и противопригарных покрытий, соответствующие требованиям ГОСТа 28177-89 и имеющие качественные показатели:



Показатели:	по ГОСТ	ОАО Хакасский бентонит	ОАО "Завод утяжелителей"	ООО "АЗ бентонит"
	28177-89	марка П1Т1А	марка П1Т1КА	марка П1Т1А
Предел прочности на сжатие во влажном состоянии, кг/см ²	0,9	0,96-1,15	0,96-1,15	0,9-1,0
Предел прочности на разрыв в зоне конденсации влаги, кг/см ²	0,028	0,028-0,038	0,028-0,038	0,028-0,035
Термическая устойчивость, ед.	0,6	0,82-0,93	0,82-0,87	0,9-0,97
Остаток на сите, 0,4%	3	0	3,0	3,0
Остаток на сите, 0,16%	10	2,0-2,4	10,0	10,0
Влажность, %	6-10	7-10	6-10	8,0-9,0
Коллоидальность, %	80	88-98	более 95	80-100
Водопоглощение, ед.	6,6	7,8-8,2	3,5-6,0	-
Массовая доля монтмориллонита, %	-	80-95	более 70	70-90
Концентрация обменных катионов, мг-экв. сухих глин/100 гр	50-80	66,3	-	-
Тара, МКР	-	по 900 кг	по 1000-1100 кг	по 1115-1200 кг
		Разрез "Десятый хутор" Хакасия, Россия	Разрез "Григорьевская" г.Константиновка, Украина	Месторождение "Алпюидское" Азербайджан

428017, Россия, Чувашская Республика, г. Чебоксары, ул. Пирогова, 16; т./ф.: (8352) 45-96-94

С надеждой на долгосрочное сотрудничество
директор ООО "ПАХРИ" Н.П.Петров



ОГНЕУПОРНЫЕ КРАСКИ
МЕТАЛЛУРГИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА

ЭКЗОТЕРМИЧЕСКИЕ ВСТАВКИ
ФУТЕРОВКА ДЛЯ КОВШЕЙ

ФИЛЬТРАЦИЯ
СВЯЗУЮЩИЕ

Жизнь полна сюрпризов ФОСЕКО поможет Вам с ними справиться

Грузовик не может обойтись без самого необходимого.

Успех литейного производства также зависит от самого необходимого – качественных расходных материалов, таких как фильтры для очистки расплава. Их использование позволяет значительно повысить рентабельность и качество литья.

Глубокое понимание технологических возможностей и критериев качества Вашего производства, а также богатейший опыт применения фильтрации, позволяют нам подобрать оптимальные размеры фильтров ФОСЕКО для решения Ваших персональных задач. Обширный перечень инновационных продуктов и услуг компании ФОСЕКО охватывает все области и процессы литейного производства.

И если Вы хотите сократить уровень брака, улучшить качество поверхности или повысить механические свойства литья – Вы можете рассчитывать на ФОСЕКО.

SEDEX
SIVEX
STELEX Pro
STELEX ZR



За более подробной информацией обращайтесь в ФОСЕКО.

Тел: (495) 221 2511 или 221 2512
Факс: (495) 787 6114

Email: info.rus@foseco.com



SEDEX
CERAMIC FOAM FILTERS
FOR CAST IRON FILTRATION

Компания «Фосеко» расширяет европейский испытательный центр



Плавильные агрегаты Фосеко в научно-исследовательских и опытно-конструкторских центрах в городе Боркен, Германия]

Компания Фосеко завершила значительное расширение своего европейского центра для испытаний расплавленных металлов в городе Боркен, Германия.

Расширение центра значительно увеличило производительность плавки, заливки и изготовления образцов и обеспечило испытание образцов и техпроцессов в производственных условиях, что позволяет проводить анализ разработанных техпроцессов производства новых видов продукции.

Строительство и проектирование сооружения площадью 240 м² было выполнено отделом инженеров Фосеко ГмбХ в сотрудничестве с местными инженерными компаниями.

Новый блок индукционных электропечей вместимостью 0,5 и 1 тонна дополняет существующие более мелкие индукционные электропечи и облегчает испытание образцов из алюминия, чугуна и стали в реальных условиях отливки.

Также были расширены возможности изготовления литейных форм и стержней.

Хью Кайнд, директор отдела маркетинга и технологий по Литейному производству в Европе, сделал следующий комментарий: «Компания «Фосеко» посвятила себя инновациям и созданию новой продукции, так что мы можем предоставить нашим клиентам дополнительные ценные решения. Данное капиталовложение показывает, что мы продолжаем существенно увеличивать свои научно-исследовательские и опытно-конструкторские мощности».

Разбивает любые материалы в удобном для вас месте и в любое время



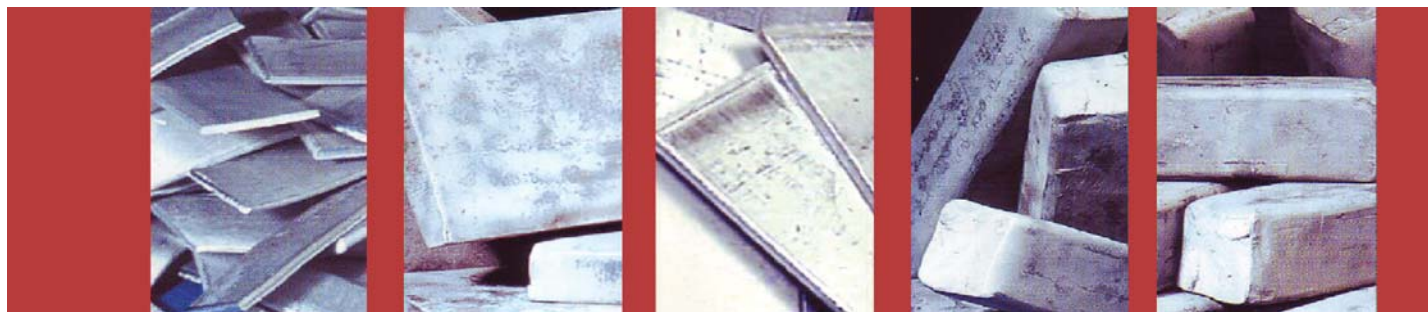
www.fractum.ru

Молот, созданный для работы в металлургической отрасли

- Исключает вторичную переработку
- Разрушает валуны до 200 т
- Мобильный
- Прост в эксплуатации
- Обеспечивает высокую производительность



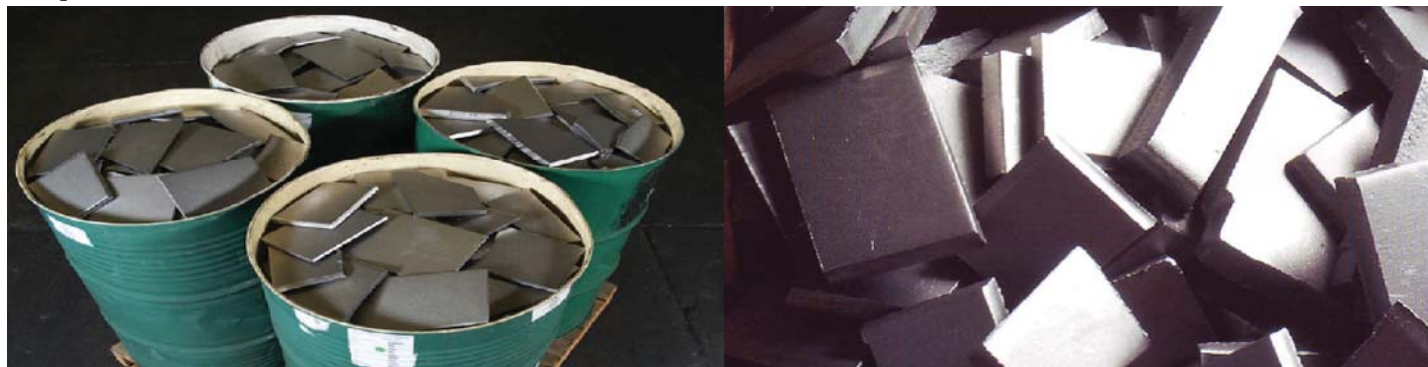
FRACTUM
Когда разрушение - это бизнес



Высокочистое железо	EFP II-ULC	EFP IV	EFP C	EFP ULS
Анализ	Типичные значения в %			
C	0,007	0,008	0,002	0,013
Si	0,01	0,01	0,002	0,010
Mn	0,07	0,05	0,030	0,030
P	0,006	0,004	0,0025	0,0025
S	0,004	0,003	0,0025	0,0004
NC	0,004	0,003	0,0035	0,0035
Стандартные размеры	80 x 80 x 300 мм 100 x 100 x 200 мм	80 x 80 x 300 мм	80 x 80 x 300 мм	80 x 80 x 300 мм

Другие марки и размеры – по запросу. Наше сверхчистое железо применяется в производстве низкоуглеродистой нержавеющей стали, никелевых и вакуумных сплавов.

Нержавеющая сталь



Типичное содержание элементов	C	Cr	Ni	Mo	Si	Mn
304L	0,02	18,1	8,3	0,4	0,4	1,8
316L	0,02	16,9	10,2	2,6	0,4	1,7
317L	0,02	18,2	13,7	3,1	0,5	1,5
2205	0,02	22,0	5,7	3,1	0,5	1,4
2507	0,02	25,0	7,0	4,0	0,4	0,9

В ассортименте – многие другие марки: Inconel, Hastelloy, Monel и т.д. – по запросу

ОГНЕУПОР



КОМПЛЕКТ

4
5
6
7
8

ИНЖИНИРИНГ, ПРОИЗВОДСТВО И КОМПЛЕКСНЫЕ ПОСТАВКИ ОГНЕУПОРОВ

МАТЕРИАЛЫ ДЛЯ ЛИТЕЙНОЙ ПРОМЫШЛЕННОСТИ

Пенокерамические фильтры Selee ■
для сплавов алюминия, меди,
чугуна, стали

Бентонит (Wyoming) Volclay T16® ■
для стали

Премиксы Maxicarb, BentoformPlus, ■
Maxibond® для чугуна



ANKIROS 2008

9-я Международная выставка-ярмарка черных металлов, технологий, оборудования и продукции для литейного производства



ANNOFER 2008

8-я Международная выставка цветных металлов, технологий, оборудования и продукции для литейного производства



TURKCAST 2008

3-я Международная выставка-ярмарка отливок



Параллельно с выставкой пройдут конгрессы:

- 4-й международный конгресс литейщиков Турции
Организаторы: Ассоциация литейщиков Турции
- 14-й международный конгресс металлургов и металлургов
Организаторы: Общество инженеров-металлургов UCEAT

16-19 октября 2008

Стамбул, Турция, TUYAP FAIR, выставочный и конгресс-центр, Beylikduzu

Поддержка



Hannover-Messe
Ankiros Fuarçılık A.Ş.

The Deutsche Messe AG Group of Companies

Координаты для получения
подробной информации:

Abdullah Cevdet Sok. 6/2 06680
Çankaya, Ankara - TURKEY
E-mail: info@ankiros.com
Fax: +90 (312) 439 67 66
Tel: +90 (312) 439 67 92

www.ankiros.com

ПРОМЫШЛЕННЫЙ КОНГРЕСС ЮГА РОССИИ



3-5 СЕНТЯБРЯ
РОСТОВ-НА-ДОНУ

ВЕРТОЛ
ВЫСТАВОЧНЫЙ ЦЕНТР EXPO



метмаш 2008

станкоинструмент

МЕЖДУНАРОДНЫЕ
СПЕЦИАЛИЗИРОВАННЫЕ
ВЫСТАВКИ

МЕТАЛЛУРГИЯ МАШИНОСТРОЕНИЕ МЕТАЛЛООБРАБОТКА



г. Ростов-на-Дону, пр. Михаила Нагибина, 30
Тел/факс: (863) 268-77-84, 268-77-83, 268-77-65
E-mail: metall@vertolexpo.ru, www.vertolexpo.ru

Генеральный информационный спонсор:

Иновационные Технологии Решения

Информационные спонсоры:



Интернет-спонсор: **Oborudka.Ru**

11-14 ноября Москва, МВЦ
«Крокус Экспо»

Welcome!



Четырнадцатая международная промышленная выставка

металл-экспо 2008

Оргкомитет выставки: тел./факс: (495) 901-99-66
<http://www.metal-expo.ru>



У ОАО "Литмашприбор"



Содержание

- 12 **Фирма «Термосинтез»: Фильтры керамические ФКТ**
- 14 **Байрактар И.** Особенности печей фирмы EGES
- 17 **Майоров Ф.И., Ухов А.Н., Черненко А. В., Худокормов Д.В., Петров Н.Р.** «Формол» – новый шаг в улучшении свойств разделительных покрытий
- 18 **Жиганов Н.К., Фомина Е.Е., Вольнов И. Н.** Влияние технологических параметров на охлаждение непрерывнолитой медной заготовки
- 20 **Ри Э.Х., Кухаренко Е.Б., Ри Хосен.** Механизм и кинетика кристаллизации эвтектики и эвтектоида в модифицированном кремнием чугуна СЧ 20, облученном в жидком состоянии наносекундными электромагнитными импульсами (НЭМИ)
- 23 **Павлинич С.П.** Влияние ионно-имплантационной обработки сплава ЖС32 на его структуру и эксплуатационные свойства
- 27 **Болдырев Д. А., Давыдов С. В.** Разработка и внедрение технологии ковшового модифицирования «заливка сверху» для получения отливок из чугуна с компактным графитом низких марок
- 29 **Ковалевич Е.В.** Теоретические основы выбора модификатора для получения чугуна с шаровидным графитом без пироэффекта
- 32 **Панов А.Г., Фарисов Р.Д.** Особенности технологии получения машиностроительных отливок переплавом стружки СЧ и ВЧШГ
- 35 **Гришихин С.А., Изотов В.А., Шатульский А.А.** Пространственно-геометрическая модель литейной формы: описание и область практического применения
- 37 **Пименов С.П., Дембовский В.В.** Исследование влияния влажности и температуры окружающей среды на содержание водорода в стальном расплаве при обработке в агрегатах типа ковш-печь
- 39 **Еремин Е.Н., Лосев А.С., Филиппов Ю.О., Еремин А.Е.** Влияние инокулирующего модифицирования на морфологию и топографию упрочняющих фаз в жаропрочном сплаве
- 43 **Никулин Л.В., Пушкарев С.Ю.** Формирование структуры и свойств специального магниевого сплава для литья под давлением
- 47 **Болдин А.Н., Седов С.В.** Типовые проблемы расчета надежности литейного оборудования

Информация

- 48 **Комитет «Стальное литье» РАЛ: Филиппенков А.А., Милев В.М., Троп Л.А.** Машиностроению – высокоразвитое литейное производство
- 50 **Фишер Гуго Христианович** (к 70-летию со дня рождения)
- 51 **Гетьман Анатолий Антонович** (к 80-летию со дня рождения)

Жиляев Николай Иванович

Фирма «Термосинтез»: Фильтры керамические ФКТ

Фильтры предназначены для очистки литейных и металлургических металлических расплавов (цветных металлов и сплавов, чугуна, стали и др.) от неметаллических включений и растворенного кислорода (раскисление).

Фильтры производятся из карбида титана модифицированного в соответствии с ТУ 1595-001-75420116-2005 (рис. 1, 2).

Одной из проблем литейного производства являются неметаллические включения, всегда содержащиеся в расплавленном металле и вызывающие такие литейные дефекты, как шлаковые и газовые раковины, а также, косвенно, газовую пористость и т.д., которые снижают качество отливок и их механические свойства. Удаление поверхностных шлаковых включений с готовых отливок заметно усложняет и удорожает процессы их обработки.

Образование и попадание неметаллических включений вызвано перемешиванием шлака с металлом при его плавке, сливе в раздаточный ковш и заливке литейной формы, а также в результате эрозии формовочного материала литниковой системы (экзогенные включения) и, кроме того, в результате химического взаимодействия заливаемого металла с формовочным материалом и физико-химических превращений в самом металле (эндогенные включения). Применение керамических фильтров заметно уменьшает образование перечисленных дефектов отливок.

Действие фильтров ФКТ основано на трех эффектах:

- Твердофазные включения, имеющие больший размер, чем отверстия фильтра, задерживаясь на передней поверхности фильтра, формируют «лепешку», на которой оседают более мелкие включения (рис. 3, 4). Кроме этого, благодаря микропористой структуре фильтров ФКТ мелкие включения задерживаются на внутренней поверхности каналов фильтра в результате физической и химической адсорбции. Такое действие вызвано, кроме микропористой структуры, относительно высоким химическим сродством материала фильтра к неметаллическим оксидным включениям. Жидкие неметаллические включения также частично задерживаются и частично проходят через фильтр, диспергируясь при этом, что благоприятно сказывается на качестве отливок, так как вредное действие дисперсных неметаллических включений намного ниже, чем крупных.

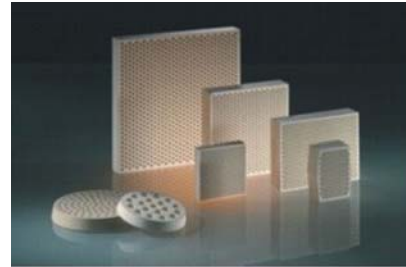


Рис. 1. Внешний вид фильтров ФКТ

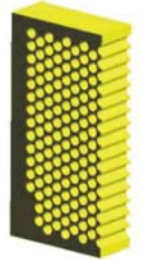


Рис. 2. Изображение фильтров в разрезе

- Второй эффект снижения количества неметаллических включений в отливке состоит в том, что после прохождения расплава через фильтр в литниковой системе ниже фильтра создается разрежение и формируется ламинарный поток расплава, что способствует более быстрому всплыванию легких включений из металла и их задерживанию в шлакоуловителе. Ламинарное истечение расплава из фильтра приводит к снижению брака отливок по таким дефектам, как неспаи и неслитины.

- Кроме снижения количества как твердых, так и жидких неметаллических включений, использование фильтров ФКТ из модифицированного карбида титана позволяет снизить содержание растворенного в металле кислорода (эффект раскисления). Раскисляющая способность фильтров ФКТ приводит к уменьшению газовой пористости отливок, которая, в частности, формируется вследствие взаимодействия растворенных в металле кислорода и углерода при охлаждении расплавов чугунов и сталей. Данная способность присуща только фильтрам ФКТ из модифицированного карбида титана, в отличие от всех других типов фильтров, изготовленных из оксидной керамики.

Благодаря высокой механической прочности и термостойкости фильтров они могут устанавливаться под стояк, что заметно уменьшает эрозию формовочной смеси под стояком.

К преимуществам фильтров ФКТ также следует

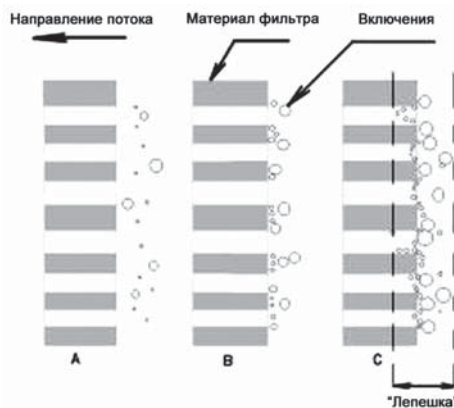


Рис. 3. Механизм фильтрации

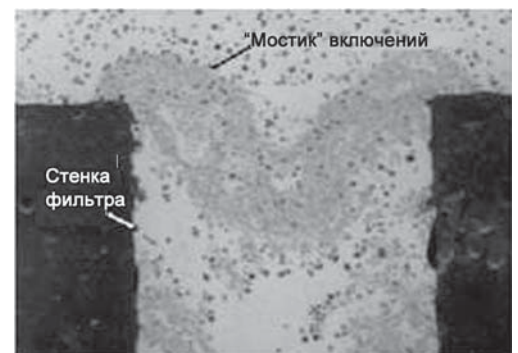


Рис. 4. Фотография микрошлифа фильтра и застывшего металла

Характеристики типовых фильтров ФКТ

	Диаметр отверстий, мм		
	2	3	4
Количество отверстий на 1 см ² фильтра	9,35	5,62	3,97
Площадь перфорации на 1 см ² фильтра, см ²	0,29	0,40	0,50
Количество отверстий на линейный дюйм, ppi	8	6	5
Средняя плотность фильтра, г/см ³	4		
Тип фильтруемого расплава	все виды цветных и черных металлов		
Максимальная температура эксплуатации	2000°C		
Материал фильтра	пассивированный TiC		
Температура плавления материала фильтра, °C	≈ 3100		
Теплопроводность, Вт/(м·К)	21,0		
Термическое расширение при 20 °C, ×10 ⁻⁶ /°C	7,4		
Теплоемкость при 298 К, Дж/(моль·К)	33,8		
Термостойкость	не менее 2-х теплосмен 2000°C – комнатная температура		

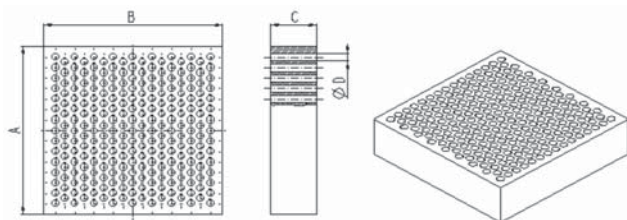


Рис. 5. Размеры квадратных и прямоугольных фильтров: A, B = 20–150 мм; C = 10–20 мм; ØD = 2; 3 мм

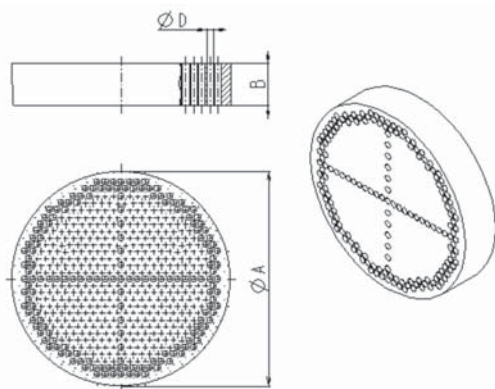


Рис. 6. Размеры круглых фильтров

отнести их высокую теплопроводность (21 Вт/(м·К)), высокую термостойкость (выдерживают термоудар до 2000°C) и высокую температуру плавления TiC (около 3100°C).

Специальная обработка фильтров ФКТ обеспечивает инертность карбида титана по отношению ко всем видам металлических расплавов (таблица).

Таким образом, использование фильтров ФКТ не имеет ограничений ни по температуре фильтруемых расплавов (до 2000°C), ни по их типу, что является их преимуществом по сравнению с фильтрами, изготовленными из традиционных видов оксидной керамики (муллит, кварц, корунд, окись циркония и др.), выбор ко-

торых четко ограничивается либо температурными ограничениями, либо типом фильтруемого сплава.

Рекомендации к использованию

Традиционно фильтры устанавливаются в различные части литниковой системы. Высокая механическая прочность и термостойкость позволяют устанавливать фильтры ФКТ непосредственно под стояк, в этом случае струя металла падает на фильтр, который также предохраняет формовочную смесь от эрозии. Возможна установка фильтра в любой части литниковой системы в горизонтальном, вертикальном или наклонном положении. Следует отметить, что наиболее выгодным является размещение фильтра в литниковой системе до шлакоуловителя. Общий эффект удаления шлаковых включений основан не только на фильтрации, но также, как отмечалось выше, на успокоении потока расплава, что способствует более быстрому всплыванию шлаковых включений и их задержке в шлакоуловителе.

Опорной поверхностью фильтра служит площадь на расстоянии 3–5 мм от его краев.

Хранить фильтры следует в сухом месте, так как попадание расплавленного металла на влажный фильтр может привести к его разрушению.

Перед установкой фильтров необходимо убедиться в отсутствии повреждений и керамической крошки в теле фильтра от поврежденных изделий. При наличии засоров фильтр нужно продуть сжатым воздухом.

Под заказ фильтры изготавливают квадратными, прямоугольными и круглыми (рис. 5, 6).

Керамические фильтры транспортируются в картонных коробках как хрупкие изделия. Хранят фильтры в сухом месте.

ООО «ТЕРМОСИНТЕЗ», 454128,
Россия, г. Челябинск, ул. Б. Кашириных, 120
Тел./факс: (351) 796-88-55;
тел.: (351) 792-89-70; 795-78-69; 795-82-04
e-mail: thermos@yandex.ru
web: http://thermosintez.ru

И. Байрактар (технический директор фирмы EGES, Турция)

Особенности печей EGES

Главное направление в работе фирмы EGES – производство максимально эффективных печей. Каждый компонент, входящий в состав наших плавильных систем, очень тщательно подобран. Специалисты компании разработали такую конструкцию индуктора, которая обеспечивает постоянную мощность во все периоды плавки. Компоновка комплекса обеспечивает минимальную протяженность токопроводов, а их сечение позволяет потреблять минимальное количество энергии.

Индукторы EGES имеют один или два охлаждающих витка у основания. Количество витков зависит от размера печи. Кроме того, периферийные части индуктора механически связаны с соседними, что обеспечивает большую безопасность от термических воздействий. Этому же способствует применение специальных изоляционных материалов. Эта конструкция предотвращает механическую деформацию индуктора. Особенно это актуально для сталеплавильных печей из-за возможного термического расширения шаблона во время спекания, что может привести к деформации нижней части индуктора. Например, в некоторых печах донное соединение индуктора после нескольких месяцев работы начинает контактировать с близлежащим магнитопроводом. Смещение магнитопровода для предотвращения соприкосновения витка с магнитопроводом может увеличить срок эксплуатации индуктора, но не намного. Кроме того, это позволяет ремонтировать индуктор, извлекая его из печи. У некоторых других производителей печей применяется деревянные поддошки, которые ломаются из-за деформации индуктора.

Разработчики фирмы EGES исключили возможную деформацию витков индуктора, добавив дополнительные охлаждающие витки в донной части, жестко соединив их с соседними витками.

Для получения большей эффективности EGES также применяет специальные конические жаропрочные кирпичи в донной части вместо заливного монолита. Первоначально разработчики EGES отливали коническое бетонное основание. Между тем, этот донный бетон необходимо было время от времени ломать и затем снова



Печь емкостью 6 т, Минский тракторный завод, Беларусь



Печь емкостью 18 т

формовать и отливать при замене индуктора, например, из-за проникновения металла. Еще один существенный недостаток цельнолитого конического бетонного дна – это необходимость устранения возможной повышенной влажности.

Для верхней части печей EGES применяют жаропрочный бетонный элемент со стальной рамой, особенно на печах большого объема, где футеровочный материал печи не охлаждается в верхней бетонной части, несмотря на охлаждение в области индуктора. Это приводит к образованию трещин в месте соединения индуктора и верхней бетонной части. Оператор должен следить за состоянием футеровочного материала в этой зоне и производить своевременный ремонт для предотвращения проникновения жидкого металла. Разработчики фирмы EGES решили эту проблему, добавив дополнительное охлаждение в верхней бетонной части, присоединив верхнюю часть к печи таким образом, чтобы она прижималась к индуктору, а не к стальной раме. Кроме того, EGES применяет термический нагрев верхней бетонной части, чтобы удалить влагу и повысить прочность футеровки.

В плавильных системах EGES водоохлаждаемые кабели имеют отдельную систему охлаждения. После длительной работы печи, если появляется какое-либо повреждение в водоохлаждаемом кабеле, его можно заменить менее, чем за 10 минут без нарушения и остановки охлаждения индуктора печи. Это обеспечивает проведение ремонта и замены кабелей без ограничения по времени, не торопясь, и с соблюдением всех требований по технике безопасности.

Печи EGES сконструированы для уменьшения риска образования гарнисажа во время плавки и исключают нарушение химического состава металла. Минимальное расстояние между верхним уровнем индуктора и верхом печи обеспечивает наилучший прогрев верхней зоны печи. Такая конструкция позволяет предотвратить ошибки



Блок печей емкостью 4 т мощностью 3 МВт, система MELT&HOLD (плавки и выдержки), Чехия

оператора и исключает возможность образования «козла» в этой зоне. Конструкторы фирмы EGES точно рассчитали и выполнили верхнюю бетонную часть с учетом обеспечения минимального расстояния между верхом активной части индуктора и магнитопроводами. Кроме того, были приняты дополнительные меры предосторожности для уменьшения образования магнитного поля в верхней части печи, оказывающего вредное воздействие на оператора.

Для охлаждения индукторов печей используют обыкновенную техническую воду. Дистиллированную воду используют только для охлаждения преобразователя для сведения до минимума эффекта электролиза. При этом на системах EGES применяется специальная емкость из смол, снижающая проводимость воды при охлаждении до уровня 0,1 мкс. Повышение уровня проводимости холодной воды до 4 мкс сопровождается звуковым сигналом и сообщениями на ПЛК, что требует от оператора замены смолы.

Фирма EGES на больших печах не применяет систему охлаждения индукторов дистиллированной («мягкой» водой) из-за сложной и неэффективной эксплуатации такой системы, требующей постоянного автоматического контроля и поддержания проводимости воды около 20 мкс.

В печах большой емкости при недостаточном прогреве футеровки (после остановки печей на выходные дни) металл может проникать внутрь трещин, которые появляются во время охлаждения футеровки и не ремонтируются из-за неправильного процесса подогрева. По этой причине снижается срок службы футеровки. Для предотвращения этого EGES поставляет индукционные системы с тремя программами подогрева, при этом нет необходимости применять термодары в стандартных программах ПЛК, как практикуется у других производителей печей.

Очень важным процессом в печах большого объема является сушка печей для удаления влажности при их обслуживании. Во время ремонта или обновления обмазки, или при замене индуктора, уровень влажности в футеровке печей значительно повышается, и это должно быть устранено, то есть влажность должна быть снижена до приемлемого уровня. Существует несколько методов сушки футеровки. EGES разработала программу сушки в стандартной ПЛК программе, применяя удобные размеры блоков нагреваемой массы, которые загружают в печь. По нашему мнению, применяя правильный блок, устанавливаемый в печь, закрывая крышку и используя специ-



3-х тонная печь, АО «Запорожсталь», Украина



Печь емкостью 8 т, установленная на Луганском литейно-механическом заводе, Украина

альную программу сушки печи, контролирующую уровень влажности с отображением данных на дисплее, достигается наибольшая эффективность и надежность сушки.

Конструкторы EGES приняли во внимание все возможные меры предосторожности для предотвращения выхода из строя тиристоров в преобразователях. Наша философия – принимать все меры безопасности для уменьшения ошибок в системе и проектировать плавильные системы таким образом, чтобы максимально уменьшить время их обслуживания. Например, в преобразователях, где тиристоры установлены вертикально, их замена при выходе из строя очень трудоемка и риск ошибки при вертикальной центровке во время процесса установки тиристоров (что очень опасно для них) очень велик. EGES предотвращает возможность выхода из строя тиристоров за счет необходимой электронной защитной цепи и использует надежные вспомогательные компоненты, а также применяет такой способ установки тиристоров, который позволяет легко осуществить их замену и снижает до минимума возможность ошибки при их установке.

Дефекты водоохлаждающих конденсаторов, или дуга между витками индуктора, или проникновение металла, или дефект изоляции между витками приводят к выходу из строя тиристоров. EGES заранее предупреждает такие проблемы. Так, перед поставкой, во время последних испытаний, мы проводим симуляцию такого рода проблем, которые могут появиться, и предупреждаем их в дальнейшем.

Тел./факс: (495) 952-80-46.



ЗАО «ВИТех-Сервис»

СОВРЕМЕННЫЕ ВСПОМОГАТЕЛЬНЫЕ МАТЕРИАЛЫ ДЛЯ ЛИТЕЙНОЙ И МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОЙ ПРОМЫШЛЕННОСТИ

НАИМЕНОВАНИЕ	АНАЛОГ	НАЗНАЧЕНИЕ
Покрытие разделительное ФОРМОЛ ТУ 0258-005-11035757-2006	Литапарм	ФОРМОЛ-100 - Покрытие разделительное для металлических моделей при изготовлении разовых песчано-глинистых форм на автоматических формовочных линиях и вручную.
		ФОРМОЛ-200 - Покрытие разделительное для металлических моделей с противопригарными свойствами при изготовлении форм на автоматических формовочных линиях и вручную.
		ФОРМОЛ-300 - Покрытие разделительное для металлических моделей с противопригарными свойствами и специальными добавками, способствующими упрочнению поверхности формы при изготовлении форм на автоматических формовочных линиях и вручную.
		ФОРМОЛ-400 - Покрытие разделительное для деревянных моделей при изготовлении форм из сырых песчано-глинистых смесей.
Водэмульсионная (смазочно-охлаждающая жидкость) АКТИВОЛ ТУ 0258-008-11035757-2005	Клюбер, Элитол, Ставрол, Формопресс	АКТИВОЛ-100 - Смазочно-охлаждающая жидкость (в дальнейшем СОЖ) на основе легких минеральных масел для обработки формообразующих пресс-форм при литье под давлением отливок из цинковых сплавов.
		АКТИВОЛ-200 - СОЖ на основе тяжелых минеральных масел для обработки формообразующих пресс-форм при литье под давлением отливок из алюминиевых сплавов.
		АКТИВОЛ-300 - СОЖ на основе полусинтетических масел для обработки формообразующих пресс-форм при литье под давлением отливок из алюминиевых и медных сплавов.
		АКТИВОЛ-400 - Разделительное покрытие для нагреваемой модельно-стержневой оснастки при изготовлении литейных стержней и форм.
		АКТИВОЛ-500 - Разделительное покрытие для модельной оснастки при производстве шин и резинотехнических изделий.
Смазка технологическая разделительная АДГЕЗОЛ ТУ 0258-007-11035757-2005	Животный жир, растительные масла, Саломас	АДГЕЗОЛ-100 - Смазка (без наполнителя) для обработки оснастки при горячей штамповке алюминиевых сплавов.
	СВ-1, Ставрол, Бентол, Формопресс, Trennex Automatic 899	АДГЕЗОЛ-200 - Смазка (без наполнителя) для обработки прессующей пары в ручном и автоматическом режиме. АДГЕЗОЛ-300 - Смазка (с наполнителем до 10%) для обработки прессующей пары в автоматическом режиме.
	СВ-1, Trennex 854G, Ставрол, Бентол, Формопресс,	АДГЕЗОЛ-400 - Смазка (с наполнителем до 30%) для обработки прессующей пары в ручном режиме.
	Термо СВ, Trennex AlSi, Ставрол, Бентол, Формопресс,	АДГЕЗОЛ-500 - Смазка (паста) для обработки критических зон пресс-форм, для устранения пригаров и металлизации.
Модельный восковый состав МВС-3Т ТУ 0258-006-11035757-2004	МВС-3А, МВС-3АЯ, МВС-3Н	МВС-3Т - модельный восковый состав для литья по выплавляемым моделям.
Флюс перлитовый БАРЬЕР ТУ 5717-001-11035757-2006	REMMOS-100/200-S/N	Флюс БАРЬЕР - Фракционированная дробленая перлитовая порода для связывания (коагуляции) шлака на поверхности расплава при производстве ответственных отливок из стали и чугуна (в т.ч. для отливок поршневых колец).

Наши координаты: **445040, Россия, Самарская обл., г.Тольятти, а/я 1650**

Тел/факс: +7(8482) 63-52-56; 63-51-57; 20-67-28. E-mail: vit@tit.volga.ru.

Для потребителей Украины: *Официальный представитель -*

ООО «Индустриальная Торговая компания», г. Запорожье, Тел./факс: +38(061) 220-55-47

Ф.И. Майоров (ЗАО «ВИТех–Сервис», г. Тольятти), А.Н.Ухов (ОАО «КАМАЗ–Металлургия», г. Набережные Челны), А. В.Черненко, Д.В. Худокормов (УАЗ–Металлургия, г. Ульяновск), Н.Р.Петров (ОАО «ЧАЗ», г.Чебоксары)

«Формол» – новый шаг в улучшении свойств разделительных покрытий

В настоящее время при изготовлении стальных и чугунных отливок в сырых песчано–глинистых формах для облегчения извлечения модели из формы применяют следующие разделительные покрытия: минеральное масло с олеиновой кислотой; керосин или дизтопливо с олеиновой кислотой; РЖ–В с олеиновой кислотой с добавлением или без добавления кристаллического графита.

Минеральное масло имеет высокие вязкость, поверхностное натяжение и адгезию к силикатам, в частности к кварцу, а также практически к любому материалу, из которого изготовлена модель (металл или пластмасса). Поэтому разделительное покрытие на основе минерального масла не может полностью устранить прилипание формовочной смеси к поверхности модели. Этот недостаток особенно сильно сказывается при машинной формовке, когда модель извлекается из формы вертикальной протяжкой практически без вибрации. Кроме того, минеральное масло за счет капиллярного эффекта, высокой адгезии к силикатам проникает в слои формы, граничащие с поверхностью модели, и остается там после извлечения модели. Во время заполнения формы жидким металлом масло сгорает с образованием большого объема газообразных продуктов и водяного пара, что приводит к поражению отливки газовой пористостью, а потеря термостойкости формовочной смеси за счет проникновения масла между частицами песка способствует браку отливок по ужиминам и засору.

Керосин и дизтопливо, как основа разделительного покрытия, лишены вышеуказанных недостатков, но резко ухудшают санитарно–гигиенические условия труда, а воздушно–капельная смесь керосина или дизтоплива, образующаяся при нанесении разделительного покрытия на поверхность модели распылением, пожаро– и взрывоопасна. Покрытия на основе керосина или дизтоплива не стойки, требуют частого повторного нанесения из–за небольшой прочности образующейся на поверхности модели разделительной пленки и слабой адгезии к материалу модели.

Содержащаяся в разделительном покрытии олеиновая кислота, парафины и некоторые другие ароматические углеводороды, а также продукты взаимодействия между компонентами покрытия при отрицательных температурах образуют осадок, что может затруднить их транспортировку, перекачку и применение.

Практикой подтверждается, что при применении вышеуказанных типов разделительных покрытий получить отливки с низким уровнем брака, удовлетворительными санитарно–гигиеническими условиями труда и высокими эксплуатационно–технологическими

характеристиками применяемых разделительных покрытий нередко очень сложно.

ЗАО «ВИТех–Сервис» разработало, испытало и серийно производит разделительные покрытия типа «Формол», обладающие свойствами, которые обуславливают их эффективность: пониженной кинематической вязкостью и малым внутренним трением, обеспечивают легкость извлечения модели из формы и удобство нанесения «Формола» на поверхность модели. Высокое поверхностное натяжение обеспечивает устойчивость пленки нанесенного покрытия к стиранию при извлечении модели. Специально подобранный химический состав «Формола» обеспечивает сгорание пленки «Формола», оставшейся на поверхности формы, с образованием блестящего углерода и незначительным газообразованием, в результате чего уменьшается вероятность образования пригара.

В серии продукта «Формол» следует отметить разделительное покрытие «Формол–300», отличающееся специальным составом и свойствами разделительной пленки. Эта пленка, нанесенная на поверхность модели, после извлечения модели из формы остается на поверхности формы. Высокая летучесть растворителя обеспечивает быстрое высыхание пленки, в результате чего поверхностный слой формы дополнительно упрочняется, увеличивая свою термостойкость, устойчивость к осыпанию и потере поверхностной влаги.

Одним из достоинств разделительных покрытий «Формол» является его адаптация к существующим производственным условиям. При переводе оборудования на использование покрытия «Формол» не требуется каких–либо изменений в конструкции распылителей, трубопроводов и т.п.

Разделительные покрытия «Формол» успешно эксплуатируются или прошли опытно–промышленные испытания на ОАО ЧАЗ (г. Чебоксары), ОАО «АЛНАС» (г.Альметьевск), ОАО «Челябэнергоремонт», ОАО «Руслич» (г. Верхняя Салда), ОАО «РЛЗ» (г.Ростов–на–Дону), ООО «УАЗ–Металлургия» (г.Ульяновск), ООО «КамАЗ–Металлургия» (г.Набережные Челны), ОАО «АВТОВАЗ» (г.Тольятти), ОАО «Уралвагонзавод», ЗАО «Термотрон–завод» (г. Брянск).

В случае заинтересованности в данном материале обращайтесь к специалистам

ЗАО «ВИТех–Сервис»:
тел./факс: (8482) 63–52–56; 63–51–57.
Официальный представитель в Украине –
ООО «Индустриальная Торговая компания»,
г. Запорожье, тел./факс: +38(061) 220–55–47.

Н.К. Жиганов (д-р физико-математических наук, проф. ТГТУ, г.Тверь),
Е.Е. Фомина (аспирант, ТГТУ, Тверь), И. Н. Вольнов (канд. техн. наук,
ЗАО «Русская Промышленная Компания»)

Влияние технологических параметров на охлаждение непрерывнолитой медной заготовки

Непрерывное литье доминирует в производстве продукции из цветных металлов и их сплавов. Все возрастающие требования к качеству непрерывнолитых заготовок определяют необходимость дальнейшего изучения процессов, сопровождающих их формирование: теплопереноса, кинетики фазовых переходов, гидродинамики, турбулентности, перераспределения химических компонентов и др. Экспериментальное изучение этих процессов является трудоемким, дорогостоящим, а зачастую и невозможным. Использование полуэмпирических зависимостей на основе закона квадратного корня уже не отвечает современным требованиям [1]. Поэтому актуальной проблемой сегодня является математическое моделирование и разработка специализированных пакетов программ, позволяющих с заданной точностью отразить данные физические процессы и с достаточной наглядностью визуализировать процесс непрерывного литья. С этой целью разработана программа для моделирования процесса непрерывного вертикального литья цилиндрических заготовок. Программа зарегистрирована в реестре программ для ЭВМ федеральной службы по интеллектуальной собственности, патентам и товарным знакам №2007614353.

Процесс непрерывного литья рассматривается на тепловом и гидродинамическом уровне. Учет гидродинамических процессов существенно расширяет область применения разработанной программы, так как позволяет явно учитывать влияние на формирование слитка конвективного перемешивания расплава в зоне кристаллизации, различных способов его подвода в кристаллизатор, а также явления турбулентности.

В основу математической модели непрерывного литья положена система дифференциальных уравнений в частных производных, записанных в цилиндрических координатах [2] и расширенная до нестационарного случая. Система включает уравнения неразрывности, количества движения, энергии, а также необходимые начальные и граничные условия. Граничное условие по теплопередаче на границе «отливка-кристаллизатор» учитывает образование зазора вследствие развития объемной усадки сплава и изменение по этой причине механизма переноса теплоты. Система дифференциальных уравнений решается методом конечных объемов [3]. Расчетная область разбивается на конечное число непересекающихся малых объемов так, что в каждом из них содержится один узел сетки. Дискретные аналоги дифференциальных уравнений получают путем их интегрирования по каждому такому объему. Интегралы вычисляются с использованием кусочных профилей, описывающих изменение функций между узловыми точками. Все дискрет-

ные аналоги строятся с использованием шахматной сетки, компоненты скорости рассчитываются на граничных конечных объемах, а давления и температуры – в узловых точках. Для коррекции полей давления и скоростей применяется метод нижней релаксации [4].

Для моделирования турбулентности используется $k-\epsilon$ модель, описываемая следующими уравнениями:

$$\text{турбулентной вязкости: } \mu_m = C_\mu \rho \frac{k^2}{\epsilon},$$

турбулентной кинетической энергии k :

$$\rho k \nabla v = \nabla \left(\frac{\mu_m}{\sigma_k} \nabla k \right) + \mu_m \Phi - \rho \epsilon,$$

скорости диссипации ϵ :

$$\rho \epsilon \nabla v = \nabla \left(\frac{\mu_m}{\sigma_\epsilon} \nabla \epsilon \right) + C_{1\epsilon} \mu_m \frac{\epsilon}{k} \Phi - C_{2\epsilon} \rho \frac{\epsilon^2}{k},$$

где $C_{1\epsilon} = 1,44$, $C_{2\epsilon} = 1,92$, $C_\mu = 0,09$, $\sigma_k = 1$, $\sigma_\epsilon = 1,3$, Φ – тензор вязкой диссипации.

Адекватность разработанной программы проверяли путем сравнения результатов, полученных с ее помощью, с результатами, полученными в коммерческом CFD пакете FLOW-3D® (www.flow3d.com, www.flow3d.ru), программный код которого многократно тестировался на адекватность экспериментальным данным различных технологических процессов литья, включая непрерывное литье [5, 6]. Расхождение результатов составило не более 1,2% [7]. В сравнении с коммерческим пакетом общего назначения FLOW-3D®

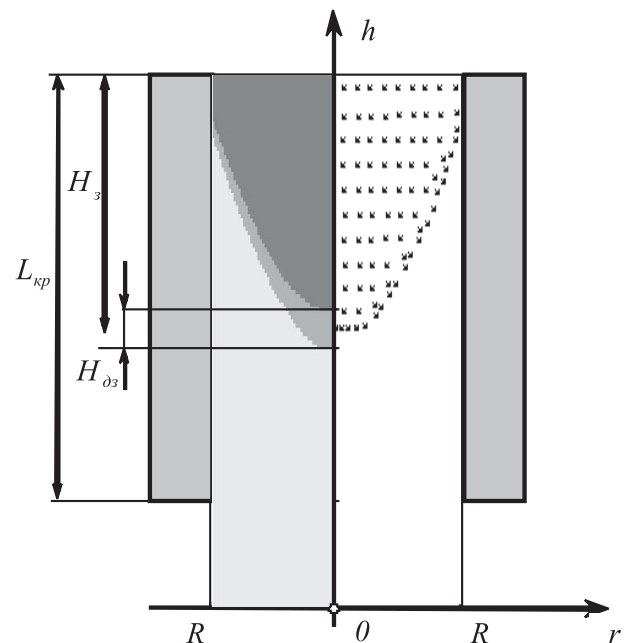


Рис. 1. Принципиальная схема непрерывного литья с температурным профилем и полем скоростей

разработанная программа имеет специализированную, узкую область применения и вследствие этого более проста в использовании.

Проведены вычислительные эксперименты для определения степени влияния на условия охлаждения медной заготовки основных технологических параметров процесса: скорости вытяжки v_b , температуры заливки расплавленного металла в кристаллизатор $T_{зал}$, длины кристаллизатора $L_{кр}$, а также температуры охлаждающей воды в кристаллизаторе $T_{охл}$. Моделировали процесс вытяжки с постоянной скоростью v_b заготовки радиуса R из кристаллизатора длиной $L_{кр}$ (рис. 1). Заливка расплавленного металла в кристаллизатор осуществляется равномерно по всей площади его входного отверстия. Было произведено изменение технологических параметров в пределах, реализуемых на производстве, и в окрестности такой их комбинации, при которой экспериментально достигалась приемлемая устойчивость процесса к обрыву заготовки при максимальной производительности. За базовый вариант принят следующий набор параметров: $R = 0,1$ м, $L_{кр} = 0,8$ м, $v_b = 0,04$ м/с. Остальные параметры, использованные в моделировании: температуры ликвидуса и солидуса, соответственно, 1357 К и 1346 К, $T_{зал} = 1430$ К, $T_{охл} = 295$ К.

Условия затвердевания оценивали двумя геометрическими параметрами температурного профиля заготовки: H_3 – глубиной зоны затвердевания, которую определяли как максимальное расстояние от верхнего края кристаллизатора до границы затвердевшего металла и $H_{дз}$ – шириной двухфазной зоны – максимальное расстояние между границами жидкого и затвердевшего металла (см. рис. 1).

На рис. 2 приведены температурные профили по высоте кристаллизатора для различной скорости v_b в интервале 0,02–0,1 м/с. На рис. 3 представлены зависимости H_3 и $H_{дз}$ от скорости вытяжки.

Из рис. 2, а–г следует, что при скоростях вытяжки, при которых фазовый переход успевает завершиться в зоне кристаллизатора, изменение параметров H_3 и $H_{дз}$ может быть описано зависимостью, близкой к линейной. Однако при $v_b > 0,08$ м/с завершение фазового перехода происходит вне кристаллизатора, в зоне вторичного охлаждения (см. рис. 2) – линейный характер зависимости изменяется.

На рис. 4 и 5 даны изменения параметров температурного профиля в зависимости от R и $T_{зал}$, соответственно. Следует отметить, что ширина двухфазной

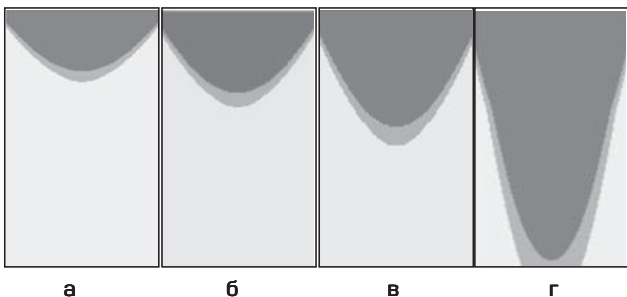


Рис. 2. Температурные профили для $v_b = 0,02$ (а), 0,04 (б), 0,06 (в) и 0,1 (г) м/с.

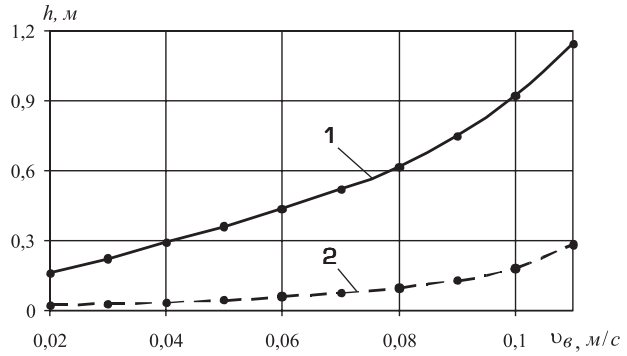


Рис. 3. Зависимость H_3 (1) и $H_{дз}$ (2) от v_b

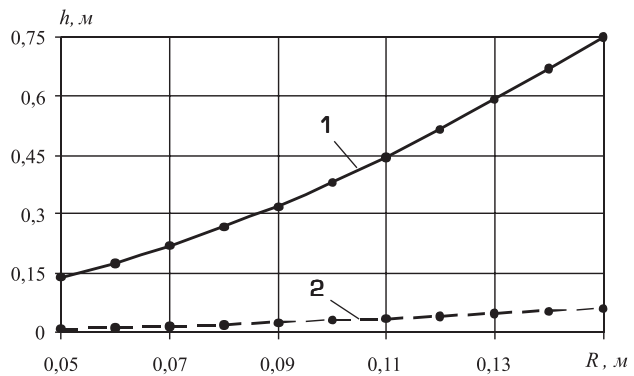


Рис. 4. Зависимость H_3 (1) и $H_{дз}$ (2) от R

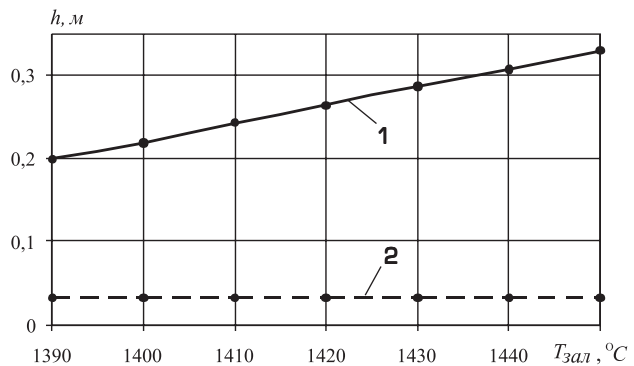


Рис. 5. Зависимость H_3 (1) и $H_{дз}$ (2) от $T_{зал}$

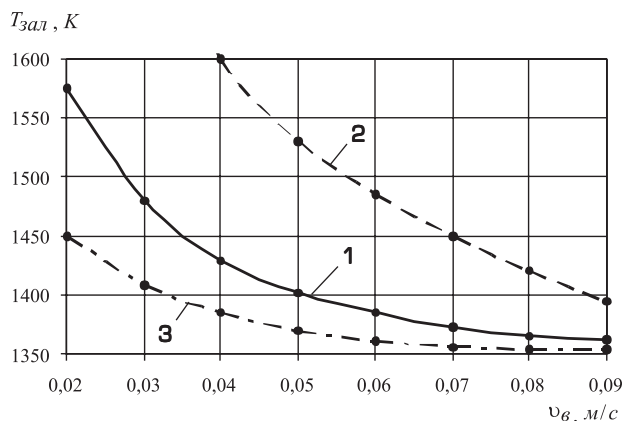


Рис. 6. Линии равного значения H_3 в координатах $T_{зал} - v_b$: 1 – 0,29 м, 2 – 0,6 м, 3 – 0,16 м

зоны практически не чувствительна к изменению температуры заливки.

Изменение длины кристаллизатора, при условии полного завершения фазового перехода в отливке в пределах кристаллизатора, не оказывает существенно влияния на параметры температурного профиля. Такие же результаты получены для температуры охлаждающей воды в кристаллизаторе.

Наибольший интерес представляет задача повышения производительности при сохранении заданного качества непрерывнолитой заготовки. Проблема состоит в том, что с увеличением v_B и возрастанием производительности процесса, одновременно возрастает склонность к потере устойчивости или обрыву заготовки. Как правило, критическое значение скорости определяется экспериментально, для каждого конкретных условий производства. Вопрос потери устойчивости достаточно сложен и связан не только с технологическими параметрами, но и с колебаниями этих параметров и различного рода неоднородностями (контакта «расплав–кристаллизатор», толщины зазора и т.д.). Однако, если в первом приближении допустить, что устойчивость можно характеризовать геометрическими параметрами температурного профиля, то есть H_3 и $H_{дз}$, то будут иметь место некоторые критические значения этих параметров, при которых обеспечивается максимально возможная производительность процесса. Превышение H_3 и $H_{дз}$ их критических значений означает потерю устойчивости процесса.

Ясно, что одно и то же значение H_3 и $H_{дз}$ может быть получено различными комбинациями технологических параметров. Следовательно, в координатном пространстве технологических параметров процесса могут быть построены линии (в двухмерном случае) и поверхности (в трехмерном) «равного значения» H_3 и $H_{дз}$. Как показало моделирование, наибольшее влияние на H_3 и $H_{дз}$ оказывают технологические параметры $T_{зэл}$ и R . Таким образом, для фиксированного R линии равного значения H_3 и $H_{дз}$ удобно строить в координатах $(T_{зэл}, v_B)$.

Такие линии построены для трех значений глубины зоны затвердевания в координатах $(T_{зэл}, v_B)$ и при

фиксированных остальных технологических параметрах, соответствующих базовому варианту (рис. 6). Располагая такими данными и экспериментально установленным критическим значениям H_3 , технолог может в пределах v_B и $T_{зэл}$ повышать производительность процесса, при сохранении постоянных значений H_3 и $H_{дз}$ и, следовательно, устойчивости процесса к обрыву. Например, если критическое значение $H_3 = 0,29$ м при $v_B = 0,035$ м/с и $T_{зэл} = 1450$ К, то для повышения скорости вытяжки до $v_B = 0,04$ м/с, необходимо снизить температуру заливки до $T_{зэл} = 1429$ К.

Не меньший практический и теоретический интерес представляет расположение, форма и размеры двухфазной зоны затвердевающего слитка, поскольку именно в ней формируется кристаллическая структура металла и закладываются будущие свойства заготовки. Как показывает опыт и проведенные расчеты, величина этой зоны, а также ее расположение внутри слитка зависят от типа металла, способа его подвода в кристаллизатор, размера заготовки и технологических параметров литья. Данная программа позволяет установить количественные отношения между этими параметрами и, следовательно, управлять процессом формирования заготовки. Она может быть использована в производственной практике для решения задач проектирования и оптимизации технологического процесса получения непрерывнолитых заготовок.

Список литературы

1. Бровман М.Я. Непрерывная разливка металлов. – М.: Экомет, 2007. – 484 с.
2. Shyy W., Wei D.Y., Pang Y. // IHMT, 1992, Vol. 35, № 5, P. 1229–1245
3. Патанкар С. Численные методы решения задач теплообмена и динамики жидкости. – М.: Энергоатомиздат, 1984. – 152 с.
4. Флетчер К. Вычислительные методы в динамике жидкостей. В 2-х т. – М.: Мир, – 1991.
5. www.flow3d.com/apps/cast/app_cast_contin_1.html
6. www.flow3d.ru/appl/tundish.htm
7. Жиганов Н.К., Вольнов И.Н., Фомина Е.Е. Моделирование процессов непрерывного литья цветных металлов и их сплавов. – Тверь: ТГТУ, 2007. – 224 с.

Э.Х. Ри (канд. техн. наук), Е.Б. Кухаренко (аспирант), Хосен Ри (докт. техн. наук, заведующий кафедрой «Литейное производство и технология металлов», Тихоокеанский государственный университет, г. Хабаровск)

Механизм и кинетика кристаллизации эвтектики и эвтектоида в модифицированном кремнием чугуна СЧ 20, облученном в жидком состоянии наносекундными электромагнитными импульсами (НЭМИ)

Чугун перегревали до 1550°C , после выдержки в течение 5 мин охлаждали со скоростью $20^{\circ}\text{C}/\text{мин}$ до температуры 1350°C . При этой же температуре расплав обрабатывали НЭМИ в течение 5, 10, 15, 20 и 25 мин, затем модифицировали ферросилицием (ФС45) в количестве 1,0; 2,0 и 3,0%. После модифи-

цирования расплав охлаждали с постоянной скоростью $20^{\circ}\text{C}/\text{мин}$ до температуры 500°C . Кристаллизационные параметры определяли методами гамма-проникающих излучений и термического анализа.

Рассмотрим эвтектическую кристаллизацию на примерах интенсивности гамма-проникающих излучений.

Из рис. 1 видно, что эвтектическая кристаллизация протекает с резким уплотнением (уменьшением интенсивности) чугуна ($-\Delta J_3^H$) при температуре начала эвтектического превращения t_3^H , что связано с кристаллизацией из жидкой фазы ледебуритной эвтектики (А+Ц). При дальнейшем охлаждении до температуры конца эвтектического превращения t_3^K вследствие частичной графитизации и распада эвтектического цементита происходит разуплотнение чугуна ($+\Delta J_3^K$). Данный процесс не прекращается при дальнейшем охлаждении чугуна и достигает максимума значительной интенсивности $+\Delta J_{max}^K$ при определенных температурах t_i ($t_i < t_3^K$).

Анализируя данные, приведенные на рис. 2, можно предложить следующий механизм кристаллизации эвтектики. В чугунах, модифицированных ферросилицием, в момент кристаллизации при t_3^H жидкая фаза кристаллизуется по метастабильной системе с образованием ледебуритной эвтектики (А+Ц). Увеличение продолжительности облучения расплава НЭМИ (ПОН) способствует возрастанию количества жидкой фазы эвтектического состава, что подтверждает рост значений $-\Delta J_3^H$ до 20-мин облучения при модифицировании чугуна 1,0% и до 15-мин облучения расплава НЭМИ при 2,0% ФС45 (рис. 2, а-г). При дальнейшем охлаждении до температуры конца кристаллизации эвтектики t_3^K наблюдается разуплотнение чугуна ($+\Delta J_3^K$) в связи с кристаллизацией графитной эвтектики из оставшейся части жидкого сплава и распада цементита, образовавшегося в начальный момент кристаллизации эвтектики. Величина $+\Delta J_3^K$ возрастает до 20-мин облучения расплава НЭМИ с 1,0% и 15-мин облучения расплава НЭМИ с 2,0% ФС45 (рис. 2, а-г). В чугуне с 3,0% ФС45 максимальное значение $-\Delta J_3^H$ наблюдается при облучении расплава НЭМИ в течение 10-15 минут (гипотетическая штриховая линия на рис. 2, д), а значение $+\Delta J_3^K$ постоянно уменьшается (рис. 2, е).

Отличительной особенностью эвтектической кристаллизации чугуна с 2,0%, по сравнению с чугуном с 1,0% ФС45, является постоянное уменьшение значений $+\Delta J_{max}^K$ от ПОН до 25 минут вследствие более интенсивной графитизации при эвтектической кристаллизации. Кроме того, температура t_i повышается от ПОН расплава. Общая степень разуплотнения $+\Delta J$ изменяется от ПОН по экстремальной зависимости с максимумом ее значения при 15-минутном облучении НЭМИ.

Можно отметить следующие особенности эвтектической кристаллизации в чугуне с 3,0% ФС45:

- степень уплотнения расплава $-\Delta J_3^H$ в начальный момент кристаллизации эвтектики при t_3^H увеличивается более интенсивно по мере увеличения ПОН расплава до 10 минут с последующим ее уменьшением до

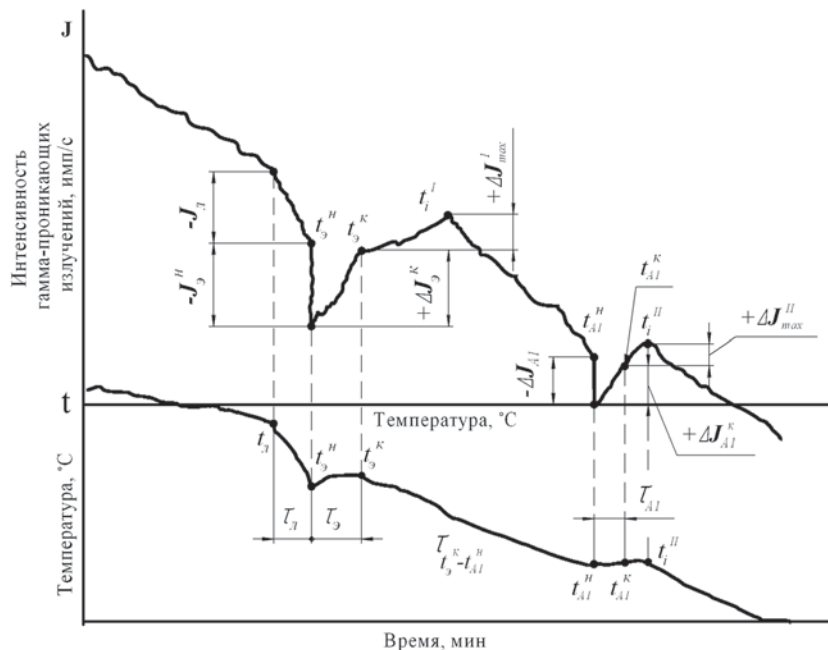


Рис. 1. Политерма интенсивности, термограмма кристаллизации чугуна и расфировка кристаллизационных параметров

25-минутного облучения НЭМИ (рис. 2, д), а степень разуплотнения $+\Delta J_3^K$ постоянно уменьшается по мере увеличения продолжительности облучения расплава (рис. 2, е);

- степень разуплотнения закристаллизовавшегося чугуна $+\Delta J_{max}^K$ увеличивается до 25-мин облучения расплава НЭМИ.

На основании проведенных исследований можно сделать следующие выводы. В чугунах, модифицированных ферросилицием, наблюдается рост значений $-\Delta J_3^H$ до определенной продолжительности облучения расплава (рис. 2): в чугунах с 1,0, 2,0 и 3,0% ФС45, соответственно, до 20, 15 и 10-мин облучения расплава НЭМИ. При этом доля ледебуритной эвтектики возрастает. После завершения первой стадии эвтектической кристаллизации (уплотнение расплава $-\Delta J_3^H$ при t_3^H) начинается завершающая стадия кристаллизации эвтектики, заключающаяся в разуплотнении чугуна ($+\Delta J_3^K$) до температуры конца эвтектического превращения t_3^K .

Увеличение продолжительности облучения расплава до определенного значения способствует росту значений $+\Delta J_3^K$ в чугунах с 1,0 и 2,0% ФС45 (рис. 2, б и г). Причем, чем больше содержание кремния, тем меньше значения $+\Delta J_3^K$. Эти данные свидетельствуют о том, что оставшаяся жидкая фаза по мере приближения к температуре конца эвтектического превращения кристаллизуется в графитную эвтектику либо происходит параллельно распаду первичного цементита с образованием графитной эвтектики. Чем больше содержание кремния в чугуне, тем меньше значения $+\Delta J_3^K$, так как уменьшаются значения $-\Delta J_3^H$ (доля ледебуритной эвтектики).

В заэвтектическом чугуне (при ПОН расплава более 20 мин для 1,0% и более 15 мин для 2,0% ФС45) наблюдается уменьшение значений $-\Delta J_3^H$. Эти данные

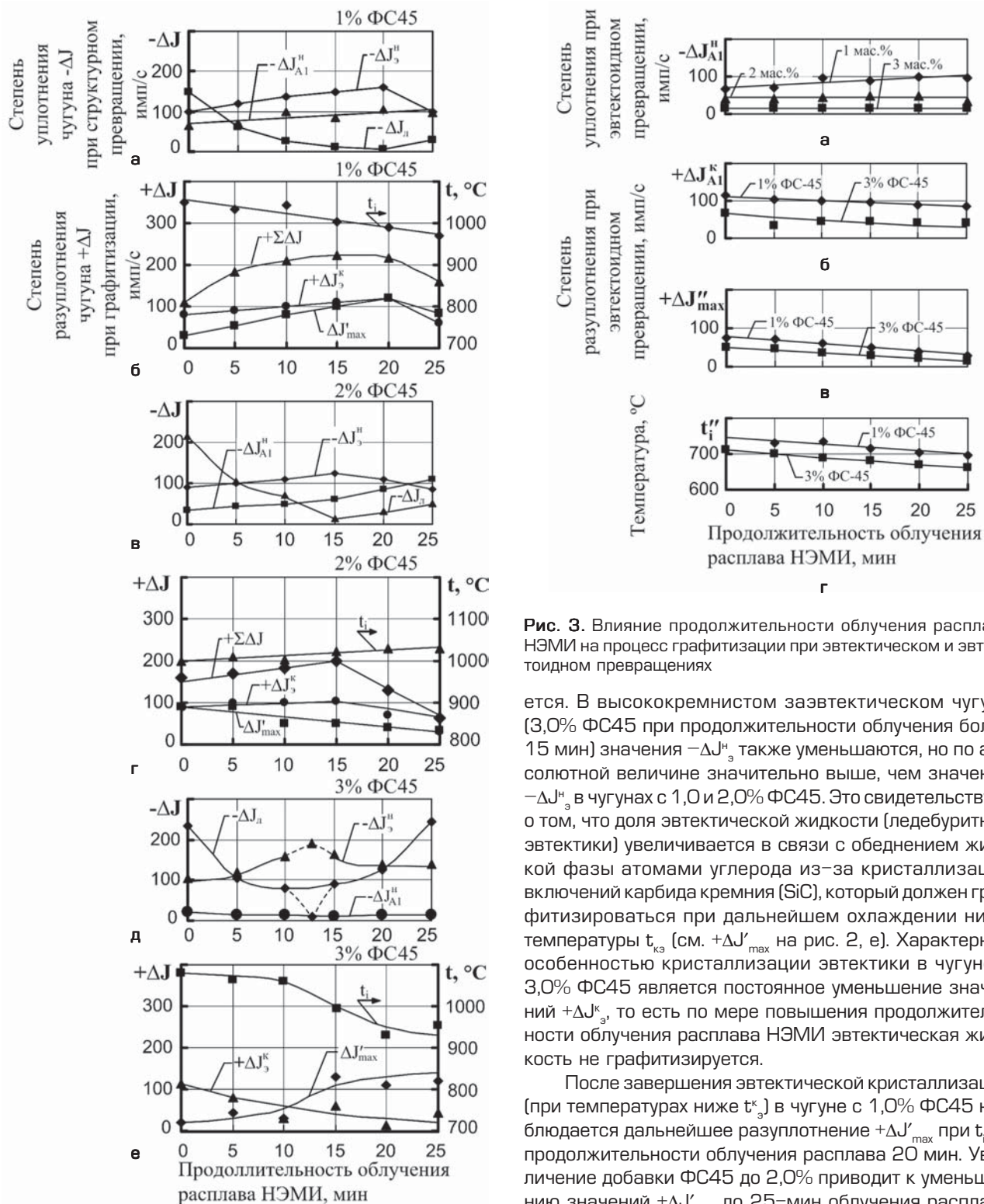


Рис. 2. Влияние продолжительности облучения расплава НЭМИ на кристаллизационные параметры серого чугуна СЧ20 после дополнительного модифицирования ферросилицием, где а, в, д – степень уплотнения чугуна, $-\Delta J$; б, г, е – степень уплотнения чугуна, $+\Delta J$

свидетельствуют о том, что при соответствующих продолжительностях облучения расплавов в зависимости от количества добавки ФС45 объем ледебуритной эвтектики в момент начала ее кристаллизации уменьша-

Рис. 3. Влияние продолжительности облучения расплава НЭМИ на процесс графитизации при эвтектическом и эвтектоидном превращениях

ется. В высококремнистом заэвтектическом чугуне (3,0% ФС45 при продолжительности облучения более 15 мин) значения $-\Delta J_3^H$ также уменьшаются, но по абсолютной величине значительно выше, чем значения $-\Delta J_3^H$ в чугунах с 1,0 и 2,0% ФС45. Это свидетельствует о том, что доля эвтектической жидкости (ледебуритной эвтектики) увеличивается в связи с обеднением жидкой фазы атомами углерода из-за кристаллизации включений карбида кремния (SiC), который должен графитизироваться при дальнейшем охлаждении ниже температуры $t_{кв}$ (см. $+\Delta J'_{max}$ на рис. 2, е). Характерной особенностью кристаллизации эвтектики в чугуне с 3,0% ФС45 является постоянное уменьшение значений $+\Delta J_3^k$, то есть по мере повышения продолжительности облучения расплава НЭМИ эвтектическая жидкость не графитизируется.

После завершения эвтектической кристаллизации (при температурах ниже t_3^k) в чугуне с 1,0% ФС45 наблюдается дальнейшее разуплотнение $+\Delta J'_{max}$ при t_i до продолжительности облучения расплава 20 мин. Увеличение добавки ФС45 до 2,0% приводит к уменьшению значений $+\Delta J'_{max}$ до 25-мин облучения расплава НЭМИ. Чугун графитизируется в основном при эвтектическом превращении. Постоянный рост значений $+\Delta J'_{max}$ по мере повышения ПОН расплава до 25 мин в чугуне с 3,0% ФС45 свидетельствует о распаде карбида SiC с образованием графитной фазы в процессе охлаждения ниже температуры t_3^k . Таким образом, установлена кинетика кристаллизации эвтектики в чугунах с различной добавкой ФС45 после облучения расплавов от 0 до 25 мин.

Кристаллизация эвтектоида сопровождается рез-

ким уплотнением ($-\Delta J_{A1}^h$) в начале превращения (t_{A1}^h) с последующим разуплотнением ($+\Delta J_{A1}^k$) до температуры t_{A1}^k (см. рис. 1). При охлаждении ниже t_{A1}^k происходит дальнейшее разуплотнение $+\Delta J_{\max}''$ при t_i'' (см. рис. 1). Из рис. 3, а, следует, что увеличение ПОН расплава способствует росту значений $-\Delta J_{A1}^h$ и уплотнению чугуна в начальный момент перлитного превращения при модифицировании чугуна с 1,0% ФС45. При дальнейшем повышении величин добавки ФС45 до 3,0% значения $-\Delta J_{A1}^h$ остаются без изменения до 25-мин облучения расплава НЭМИ. С увеличением добавки ФС45 абсолютная величина $-\Delta J_{A1}^h$ уменьшается вследствие частичной кристаллизации «феррито-графитного эвтектоида» в результате распада вторичного цементита.

Дальнейшее эвтектоидное превращение сопровождается разуплотнением ($+\Delta J_{A1}^k$) до температуры конца эвтектоидной кристаллизации t_{A1}^k . Из рис. 3, б, видно, что повышение ПОН расплава способствует умень-

шению величины $+\Delta J_{A1}^k$. Данный процесс не заканчивается после завершения эвтектоидного превращения. Как видно из рис. 3, в, облучение расплава НЭМИ приводит к постоянному уменьшению значений $+\Delta J_{\max}''$ в чугунах с 1,0 и 3,0% ФС45.

Температура t_i'' , при которой завершается разуплотнение чугуна в результате распада цементита вторичного, постоянно снижается по мере повышения продолжительности облучения расплава НЭМИ и величины добавки ФС45 (рис. 3, г). Все эти экспериментальные данные свидетельствуют о том, что облучение расплава НЭМИ и увеличение содержания кремния способствуют ферритизации металлической основы вследствие распада вторичного цементита с образованием мелкодисперсной графитной фазы.

Таким образом, под воздействием мощных наносекундных электромагнитных импульсов на расплавы изменяются эвтектичность чугуна, механизм и кинетика кристаллизации эвтектики и эвтектоида.

С.П. Павлинич (канд. техн. наук, технический директор УМПО, г. Уфа)

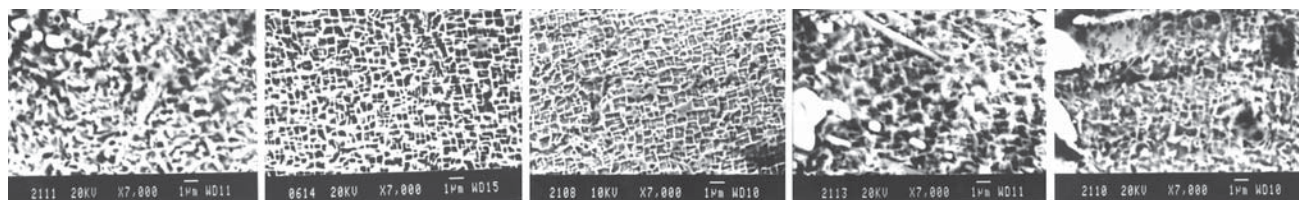
Влияние ионно-имплантационной обработки сплава ЖС32 на его структуру и эксплуатационные свойства

Для определения влияния ионно-имплантационной обработки сплава ЖС32 на его структуру и эксплуатационные свойства были отлиты образцы методом высокоскоростной направленной кристаллизации с кристаллографической ориентацией [001]. Образцы подвергали гомогенизации при температуре 1280°C, выдержке в течение 70 мин и скорости охлаждения 55–80°C/мин. Ионную имплантацию La⁺ и Yb⁺ проводили при E=40 кэВ, J=20–40 мкА/см². При этом варьировали дозу имплантации (D) от 5·10¹⁶ до 5·10¹⁷ ион·см⁻² и температуру последующего вакуумного отжига от 750 до 1000°C. Ионной имплантации подвергалась плоскость (001).

Микроструктурный анализ имплантированной поверхности проводили на наклонных микрошлифах (угол наклона к исследуемой поверхности 1–2°). В структуре поверхностного слоя, имплантированного ионами лантана, по сравнению с исходным состоянием, наблюдается частичное разупорядочение кубических частиц упрочняющей γ' -фазы, связанное, видимо, с процессами образования радиационных дефектов в результате каскада столкновений, частичной перестройки ре-

шетки (рис. 1, 2). Анализ микроструктуры модифицированной поверхности в режиме Compo и концентрационное распределение по лантану, выполненное методом микрорентгеноспектрального анализа по поверхности микрошлифа для D=1·10¹⁷ ион·см⁻² и температуры отжига 750°C, показывает равномерное распределение лантана и фаз лантана (рис. 3). С целью идентификации присутствующих в структуре имплантируемого слоя фаз проведен рентгенофазовый анализ сплава ЖС32. В рентгенограмме поверхности образцов в исходном состоянии присутствуют линии $\gamma'+\gamma$ -фазы (Ni₃Al). После ионной имплантации в рентгенограмме появились дополнительные линии La₂O₃, а после проведения отжига – фазы La₂O₃ и LaAlO₃.

Проведена оценка глубины анализируемого слоя на микрошлифах, которая показала наличие оксидов и перовскитов La на расстоянии от поверхности ~1750–3500 Å, что значительно превышает глубину внедрения ионов La в процессе ионной имплантации. О более глубоких изменениях структуры поверхностного слоя свидетельствует также измерение микротвердости сплава при P=10 Н по глубине (рис. 4). Повышенная



а б в г д

Рис. 1. Микроструктура поверхностного слоя образцов из сплава ЖС32 после ионной имплантации; а – исходное состояние; б, г – D = 5·10¹⁶ ион·см⁻²; в, д – D = 1·10¹⁷ ион·см⁻²; а, б, г – РЭМ, х7000; в, д – в отраженных электронах, РЭМ, х7000

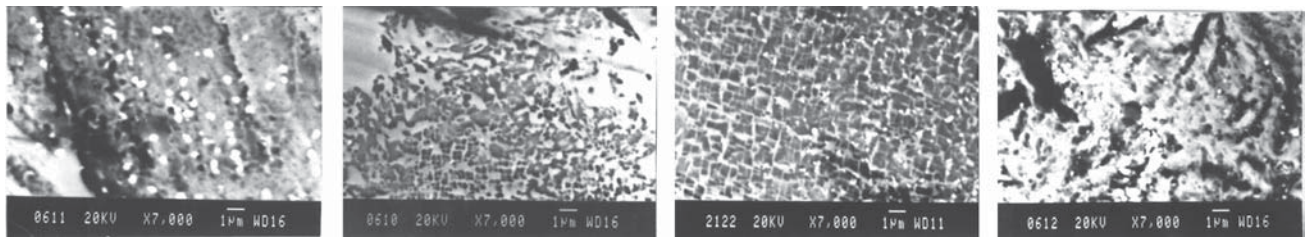


Рис. 2. Микроструктура поверхностного слоя сплава ЖС32 после ионной имплантации и вакуумного отжига: **а** – $D = 5 \cdot 10^{16}$ ион·см⁻², $T = 750^\circ\text{C}$; **б** – $D = 1 \cdot 10^{17}$ ион·см⁻², $T = 750^\circ\text{C}$; **в** – $D = 5 \cdot 10^{16}$ ион·см⁻², $T = 1000^\circ\text{C}$; **г** – $D = 1 \cdot 10^{17}$ ион·см⁻², $T = 1000^\circ\text{C}$

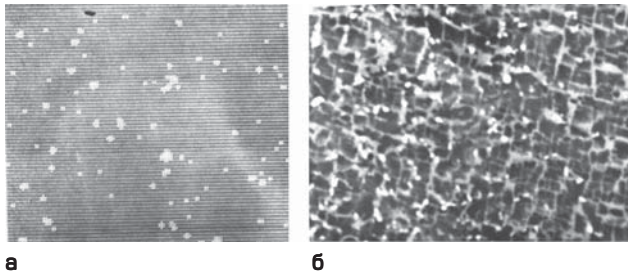


Рис. 3. Распределение концентрации лантана La в поверхностном слое сплава ЖС32: **а** – $D = 1 \cdot 10^{17}$ ион·см⁻², $T = 750^\circ\text{C}$ (РЭМ режим отраженных электронов); **б** – РЭМ в характеристических лучах лантана

микротвердость материала наблюдается в поверхностной области на глубине до 25 мкм.

Такое сверхглубинное изменение структуры имплантируемой поверхности можно объяснить эффектом дальнего действия, рассмотренного в работах [1–3]. Наиболее простое объяснение глубокого проникновения примеси – это диффузия. В процессе ионной бомбардировки тяжелыми ионами La в условиях нагрева облучаемой поверхности активизируется подвижность атомов матрицы и легирующей примеси, что способствует диффузионной миграции атомов La. Известно также, что диффузия по границам зерен может превышать объемную диффузию. Однако в исследуемых образцах с монокристаллической структурой отсутствуют границы зерен. Поэтому только обычная диф-

фузия при температурах, характерных для облучения и даже для последующего отжига, недостаточна для объяснения наблюдаемых глубин изменения фазового состава микротвердости матрицы. Авторы работ [2, 3] полагают, что одним из проявлений дальнего действия является образование дислокационной структуры на глубине вплоть до 30 мкм: в объединенной зоне каскадов атомных столкновений в результате диффузионной перестройки образуются вакансионные петли дислокаций, которые растут и трансформируются в условиях повышения концентрации точечных дефектов (вакансий). Такая модель глубокого образования развитой дислокационной структуры может быть использована для объяснения сверхглубинного изменения микротвердости материала, а также массопереноса примесных атомов.

Принимая во внимание то обстоятельство, что максимальная степень упрочнения поверхности наблюдается при дозе $D = 1 \cdot 10^{17}$ ион·см⁻² и температуре вакуумного отжига $T = 750^\circ\text{C}$ (выдержка 2 ч), дальнейшее исследование эксплуатационных свойств материала ЖС32 проводили на образцах, обработанных по данному режиму.

Проведена оценка жаростойкости сплавов ЖС32 и ЖС6У в исходном состоянии и после ионной имплантации La. Испытания проводили методом определения привеса исследуемых образцов при изотермической выдержке в камерной печи с воздушной атмосферой при максимальной рабочей температуре $1150 \pm 10^\circ\text{C}$ в течение 500 ч. Наибольшая скорость увеличения привеса образцов за счет образования окислы наблюдается до 32 ч выдержки, причем средний привес исходных образцов составил 0,045 мг, а после ионной имплантации – 0,017 мг. В ходе дальнейшей изотермической выдержки скорость увеличения привеса образцов снижается. После 70 ч выдержки при $T = 1150^\circ\text{C}$ привес исходных образцов составил 0,058 мг, для имплантированных – 0,018 мг, что почти в 3 раза меньше. Установлено, что привес имплантированных образцов, измеренный в % от исходного веса, после максимальной выдержки 500 ч почти в 2 раза ниже, чем исходных.

Жаростойкость сплава во многом определяется состоянием поверхностного слоя лопатки в результате высокотемпературного окисления. В связи с этим выполнено исследование микроструктуры поверхностного слоя с использованием химического травления для выявления структурных составляющих. В структуре сплава ЖС32 после изотермической выдержки при

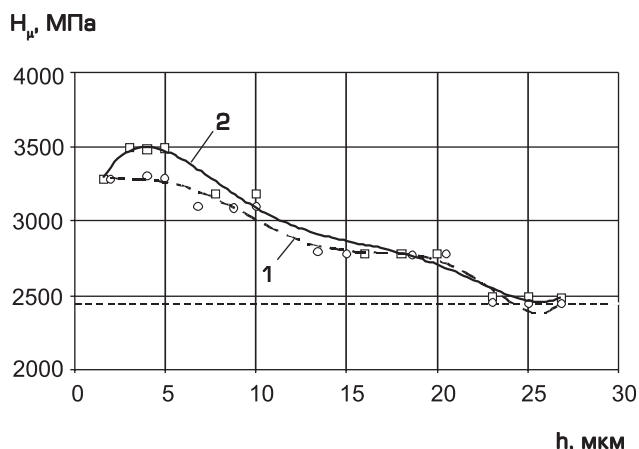


Рис. 4. Изменение микротвердости сплава ЖС32 в поверхностном слое после ионной имплантации и вакуумного отжига при $T = 750^\circ\text{C}$ в течение 2 ч: **1** – $D = 5 \cdot 10^{16}$ ион·см⁻², **2** – $D = 1 \cdot 10^{17}$ ион·см⁻²

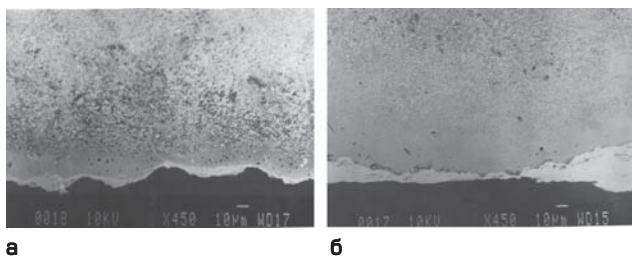


Рис. 5. Микроструктура сплава ЖС32 после изотермической выдержки при $T = 1150^{\circ}\text{C}$ в течение 70 ч: **а** – исходное состояние; **б** – $D = 1 \cdot 10^{17}$ ион·см $^{-2}$, РЭМ, $\times 450$

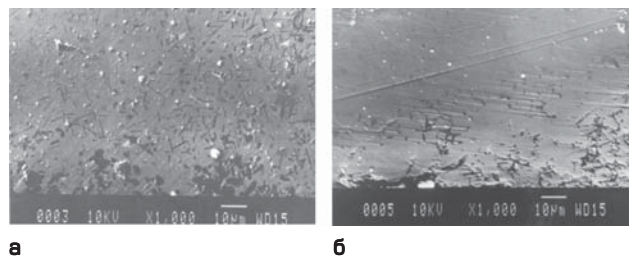


Рис. 6. Микроструктура сплава ЖС32 после изотермической выдержки при $T=1150^{\circ}\text{C}$ в течение 70 ч; **а** – исходное состояние; **б** – $D = 1 \cdot 10^{17}$ ион·см $^{-2}$, РЭМ, $\times 1000$

1150 $^{\circ}\text{C}$ наблюдаются характерные для жаропрочных никелевых сплавов изменения. Происходит коагуляция и растворение частиц упрочняющей γ' -фазы (рис. 5), поверхностный слой характеризуется наличием без явно выраженных элементов структуры зоны в виде полосы светлого цвета (рис. 6), которая состоит из твердого раствора никеля, обедненного карбидообразующими и γ' -образующими элементами с включениями оксидов.

Замеры величины обедненной легирующими элементами зоны, проведенные на оптическом микроскопе, показали, что на исходном образце она составляет 0,015 – 0,20 мм, на образце, подвергнутом ионному модифицированию – 0,008 – 0,01 мм. С целью определения элементного состава оксидных включений и твердого раствора обезлегированной зоны проведен микрорентгеноспектральный анализ. Элементный состав окисленной зоны и присутствующих оксидов приведен в таблице.

Приведенные в таблице результаты состава присутствующих в твердом растворе и оксидах элементов, свидетельствуют о том, что, во-первых, твердый раствор в окисленной зоне обеднен алюминием и хромом вследствие их диффузионного перехода в оксидную пленку, причем, содержание алюминия в поверхности модифицированного образца составляет 3,8% по сравнению с 2,8% в исходном. Во-вторых, снижение концентрации никеля по сравнению с матрицей свидетельствует также об образовании Ni-содержащих оксидов.

Судя по результатам химического анализа присутствующих в обедненной зоне исследуемых образцов оксидов, их состав достаточно сложный. Исходя

из концентрации входящих в оксиды элементов, можно предположить, что это могут быть шпинели типа $\text{NiO} \cdot \text{M}_2\text{O}_3$ (где M – Cr, Al), либо сложные оксиды $(\text{NiCo})\text{O} (\text{AlCr})_2\text{O}_3$, легируемые рением и танталом. В модифицированном образце лантан, введенный в поверхностный слой металла методом ионной имплантации, присутствует как в твердом растворе никеля, так и в составе оксидных включений. Видимо, присутствие лантана в твердом растворе и оксидах сдерживает диффузионные процессы в поверхностном слое при высокой температуре и, следовательно, уменьшает степень его обеднения легирующими элементами, что характеризуется меньшей величиной обедненной легирующими элементами зоны и, соответственно, снижением привеса окарины при высокотемпературной выдержке.

С целью оценки влияния модифицирования поверхности сплава ЖС32 ионами лантана на длительную жаропрочность проведены испытания стандартных образцов при $T=1000^{\circ}\text{C}$ в воздушной атмосфере на машине ВП-101. В качестве сравнения были изготовлены образцы по следующим вариантам: без покрытия, с ионной имплантацией La^+ . При этом испытывали три образца на каждом уровне напряжений.

На рис. 7 представлена зависимость жаропрочности сплава от прилагаемой нагрузки. Результаты испытания показали, что на уровне больших рабочих напряжений (310 МПа) отмечается увеличение долговечности образцов из сплава ЖС32 с ионной имплантацией La^+ по сравнению с исходными. Видимо, в области малых баз испытаний (высокие напряжения, малая долговечность), когда процессы релаксации за-

Элементный состав обезлегированной зоны образцов после изотермической выдержки при 1150 $^{\circ}\text{C}$ (%)

Состояние образца	Ni	Cr	Al	W	Mo	Co	Fe	La	Re	Ta
исходное	59,5	4,9	2,8	11,2	1,2	9,1	0,2	0	4,4	3,3
оксид 1	6,4	0,6	90	0,7	0,3	1,2	0,2	0	0,3	0,2
оксид 2	30,4	2,0	47,8	7,4	0	4,6	0,1	0	2,9	2,8
ИИ La^+	60,2	2,8	3,8	11,4	1,7	9,2	0,2	0,1	2,7	3,7
оксид 1	34,4	1,5	47,4	5,9	0,9	5,2	0	0,11	1,5	1,5
оксид 2	25,1	1,6	58,4	4,7	0,6	4,2	0,3	0,18	2,2	2,8
матрица	68,7	5,2	5,4	8,5		10,4				

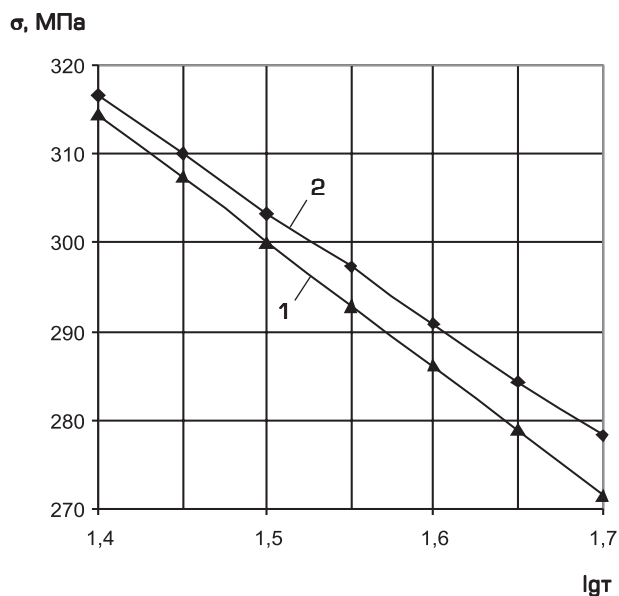


Рис. 7. Длительная жаропрочность образцов из сплава ЖС32 при $T = 1000^{\circ}\text{C}$, где **1** – исходное состояние; **2** – ионная имплантация La

торможены, упрочняющий эффект ионной имплантации La^+ оказывает благоприятное влияние на работоспособность сплавов. С увеличением базы испытаний вследствие окисления и разупрочнения поверхностного слоя наблюдается падение длительной жаропрочности. Причем интенсивность релаксационных процессов у исследованных вариантов различна, о чем свидетельствует различный наклон кривых.

Долговечность образцов, подвергнутых ионной имплантации лантаном, на уровне напряжения 280 МПа (уровень, заданный ТУ на эксплуатацию лопатки ТВД), смещается в область больших значений по сравнению с остальными вариантами. Модификация поверхностного слоя La^+ в условиях высокотемпературной эксплуатации приводит к протеканию диффузионных процессов и, видимо, образованию дополнительных дисперсных фаз лантана в подповерхностной зоне, являющихся эффективными стопорами на пути движения дислокаций, а также повышающих адгезионную прочность оксидных пленок, образующихся на поверхности [1, 2]. Образующаяся система дислокаций, а также выделения фаз лантана и иттербия в поверхностном слое повышает прочность матрицы, приводя к смягчению опасных пиковых напряжений путем эстафетной передачи деформации и, как следствие, снижает опасность хрупкого разрушения.

Оценку упрочняющего эффекта ионной модификации лантаном проводили методом замера микротвердости поверхностного слоя на наклонных микрошлифах (угол наклона $1-2^{\circ}$). Изменение величины микротвердости по глубине приведено на рис. 8. Анализ кривых изменения микротвердости по глубине на исследуемых образцах после испытаний при $T=1000^{\circ}\text{C}$ и нагрузке $\sigma = 280$ МПа показал следующее. Поверхность всех исследуемых образцов имеет наиболее низкую микротвердость вследствие интенсивных окисли-

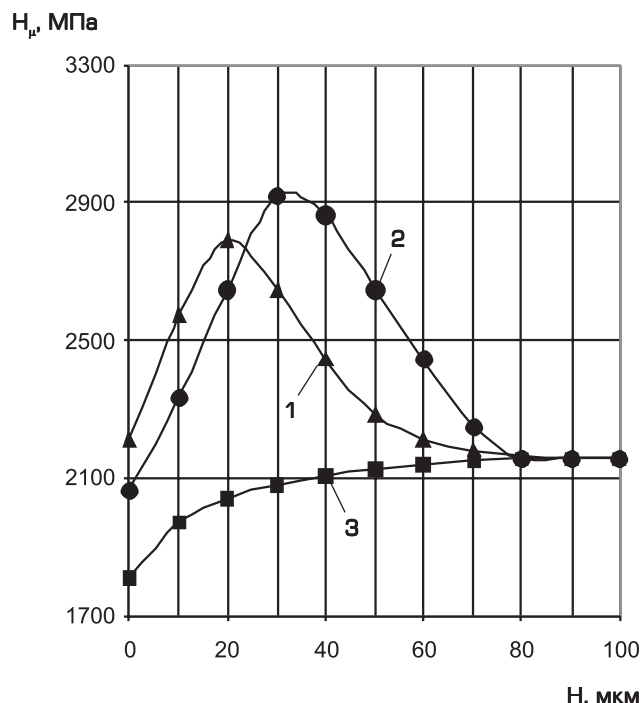


Рис. 8. Изменение величины микротвердости (H_{μ}) по глубине поверхностного слоя образцов из сплава ЖС32 после испытаний на длительную жаропрочность, **1** – исходное состояние; **2** – ионная имплантация La; **3** – покрытие СДП-2

тельных и релаксационных процессов, при этом, микротвердость образцов, подвергнутых ионному модифицированию La^+ , по сравнению с исходной, выше в 1,5 раза. На глубине поверхностной зоны 10–15 мкм на имплантированном La^+ образце в отличие от образца без покрытия отмечается максимальное значение микротвердости с дальнейшим падением ее величины до уровня основы.

Последнее, вероятно, косвенно подтверждает выделение дополнительных фаз лантана из пересыщенного твердого раствора в подповерхностной зоне в процессе высокотемпературной эксплуатации, и следовательно, упрочнение твердого раствора.

Таким образом, ионная имплантация сплава ЖС32 La^+ , приводящая к упрочнению твердого раствора никеля и дополнительному образованию дисперсных фаз лантана при высокотемпературной эксплуатации вследствие диффузионных процессов, обеспечивает увеличение длительной жаропрочности и жаростойкости.

Список литературы

1. Жуков В.П., Болдин А.А. Модификация свойств конструктивных материалов пучками заряженных частиц/ Тез. докл. Всесоюз. конф. – Томск, 1988. – С.95 – 98
2. Ягодкин Ю.Д. Ионно-лучевая обработка металлов и сплавов // Итоги науки и техники ВНИИТИ, металлургия и термообработка. – 1990. – С.167 – 221.
3. Шаржев Ю.П., Пушкарева Г.В., Рябчиков А.И., Козлов Э.В. // Структура дислокаций и механические свойства металлов и сплавов / Тез. докл. IV Всесоюз. семин. – Свердловск, 1987. – С.106.

Д.А. Болдырев (канд. техн. наук, Исследовательский центр ОАО «АВТОВАЗ»),
С. В. Давыдов (д-р техн. наук, Брянский государственный технический университет)

Разработка и внедрение технологии ковшового модифицирования «заливка сверху» для получения отливок из чугуна с компактным графитом низких марок

Целью работы являлась апробация и освоение новых перспективных технологий и материалов для снижения затрат и повышения качества чугуна в отливках при производстве автомобильных отливок из высокопрочного чугуна.

Учитывая достаточно широкую гамму марок высокопрочного чугуна, используемого для изготовления отливок деталей автомобиля, поэтапный подход в их освоении является наиболее оправданным и рациональным. В частности, отливки из низких марок высокопрочного чугуна (ЧВГ40, ВЧ50), имея менее строгие требования к микроструктуре и свойствам (преобладание ферритной составляющей структуры и $ССГ \geq 80\%$), могут быть получены по несколько упрощенным как по трудоемкости, так и по сложности используемого оборудования и приспособлений технологиям.

Широко распространенный и хорошо зарекомендовавший себя на практике «Сэндвич»-процесс может быть использован для модифицирования высокопрочного чугуна только в ковшах, имеющих соотношение высоты к среднему диаметру 2–2,5/1. Используемые в чугунолитейном производстве ОАО «АВТОВАЗ» заливочные ковши металлоемкостью 1,2 т имеют соотношение высоты к среднему диаметру 1,4/1. На практике была многократно подтверждена принципиальная невозможность стабильного модифицирования высокопрочного чугуна по «Сэндвич»-процессу в открытых серийных заливочных ковшах самой различной конструкции и расположением реакционного кармана для размещения модификатора. Таким образом, при существующем характеристическом соотношении в ковше 1,4/1 устойчивость технологического процесса модифицирования высокопрочного чугуна может быть обеспечена только путем его усовершенствования, дооснащения и, в итоге, трансформации в процесс «ковш с крышкой». Использование данной технологии может быть оправданным при получении отливок из средних марок высокопрочного чугуна, например Gh56–40–05, Gh65–48–05. При изготовлении отливок из более низких марок высокопрочного чугуна может быть использована, как уже было сказано выше, несколько более упрощенная по отношению к «Сэндвич»-процессу технология «заливка сверху» (рис. 1).

Объектами исследований служили отливки деталей из высокопрочного чугуна марок ВЧ40 2123–1008025 «Коллектор выпускной» и ВЧ50 2101–3103015 «Ступица переднего колеса» и 2101–2402018 «Картер редуктора заднего моста».

По технологии «заливка сверху» модификатор типа ФСМг (в данном случае Lamet@5836) размещается на днище ковша с противоположной стороны от

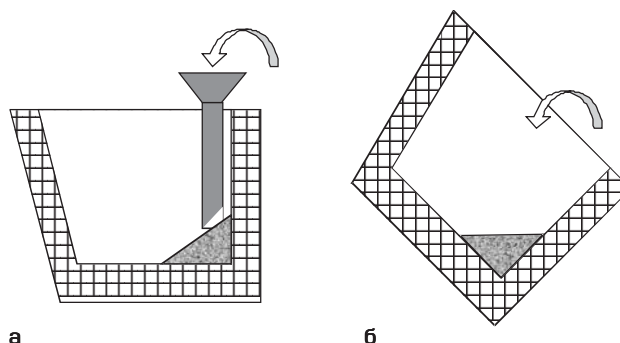


Рис. 1. Варианты засыпки «легкой» магнийсодержащей лигатуры при модифицировании ВЧ способом «заливка сверху»: а – ввод модификатора через специальную засыпочную трубу; б – ввод в полиэтиленовом пакете в предварительно повернутый на 45° ковш

его носка одним из двух способов – либо вводится через специальную засыпочную трубу (рис. 1, а), либо укладывается затаренным в полиэтиленовый пакет в предварительно повернутый на 45° ковш (рис. 1, б).

При заполнении ковша металлом струя расплава подается ближе к носку ковша во избежание размывания и преждевременной реакции модификатора с расплавом чугуна. Струя металла из печи ожидания должна подаваться непрерывно, а сила ее напора должна определяться, основываясь на следующих соображениях.

Исходя из закона Рейнольдса:

$$Re = \frac{\vartheta D_{\text{экв}}}{\nu}, \quad (1)$$

где Re – число Рейнольдса; ϑ – средняя скорость потока жидкости, м/с; $D_{\text{экв}}$ – эквивалентный диаметр трубопровода, м; ν – кинематическая вязкость жидкости при рабочей температуре, $\text{м}^2/\text{с}$.

Время заполнения ковша жидким чугуном может быть оценено из выражения:

$$t_k = \frac{V_k D_{\text{экв}}^H}{S_q \nu_c Re^H}, \quad (2)$$

где t_k – время заполнения ковша расплавом чугуна, с; V_k – объем ковша, м^3 ; $D_{\text{экв}}^H$ – эквивалентный диаметр носка печи, м; ν_c – кинематическая вязкость расплава чугуна при температуре заливки, $\text{м}^2/\text{с}$; S_q – живое сечение потока чугуна, м^2 ; Re – число Рейнольдса.

При заполнении ковша с засыпкой «легкого» сфероидизатора в соответствии с технологией «заливка сверху» необходимо, чтобы режим движения расплава чугуна из печи ожидания в ковш был неустановившимся, то есть $Re \approx 3000–6000$. В отличие от технологии «заливка сверху» технология «Сэндвич»-процесс имеет существенно меньшую чувствительность к режиму

Таблица 1. Печной и ковшовой химический состав чугуна в отливках, %

№ п/п	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu	Sn	Mg
2123–1008025 «Коллектор выпускной»										
печь	3,63–3,80	1,91–1,97	0,43–0,50	0,017–0,020	0,007–0,010	0,058–0,064	0,22–0,31	0,22–0,44	0,016–0,023	–
ковш	3,50–3,75	2,12–2,27	0,43–0,50	0,016–0,019	0,005–0,009	0,057–0,065		0,21–0,45	0,015–0,026	0,019–0,040
2101–3103015 «Ступица переднего колеса»										
печь	3,63–3,68	1,90–1,95	0,41–0,44	0,017–0,018	0,005–0,009	0,050–0,068	0,20–0,28	0,21–0,27	0,013–0,020	–
ковш	3,50–3,64	2,62–2,84	0,42–0,44	0,016–0,023		0,051–0,068	0,20–0,29	0,20–0,30	0,014–0,021	0,044–0,070
2101–2402018 «Картер редуктора заднего моста»										
печь	3,67–3,74	1,90–2,02	0,36–0,48	0,015–0,022	0,006–0,009	0,053–0,063	0,18–0,31	0,16–0,23	0,014–0,026	–
ковш	3,47–3,70	2,60–2,81		0,013–0,023	0,005–0,009	0,052–0,065	0,17–0,32	0,14–0,25		0,050–0,069

движения расплава в ковше, в результате чего отсутствуют строгие ограничения по числу Рейнольдса, так как модификатор прикрыт покровным материалом.

При турбулентном режиме движения расплава чугуна из печи в ковш (то есть при сильной струе, $Re > 6000$) из-за быстрого наполнения ковша имеет место выплеск металла и выброс частиц непрореагировавшего модификатора. Все это ухудшает экологическую ситуацию и накладывает ограничение на работу по данной технологии в открытом ковше.

При ламинарном режиме движения расплава чугуна из печи в ковш (то есть при слабой струе, $Re < 3000$) из-за медленного наполнения ковша большая часть модификатора всплывает на зеркало и реагирует с кислородом воздуха, что ведет к ускоренному угасанию модифицирующего эффекта из-за преждевременного угара магния.

Следовательно, время заполнения ковша обратно пропорционально числу Рейнольдса и должно укладываться в рекомендуемый диапазон.Metalлоемкость ковша $0,17 \text{ м}^3$, эквивалентный диаметр носка печи $0,367 \text{ м}$, живое сечение потока принято равным $2/3$ от сечения носка печи $0,0176 \text{ м}^2$, кинематическая вязкость расплава чугуна $2 \cdot 10^{-5} \text{ м}^2/\text{с}$ есть величины известные и постоянные, тогда при подстановке в формулу диапазона чисел Рейнольдса $3000–6000$ можно определить оптимальный диапазон времени заполнения ковша с наилучшим усвоением магния из модификатора: $t = 30–60 \text{ с}$.

Учитывая, что из-за отсутствия покровного материала модификатор начинает сразу же реагировать с расплавом чугуна, его навеска должна быть несколько увеличена по сравнению с массой навески, рекомендуемой по «Сэндвич»-процессу.

При первой заливке каждой детали на контроль представляли по одной отливке с последней формы каждого ковша как наиболее показательной. При последую-

щих заливках на контроль отбирали от одной до нескольких отливок в произвольном порядке согласно установленной процедуре. Вторичное модифицирование в заливочной чаше формы осуществляли куском ФС75л3.

В процессе отработки данной технологии было проведено пять заливок деталей 2123–1008025 «Коллектор выпускной» из чугуна марки ЧВГ40, четыре заливки деталей 2101–3103015 «Ступица переднего колеса» и шесть заливок деталей 2101–2402018 «Картер редуктора заднего моста» из чугуна марки ВЧ50.

Ковшовое модифицирование при получении деталей:

2123–1008025 «Коллектор выпускной»:

все заливки: Lamet®5836, масса модификатора 8 кг.

2101–3103015 «Ступица переднего колеса»:

1–3 заливка: Lamet®5836 – 15 кг, ФС75л6 – 4 кг.

4 заливка: Lamet®5836 – 16 кг, ФС75л6 – 5 кг.

2101–2402018 «Картер редуктора заднего моста»:

1 и 2 заливка: Lamet®5836 – 16,5 кг, ФС75л6 – 2 кг.

3–6 заливки: Lamet®5836 – 17 кг, ФС75л6 – 3 кг

(марганец в печи 0,36%).

Печной и ковшовой химический анализ чугуна в отливках представлен в табл. 1. Микроструктура и твердость по Бринеллю исследованных образцов отливок приведена в табл. 2.

Таким образом, структура и свойства опытных отливок соответствуют всем требованиям НД. В процессе отработки технологии наиболее стабильные результаты были получены при следующих ковшовых расходах модифицирующих материалов:

2123–1008025 «Коллектор выпускной»:

Lamet®5836 – 8 кг;

2101–3103015 «Ступица переднего колеса»:

Lamet®5836 – 16 кг, ФС75л6 – 5 кг;

2101–2402018 «Картер редуктора заднего моста»:

Lamet®5836 – 17 кг, ФС75л6 – 3 кг.

Таблица 2. Микроструктура и твердость по Бринеллю чугуна в отливках

Отливка	Микроструктура	HB5/750/10
2123-1008025 «Коллектор выпускной»	Графит вермикулярный ВГф2, ВГф3 – 20–60%; шаровидный ШГф4, ШГф5 – 40–80%. Металлическая основа – П 30–60%	187–239
По Инструкции 12011.37.101.066	Графит вермикулярный ВГф2, ВГф3; шаровидный ШГф4, ШГф5 без оговорки доли шаровидных включений. Металлическая основа ферритно-перлитная, цементит не более 5%	180–250
2101-3103015 «Ступица переднего колеса»	ССГ 80–90%; металлическая основа – Ф 50–90%	170–229
По Инструкции 12011.37.101.066	Графит шаровидный, ССГ не менее 80%; металлическая основа – ферритно-перлитная, цементит до 5%	170–210 (после отжига)
2101-2402018 «Картер редуктора заднего моста»	ССГ 80–90%; металлическая основа – Ф 50–80%	179–217
По Инструкции 12011.37.101.066	Графит шаровидный, ССГ не менее 80%; металлическая основа – ферритно-перлитная, цементит до 5%	170–220

Данные по ковшовому расходу модифицирующих материалов были введены в технологическую инструкцию 12011.37.101.066–99 «На производство высокопрочного чугуна с шаровидным графитом».

Во избежание высокой твердости отливок 2101-3103015 «Ступица переднего колеса» и 2101-2402018 «Картер редуктора заднего моста» было снижено содержание марганца в чугуне с 0,4–0,5 до 0,3–0,4%.

Результаты проведенной работы по апробации и внедрению технологии «заливка сверху» в открытом ковше при соотношении высоты к среднему диаметру 1,4/1 подтвердили возможность использования «легкой» лигатуры типа ФСМг при производстве отливок деталей из низких марок высокопрочного чугуна до ВЧ50 включительно. Разработаны научно обоснованные рекомендации к режиму движения расплава чугуна из печи в ковш при работе по технологии «заливка сверху» и, исходя из этого, установлено оптимальное,

с точки зрения эффективности работы модификатора, время наполнения ковша расплавом чугуна $t = 30-60$ с.

Выводы:

Разработана и внедрена технология получения отливок из ВЧШГ низких марок (ВЧ40, ВЧ50) «заливка сверху». Установлено, что данная технология позволяет обеспечить стабильное качество чугуна в отливках при степени сфероидизации графита не менее 80%. Разработаны научно обоснованные рекомендации к режиму движения расплава чугуна из печи в ковш и установлено оптимальное, с точки зрения эффективности работы модификатора, время наполнения серийного заливочного ковша расплавом чугуна $t = 30-60$ с. Подобран расход «легкой» лигатуры типа ФСМг, обеспечивающий необходимое качество модифицирования: для марки ВЧ40 – 0,67% (8 кг на металлоемкость ковша 1200 кг), для марки ВЧ50 – 1,33–1,42% (15–16 кг на ковш металлоемкостью 1200 кг).

Е.В.Ковалевич (д-р техн. наук, ОАО «ЦНИИТМАШ»), Москва)

Теоретические основы выбора модификатора для получения чугуна с шаровидным графитом без пироэффекта

Одной из основных причин возникновения пироэффекта и значительного дымовыделения в процессе модифицирования чугуна комплексными лигатурами является быстрое всплывание этих лигатур в среде расплава, так как их плотность значительно меньше плотности чугуна. При этом магний, содержащийся в

лигатуре, не успевает прореагировать с компонентами жидкого чугуна.

Как показала практика, полезное использование магния при обработке чугуна комплексными модификаторами в большинстве случаев составляет от 25 до 60% в зависимости от способа их ввода, остальной

магний вылетает из чугуна и сгорает на его поверхности с ослепительным пирозффектом и большим количеством дыма, состоящим из мелкодисперсных оксидов магния.

Для полного и спокойного усвоения магния в чугуне при модифицировании необходимо, чтобы пузырьки парообразного магния, образующиеся из твердых частиц модификатора при контакте с жидким чугуном, успевали полностью аннигилировать за время своего образования и всплывания в чугуне, а модификатор до окончания процесса находился на дне ковша, не всплывал бы в жидком чугуне и послонно, по мере растворения, контактировал с жидким чугуном. Указанные требования могут быть выполнены при соответствующем подборе фракционного и химического состава модификатора.

При укладке вещества между его частицами всегда остаются пустоты – поры, размер которых зависит от величины и конфигурации частиц. Если жидкость проникает в поры между частицами, то на них действует подъемная сила, и при массе частицы меньшей массы жидкости она всплывает. В противоположном случае, когда за счет сил поверхностного натяжения жидкость не проникает в поры, подъемная сила не возникает и частица не всплывает. Когда жидкость находится в контакте с пористым твердым телом, то проникновение жидкости в поры возможно по двум схемам:

1. Твердое тело смачивается жидкостью;
2. Твердое тело не смачивается жидкостью.

В первом случае поверхность жидкости в поре будет вогнутой, краевой угол смачивания < 90 град, и при идеальной смачиваемости радиус кривизны будет равен радиусу поры. Во втором случае поверхность жидкости в поре будет выпуклой, краевой угол смачивания > 90 град. При условии не смачивания пористого материала жидким чугуном металл будет заполнять поры между частицами, если их радиус удовлетворяет условию:

$$R_{\text{пор}} = 2 \sigma \cos \theta / P,$$

где σ – поверхностное натяжение, P – внешнее давление, θ – краевой угол смачивания.

Таким образом, радиус поры равный $2 \sigma \cos \theta / P$ будет критическим. При меньшем радиусе металл не будет проникать в поры между частицами. Если учесть,

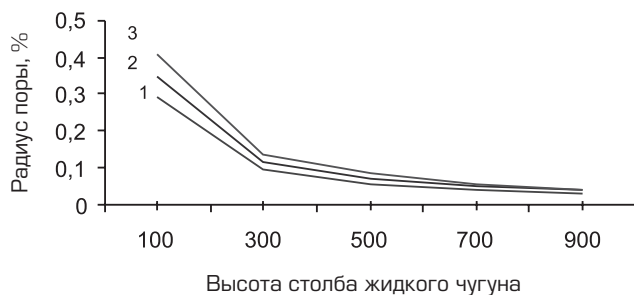


Рис. 1. Влияние поверхностного натяжения и ферростатического давления жидкого металла на критический радиус поры при краевом угле смачивания 180 град. Поверхностное натяжение, дин/см: **1** – 1000; **2** – 1200; **3** – 1400

что поверхностное натяжение чугуна в зависимости от содержания основных элементов и температуры изменяется преимущественно в пределах от 1000 до 1600 дин/см, можно рассчитать величину критического радиуса поры при различных условиях. Расчеты показали, что критический радиус поры при условии полного не смачивания и значении поверхностного натяжения равного 1600 дин/см может достигать 0,5 мм. Даже при поверхностном натяжении 1200 дин/см и глубине погружения в жидкий чугун 500 мм, величина критического радиуса остается значительной и составляет 0,012–0,07 мм в зависимости от степени смачиваемости. Следовательно, существуют реальные условия, при которых модификатор, помещенный на дно ковша, не будет всплывать в жидком чугуне и будет удерживаться там силами поверхностного натяжения чугуна (рис.1). Дисперсность частиц модификатора и степень смачиваемости их чугуном является весьма эффективным средством регулирования критического размера пор. В реальных условиях при выпуске чугуна из печи или переливе средняя температура его снижается на 40–60°C, а температура на поверхности контакта с модификатором в первый момент может снижаться до температуры затвердевания, что, видимо, будет способствовать увеличению критического радиуса поры.

Известно, что величина пор между частицами зависит от размера и конфигурации этих частиц. Таким образом, при наиболее плотной гексагональной укладке поры радиусом 0,012 и 0,07 мм образуются шаровыми частицами радиусом 0,029 и 0,17 мм, соответственно.

Реальная упаковка частиц значительно плотнее, так как частицы имеют неодинаковый размер и неправильную конфигурацию, что особенно характерно для дробленого вещества. Эффективный диаметр пор кварцевых песков различной зернистости составляет 0,23–0,30 среднего диаметра зерен песка. В раздробленном материале это соотношение равно 0,09–0,15 d. Следовательно, можно считать, что поры критического размера радиусом 0,012–0,07 мм в дробленном модификаторе будут образовываться частицами 0,26–0,16 и 0,94–1,56 мм, соответственно. Таким образом, при использовании модификатора такой фракции он не должен спонтанно всплывать в чугуне при ферростатическом давлении до 500 мм и будет оставаться на дне ковша до полного окончания процесса модифицирования.

Полное усвоение паров магния, образующихся из твердых частиц модификатора, зависит от размеров образующихся пузырьков газообразного магния и интенсивности его парообразования. Интенсивность парообразования магния зависит от содержания магния в модификаторе и температуры чугуна, а размер пузырьков – от величины частиц модификатора, из которых они образуются. Таким образом, задача управления процессом парообразования магния в жидком чугуне сводится к определению технологических параметров, обеспечивающих образование пузырьков паров магния таких размеров и в таком количестве, при которых весь магний, находящийся в них, успевал бы

прореагировать с компонентами чугуна за время всплывания пузырьков в жидком чугуне.

Продолжительность всплывания газового пузырька в жидком чугуне зависит от высоты столба металла и скорости всплывания, которая определяется режимом всплывания. Режим движения газовых пузырьков в жидкости существенно изменяется в зависимости от числа Рейнольдса:

$$Re = VR / \mu ,$$

где V – скорость движения пузырька; R – радиус пузырька; μ – кинематическая вязкость жидкости, в которой происходит движение пузырька.

При малых числах Рейнольдса $Re < 200-300$, что соответствует пузырькам диаметром менее 1 мм, форма пузырька остается почти точно сферической. Принято считать, что скорость всплывания мелких пузырьков, так же как и твердых сферических частиц, может быть определена уравнением Стокса:

$$V = 2/9 \cdot g R^2 (d_1 - d) / \zeta ,$$

где V – скорость всплывания пузырька, см/с; g – ускорение силы тяжести, см/с; d_1 – плотность жидкого металла, г/см; d – плотность газа, г/см; R – радиус пузырька газа, см; ζ – коэффициент вязкости жидкого металла, г/см-с.

Это уравнение верно только для пузырьков с диаметром не более 1 мм и для условий ламинарного движения. При умеренных значениях $Re 800-1000$, что отвечает диаметру пузырьков 2–3 мм, скорость всплывания пузырьков меньше, чем скорость всплывания пузырьков в области малых чисел Рейнольдса. Известно, что и твердые частицы в турбулентном режиме всплывают в два и более раза медленнее, чем в ламинарном. Экспериментально установленная скорость всплывания в жидком металле газовых пузырей $\varnothing 3-30$ мм составляет 0,25–0,45 м/с. Изучение турбулентного движения пузырей воздуха в воде показало, что скорость всплывания пузыря на начальном участке – величина переменная, однако, через 0,1–0,3 с она устанавливается, остается постоянной по высоте и не зависит от размеров пузыря. Движение предыдущего пузыря влияет на последующие. Каждый последующий пузырь через определенное время догоняет лидера. Следовательно, пузырек, следующий за лидером, имеет возрастающую скорость подъема. При массовом барботаже различают два режима всплывания газовых пузырьков: нестесненное всплывание и групповое всплывание. В первом случае пузыри движутся, не оказывая друг на друга заметного влияния. Во втором же, непрерывно следующие друг за другом пузыри могут сливаться и образовывать сплошной вертикальный пузырь. Из приведенных соображений следует, что скорость и режим всплывания пузырьков паров магния в процессе модифицирования чугуна будет определяться размером и количеством пузырьков, образующихся в единицу времени. Следовательно, для спокойного протекания процесса модифицирования (без пироэффекта) необходимо выполнить следующие условия:

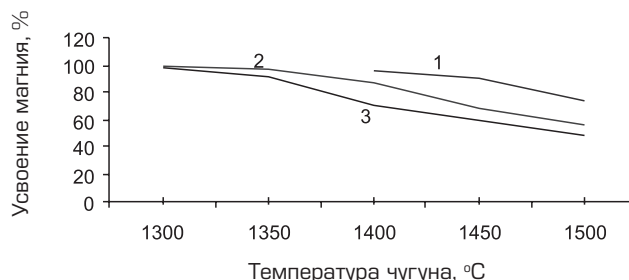


Рис. 2. Усвоение магния в зависимости от температуры чугуна и содержания магния в модификаторе: 1 – 3 – содержание магния 3,5; 4,0 и 5,0 %

- диаметр пузырька паров магния должен быть не больше оптимального размера, при котором скорость его всплывания обеспечит время нахождения пузырька в расплаве, необходимое для того, чтобы весь магний из пузырька вступил в реакцию с компонентами чугуна;
- пузырьки должны быть рассредоточены на такое расстояние друг от друга, чтобы при всплывании они не оказывали заметного влияния друг на друга и не сливались в крупные пузыри.

Если принять за оптимальный режим всплывание пузырьков при умеренных числах Re , то диаметр образующихся пузырьков паров магния должен быть близок к 3 мм. В нашем случае пузырьки такого диаметра при температуре 1400°C и давлении 1 ат. образуются из частиц модификатора размером менее 2 мм. Следовательно, размер пузырьков паров магния можно регулировать, подбирая размер частиц твердого модификатора. Количество же пузырьков паров магния связано с интенсивностью парообразования и зависит от концентрации магния в модификаторе. Очевидно, что наиболее благоприятна такая интенсивность парообразования, при которой всплывание пузырьков паров магния происходит в турбулентном режиме при нестесненном всплывании, в этом случае пироэффект будет полностью исключен.

Таким образом, правильно подобранный химический и фракционный состав модификатора позволяет получать чугун с шаровидным графитом в обычных разливочных ковшах с коэффициентом усвоения 90–95% практически без пироэффекта и выделений оксида магния в рабочей зоне ковша не превышающей предельно допустимую концентрацию. Отсутствие пироэффекта позволяет достичь высокой степени усвоения магния, что снижает расход магния при модифицировании и делает такой модификатор на сегодняшний день самым экономичным.

Для спокойного модифицирования без пироэффекта с повышением температуры чугуна необходимо снижать концентрацию магния в модификаторе (рис. 2). Снижение содержания магния в модификаторе легко достигается подмешиванием в него измельченного ферросилиция, что дополнительно дает сильный графитизирующий эффект и позволяет получать даже в тонких сечениях отливки структуру без включений свободного цементита.

А.Г. Панов (ООО «Исследовательский центр «Модификатор»),
Р.Д. Фарисов (ООО «Энерготехсервис»)

Особенности технологии получения машиностроительных отливок переплавом стружки СЧ и ВЧШГ

В ООО «ИЦМ» (Москва и г. Набережные Челны) совместно с Институтом физики металлических жидкостей ГОУ ВПО УГТУ–УПИ (Екатеринбург)¹ выполнены исследования расплавов, а на предприятии ООО «Энерготехсервис» проведены экспериментальные работы по изготовлению отливок из СЧ и ВЧШГ, которые были получены переплавом чугуновой стружки различного происхождения. Предпосылкой для исследования и экспериментов стала разработка ресурсосберегающего способа переплава и конструкции печи электрошлакового переплава с графитовыми электродами и набивной футеровкой [1]. Предварительно было определено, что разработанный способ позволяет снизить потери металла во время переплава стружки до уровня 2% [2].

В работе ставили задачу определения технологических параметров переплава, позволяющего получать отливки регламентируемого ГОСТ 1412–85 и ГОСТ 7293–85 качества.

Работа состояла из 2 этапов. На 1–м этапе проведены исследования расплавов образцов чугунов СЧ25 (ГОСТ 1412–85) и ВЧ50 (ГОСТ 7293–85) единого состава, полученных с помощью различного модифицирования, для определения так называемых «критических температур» [3] с целью установления необходимых режимов обработки расплавов с учетом их наследственных свойств. На 2–м этапе проведены экспериментальные плавки с получением отливок и определением свойств металла отливок.

Исследование расплава чугунов. Известно, что одной из главных металлургических проблем при изготовлении чугуновых отливок из шихтовых материалов различного происхождения является непредсказуемое наследственное поведение металла при кристаллизации, вызывающее такие дефекты, как усадка, отбел, неблагоприятное строение графита, обуславливающее низкие механические свойства.

Предположили, что указанная проблема может быть связана с тем, что получаемый традиционными методами выплавки в индукционных и дуговых электропечах расплав без применения специальной высокотемпературной обработки в обычных производственных условиях не достигает равновесия [2], то есть, не однороден.

Для проверки этого предположения исследовали поведение кинематической вязкости (ν) расплавов образцов чугунов, приготовленных из единого базового состава, но по-разному модифицированных. Кинематическая вязкость расплавов является одним из важнейших физических свойств жидкостей, в том числе

расплавленных металлов. Вязкость жидкости связана с ее структурой и определяется межчастичным взаимодействием. Изучение вязкости, наряду с другими физико-химическими свойствами, позволяет оценить строение металлических расплавов, природу и силу взаимодействия между компонентами в сплавах, а также связь между твердым и жидким состоянием.

Измерение вязкости осуществляли по методу крутильных колебаний тигля с расплавом, разработанному В. Г. Швидковским [3]. Измерение основано на наблюдении затухающих крутильных колебаний ведерка (тигля), наполненного исследуемой жидкостью и подвешенного на упругой нити, совпадающей с осью ведерка. Установка по измерению кинематической вязкости расплавов включает в себя высокотемпературный вискозиметр (рис. 1), электронную систему сбо-

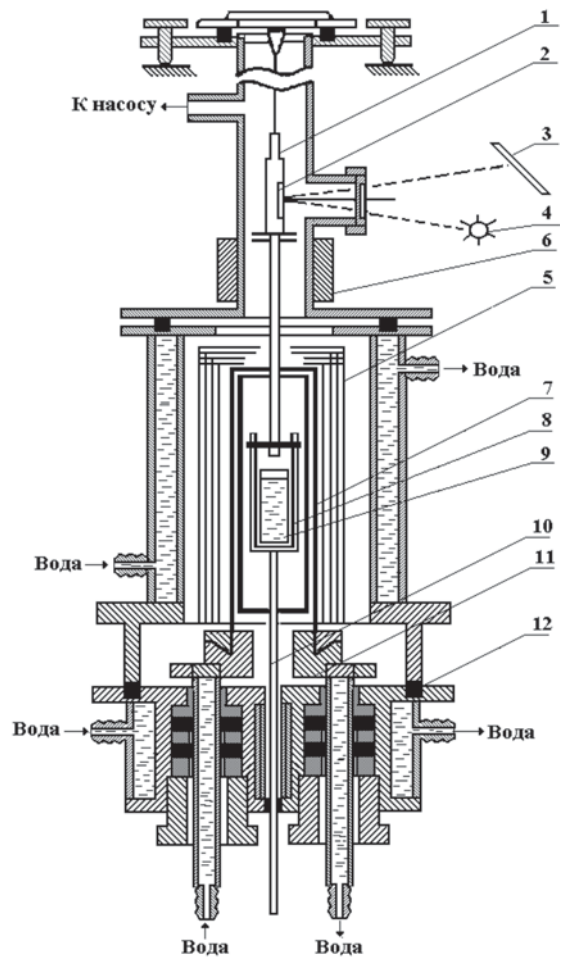


Рис. 1. Схема вискозиметра: 1 – подвесная система; 2 – зеркало на подвеске; 3 – полупрозрачная шкала; 4 – осветитель; 5 – теплозащитные экраны; 6 – статор; 7 – нагреватель; 8 – тигель; 9 – расплав; 10 – термopара; 11 – токопроводы; 12 – вакуумная камера

¹ В работе принимал участие Коначков В.В. («ИФМЖ» ГОУ ВПО УГТУ–УПИ).

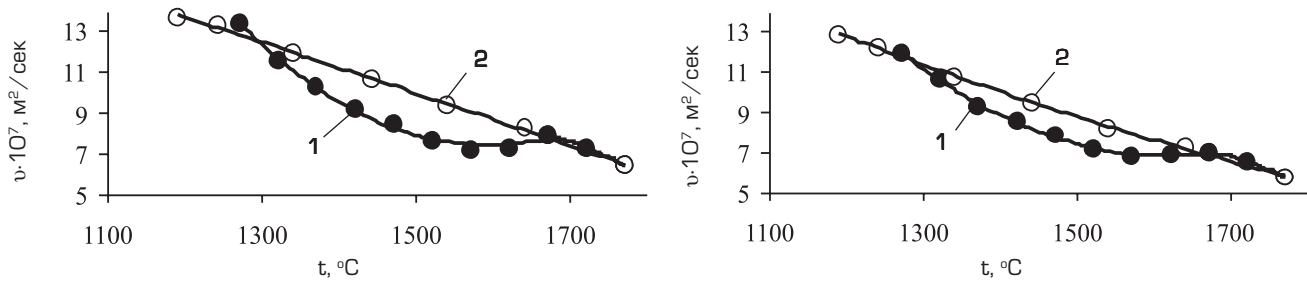


Рис.2. Гистерезис вязкости расплава ВЧ50 при нагреве и охлаждении, где 1 – пошаговый нагрев; 2 – пошаговое охлаждение

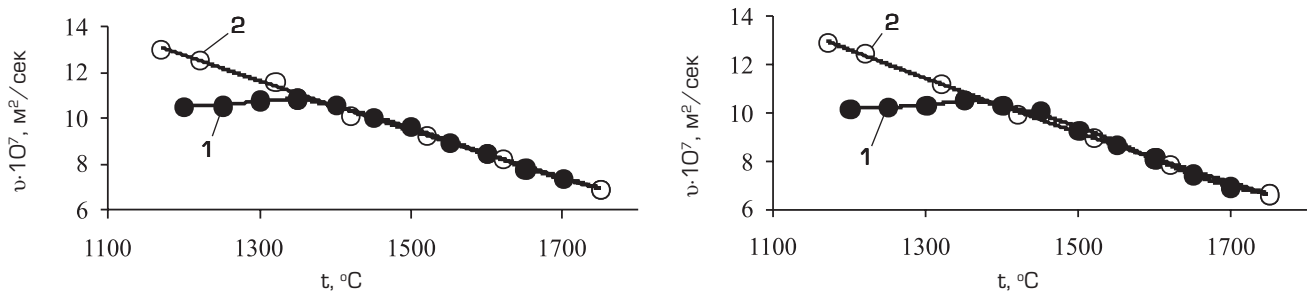


Рис.3. Гистерезис вязкости расплава СЧ25 при нагреве и охлаждении, где 1 – пошаговый нагрев; 2 – пошаговое охлаждение

ра данных и вспомогательные приборы и оборудование. Вискозиметр представляет собой вакуумную камеру (12) с нагревателем (7) и загруженной подвесной системой (1). Подвесная система служит для создания свободных затухающих крутильных колебаний тигля (8) с расплавом (9). Свободные колебания возникают за счет раскручивания упругой металлической нити, к которой прикреплен тигель с образцом. Для закручивания подвески служит статор (6). Колебания подвесной системы фиксируются с помощью осветителя (4), зеркала на подвеске (2) и полупрозрачной шкалы (3). Для защиты от перегрева камера вискозиметра и токоподводы (11) охлаждаются водой, а между нагревателем и стенками камеры помещаются теплозащитные экраны (5). Температура в зоне образца фиксируется термопарой (10).

Результаты исследования вязкости представлены на рис. 2, 3, где изображены кривые изменения кинематической вязкости расплавов ВЧШГ и СЧ при пошаговом нагреве (кривая 1) и охлаждении (кривая 2).

Полученные результаты исследования позволяют сделать вывод о том, что чугуны, полученные даже из единого расплава, но разным способом, а именно, по-разному модифицированные, обладают сильно различающейся наследственной взаимосвязью между твердым и жидким состоянием. Наиболее устойчивой связью обладает жидкое состояние чугунов с шаровид-

ным графитом. Для «разрушения» этой связи необходимы температуры порядка 1700°C (то есть значительно превышающие температуры обычных чугуноплавильных процессов), в то время как для чугуна с пластинчатым графитом достаточны температуры порядка 1400°C (то есть эта граница находится в области обычно предельных температур чугуноплавильных процессов). Интересен тот факт, что кривые охлаждения у обоих расплавов, перегретых до температур, превышающих критические, практически совпадают, из чего можно сделать вывод, что состояние обоих расплавов, имеющих одинаковое происхождение и модифицированных по-разному, при определенной высокотемпературной обработке «возвращаются» в одинаковое состояние.

Разработанный способ переплава дисперсных отходов принципиально отличается от традиционных электроплавов однородностью нагрева во всем объеме твердой шихты, однородностью ее расплавления и перегрева расплава. В нем каждая частичка стружки или другого дисперсного материала разогревается и плавится за счет проходящего по ней электрического тока одной силы, как это происходит в обычных лампах накаливания, соединенных последовательно (нет дуги с высокой излучательной энергией в случае дуговой плавки, и нет эффекта нагрева поверхности как твердой шихты, так и расплава в случае индукционной плавки).

Таблица 1. Химический состав стружки СЧ25 и ВЧ50

Марка	C	Si	Mn	Cr	Ni	P	S
СЧ25	3,37	2,67	0,4	0,19	0,16	0,04	0,031
ВЧ50	3,36	2,84	0,4	0,17	0,20	0,04	0,014

Таблица 2. Результаты экспериментов

Вариант шихты	Т отбора пробы, °С	Величина отбела без модифицирования, мм	Микроструктура с модифицированием 0,3% ФС75
100 % СЧ25	1300	10	Графит пластинчатый равномерно распределенный, размер пластин до 180 мкм
	1360	14	Графит пластинчатый равномерно распределенный, размер пластин до 90 мкм
	1420	25	Графит пластинчатый равномерно распределенный, размер пластин до 90 мкм
50% СЧ25 + 50% ВЧ50	1300	21	Графит пластинчатый равномерно распределенный, участки междентритного пластинчатого графита, размер пластин до 180 мкм
	1360	24	Графит пластинчатый равномерно распределенный, участки междентритного пластинчатого графита, размер пластин до 90 мкм
	1420	33	Графит пластинчатый равномерно распределенный, участки междентритного пластинчатого и точечного графита, размер пластин до 90 мкм

Таким образом, можно предположить, что во время плавки серого чугуна по разработанному способу в расплаве не существует объемов металла, значительно отличающихся по температуре. Тогда можно говорить о том, что расплав обладает структурной однородностью, и при кристаллизации весь объем будет вести себя примерно одинаково, а отливки будут получены без вышеуказанных дефектов. В случае же индукционного нагрева, тем более, дугового, в расплаве, имеющем среднюю температуру порядка 1400°С, всегда будут объемы расплава, имеющие предшествующую эту критическую температуру для серых чугунов. Такая ситуация закономерно приводит к повышенному металлургическому браку по усадочным дефектам из-за непредсказуемого протекания зародышеобра-

зования и роста твердой фазы в различных областях отливки, что, в свою очередь, может привести к непредсказуемому замораживанию и затруднению питания в проблемных отливках. Одновременно в отливке получается разнородная структура с неравномерным распределением графита, а нередко – наличием междентритного графита. Аналогичная ситуация получается при использовании в качестве шихты разнородного материала, в частности, стружки из чугуна с пластинчатым и шаровидным графитом.

Проверку предположения проводили на серии плавок чугунной стружки СЧ25 с различным содержанием в ней стружки ВЧ50 (0 и 50%) при различных температурах. Химический состав стружки представлен в табл. 1. Результаты проведения экспериментов приведены в табл. 2. Методика, по которой оценивали склонность чугуна к отбелу, показана на рис. 4. Глубину отбела определяли как расстояние от края клиновидной пробы до середины переходной отбеленной части.

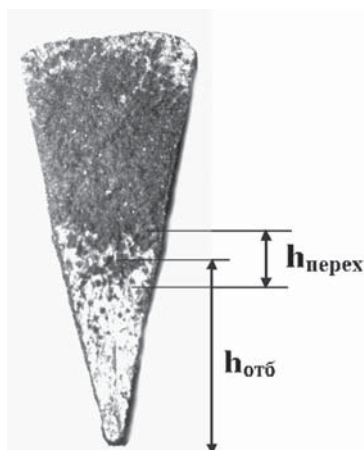


Рис. 4. Методика определения глубины отбела серого чугуна на клиновидной пробе

Выводы.

1. Чугуны, полученные даже из единого расплава, но разным способом модифицированные, при последующем их расплавлении и нагреве обладают сильно различающимися свойствами, что связано с наследственной взаимосвязью между твердым и жидким состоянием. При нагреве расплава выше критических температур единство свойств восстанавливается.
2. Разработанный способ переплава чугунной стружки позволяет получать качественные расплавы из известной марочной стружки, а также без перегрева и без модифицирования стабильно получать качественные отливки.
3. Целесообразно разделять чугунную стружку, ис-

пользуемую для изготовления отливок переплавом, особенно из серого чугуна с пластинчатым графитом и чугуна с шаровидным графитом. В случае перемешивания стружки целесообразно ее использовать для изготовления отливок из ЧШГ, а не для отливок из СЧ из-за ее наследственных свойств.

4. Технологию выплавки чугуна для стабильного получения качественных отливок необходимо разрабатывать с учетом качественного состава исходных шихтовых материалов, а именно – с учетом наследственных свойств шихтовых материалов.

Список литературы

1. Заявка РФ №2007138628/22. Установка электрошлакового переплава чугунной стружки/ Р.Д.Фарисов, А.Г. Панов.

2. Иоффе М.А., Дембовский В.В., Панов А.Г., Фарисов Р.Д. Переплав чугунной стружки в печи электрошлакового переплава с графитовыми электродами // Литейщик России. – 2008. – №5. – с.20–21.

3. Баум Б.А., Хасин Г.А., Тягунов Г.В. и др. Жидкая сталь. – М.: Металлургия, 1984. – 208 с.

4. Баум Б.А., Тягунов Г.В., Барышев Е.Е., Цепелев В.С. Металлические расплавы: научный и прикладной аспекты // Сб. науч. тр. «Физическая химия и технология в металлургии». – Екатеринбург: УрО РАН, 1996. – с. 31–41.

5. Швидковский Е.Г. Некоторые вопросы вязкости расплавленных металлов. – М.: Гостехиздат, 1955. – 206 с.

6. Егоров Д.В., Цепелев В.С., Тягунов Г.В., Пастухов С.В. Автоматизированная система определения кинематической вязкости расплавов // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. – 1998. – №11. – Т.64. – С. 46–48.

С.А. Гришихин, В.А.Изотов, А.А. Шатульский (РГАТА, г. Рыбинск)

Пространственно-геометрическая модель литейной формы: описание и область практического применения

Разработка технологического процесса изготовления отливки – сложный многоступенчатый процесс. С одной стороны, он должен вписываться в типовые технологические процессы, утвержденные на производстве, с другой – необходимо решение комплекса эвристических задач начального этапа проектирования. Решение этих задач может основываться на научных подходах [1], однако чаще базируется на личном опыте инженеров-технологов с применением частных методик расчетов. К начальному этапу проектирования относятся следующие задачи: выбор размера опок, определение количества отливок и их положения в форме; далее выполняется конструирование литниково-питающей системы: выбирают тип литниковой системы (ЛС) и размещают ее в форме, указывают места подвода питателей к отливке; выбирается тип прибылей, определяются их места расположения, количество и размеры. Как видно, представленный перечень характеризует пространственно-геометрические параметры технологического процесса, совокупность этих конструкторско-технологических решений образует **пространственно-геометрическую модель литейной формы** (ПГМ ЛФ).

Цель настоящей работы состояла в формулировании ПГМ ЛФ и описании области применения термина, а также в приведении примера практического применения.

ПГМ ЛФ – это комплекс геометрических параметров однозначно и максимально полно характеризующий конкретный технологический процесс изготовления отливки.

Поскольку проблемы расчета литниковых систем объясняются сложностью математического описания происходящих процессов, применение понятия ПГМ ЛФ позволяет уменьшить количество неиз-

вестных геометрических параметров в уравнениях и математических зависимостях. ПГМ ЛФ объединяет следующие параметры:

- Металлостатический напор – минимальный H_{\min} , максимальный H_{\max} , расчетный в сечении отливки H_p .
- Металлоемкость, с погрешностью на массу литниковой системы. Поскольку размеры сечений ЛС неизвестны, является логичным, что они находятся в диапазоне размеров, обеспечивающих расход металла из разливочного ковша.
- Протяженность каналов – высота стюка и чаши, длина литниковых ходов, длина питателей.
- Количество и типы местных сопротивлений (повороты, разветвления и т.д.).
- Соотношения площадей элементов ЛС, соблю-

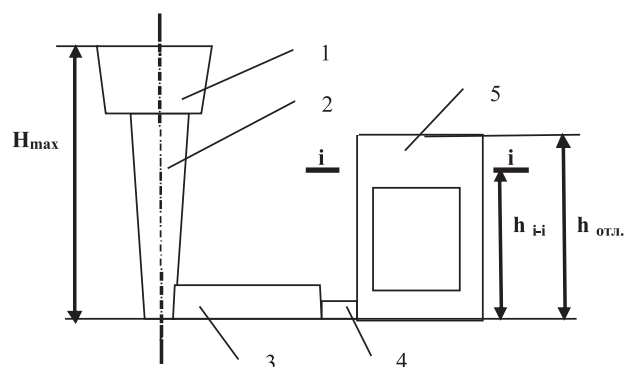


Рис. 1. Эскиз пространственно-геометрической модели литейной формы: 1 – чаша, 2 – стюк, 3 – прямой литниковый ход, 4 – питатель, 5 – отливка, где H_{\max} , $h_{отл}$, h_{i-1} – максимальный металлостатический напор, высота отливки выше уровня разъема формы, высота расчетного сечения отливки, соответственно

дение которых обеспечивает отсутствие инжекции газов. Например, для средних и крупных чугунных отливок рекомендуется [1] соотношение:

$$\Sigma F_n / \Sigma F_{\text{уп}} / F_c = 1 / 1,5 / 2. \quad (1)$$

Следует учитывать, что ПГМ ЛФ однозначно характеризует рассматриваемый технологический процесс, поэтому если при изменении какого-либо вышеперечисленного параметра происходит значительное изменение гидравлических характеристик процесса, необходимо вести речь уже о совершенно новой ПГМ ЛФ.

В методиках [2, 3] расчета литниковых систем неизвестной величиной является коэффициент расхода μ , среднее значение которого обычно назначается по справочным данным. Разработана пространственно-геометрическую модель литейной формы для конкретного технологического процесса, появляется возможность выполнить расчет коэффициента расхода μ , используя уравнение Бернулли.

Рассмотрим пример (см. рис. 1) расчета коэффициента μ для абстрактной ПГМ ЛФ, состоящей из одной отливки коробчатого типа 5 ($h_{\text{отп}}$, h_{i-1} – высота отливки и расчетного сечения отливки, соответственно) и литниковой системы: чаши 1, стояка 2, прямого шлакоуловителя 3 и питателя 4 (показано условно).

1. Коэффициент расхода учитывает все потери напора в литниковой системе и для случая истечения жидкости в атмосферу определяется [4] по формуле:

$$\mu = \frac{1}{\sqrt{1 + \xi_{\text{сист}}}}, \quad (2)$$

где $\xi_{\text{сист}}$ – это коэффициент сопротивления системы (для каналов с переменной площадью сечения, приведенный к скорости металла в питателе).

$$\xi_{\text{сум}} = \left(\xi_2 + \lambda \frac{l_2}{d_2} \right) \left(\frac{F_1}{F_2} \right)^2 + \left(\xi_3 + \lambda \frac{l_3}{d_3} \right) \left(\frac{F_1}{F_3} \right)^2 + \xi_4 + \lambda \frac{l_4}{d_4} \quad (3)$$

где ξ_2, ξ_3, ξ_4 – коэффициенты местных сопротивлений на входе металла из чаши в стояк, на поворотах из стояка в коллектор и из коллектора в питатель; λ – коэффициент потерь на трение (считаем его постоянной величиной для всех каналов литниковой системы);

$l_2, l_3, l_4, d_2, d_3, d_4, F_2, F_3, F_4$ – длины, гидравлические диаметры и площади сечений стояка, литникового хода и питателя, соответственно.

2. ПГМ ЛФ задана. Неизвестными величинами являются $d_2, d_3, d_4, F_2, F_3, F_4$. Известными величинами являются $l_2, l_3, l_4, F_1/F_2, F_1/F_3$.

3. Путевые потери, представленные в виде $\lambda \frac{l_j}{d_j}$,

в большинстве случаев являются малыми величинами, которыми можно пренебречь [3].

4. Коэффициенты местных сопротивлений ξ_i при автомодельном режиме потока не зависят от числа Re , а следовательно, от скорости расплава w_p , от типа жидкости (то есть величины кинематической вязкости ν), от размеров узла d_j , где возникает данная потеря. Величина ξ_i должна зависеть только от геометрической формы этого узла [4].

5. В начальный момент заливки, то есть, при

максимальном напоре H_{max} , соответственно при максимальной скорости расплава w_p , не будет ошибочным допущение, что в каналах ЛС имеет место автомодельный режим течения металла.

Воспользовавшись значениями ξ_i [5], выбрав в качестве примера соотношение (1), решаем уравнения (3) и (2):

$$\xi_{\text{сист}} = 0,5 \left(\frac{1}{2} \right)^2 + 0,85 \left(\frac{1}{1,5} \right)^2 + 0,66 = 1,17 \quad (4)$$

$$\mu = 0,77 \quad (5)$$

Выводы:

1. Пространственно-геометрическая модель литейной формы – это новый комплексный параметр, однозначно характеризующий технологический процесс получения отливки, применение которого дает возможность рассчитывать неизвестные величины процесса (как это показано на примере расчета коэффициента), а не назначать их средние справочные значения, что подразумевает качество литья. Практическое применение ПГМ ЛФ имеет место при расчетах литниковой системы; при оптимизации технологического процесса, когда известны все параметры и требуется улучшить технико-экономические показатели; для создания баз данных по коэффициентам местных сопротивлений различных типов в заданных пределах (например, для автоматических формовочных линий, где габариты литейных форм неизменны).
2. Коэффициент расхода μ , рассчитанный по представленной методике, следует рассматривать как коэффициент расхода, действительный в начальный момент процесса заполнения, то есть $\mu_{\text{нач}}$. Является очевидным, что по мере возникновения и увеличения уровня металла в полости литейной формы, будет уменьшаться расчетный напор $H_p = H - h$, будет падать скорость расплава w_p , соответственно, изменится и μ .
3. Представленный расчет $\mu_{\text{нач}}$ выполнен для простейшей литниковой системы. Повороты, разветвления, шлакозадерживающие и прочие устройства создают в ЛС местные сопротивления, которые необходимо учитывать. Для их определения требуются исследования и формирование баз данных по местным сопротивлениям различных типов.

Список литературы

1. **Автоматизированное проектирование технологических процессов литья:** Учебное пособие / А.А. Неуструев, В.С. Моисеев. – М.: МГАТУ, 1994. – 256 с.
2. **Литниковые системы и прибыли для фасонных отливок** / Н.М. Галдин, В.В. Чистяков, А.А. Шатульский / Под общ. ред. В.В. Чистякова. – М.: Машиностроение, 1992. – 256 с.
3. **Рабинович Б.В.** Введение в литейную гидравлику. – М.: Машиностроение. 1966. – 424 с.
4. **Чугаев Р.Р.**, Гидравлика. – Л.: Энергия, 1975. – 600 с.
5. **Васенин В. И.** Определение коэффициентов сопротивлений при расчете расхода металла в литниковой системе // Сб. науч. тр. препод. и сотр. каф. «Технология литейного производства» в 14 т. – Т.9. – Пермь: ПГТУ, 2003. – с.69–79.

С.П. Пименов (инженер), В.В. Дембовский (д-р техн. наук, профессор, Северо–Западный государственный заочный технический университет)

Исследование влияния влажности и температуры окружающей среды на содержание водорода в стальном расплаве при обработке в агрегатах типа ковш–печь

Содержание водорода в стальных поковках и отливках для изделий ответственного назначения является одним из факторов, определяющих их качество и долговечность. Повышенное содержание водорода оказывает негативное влияние на любые стальные изделия вне зависимости от способа получения и типа. Особенно это нежелательно для стальных поковок из среднелегированных конструкционных сталей с высокой степенью флокеночувствительности, которые используют при производстве силовых машин, оборудования АЭС, роторов гидротурбин, нефтехимического оборудования. На увеличение содержания водорода в жидкой стали влияют множество факторов: окисленный лом в шихте, плохо прокаленные известь, флюсы и ферросплавы, высокоосновные шлаки, хорошо растворяющие водород, отсутствие вакуумирования и защиты расплава (продувки) инертными газами при внепечной обработке и т.д. Наряду с этими факторами важное влияние на увеличение содержания водорода в стали оказывает влажность окружающей среды. Следовательно, имеет значение регион, в котором располагается машиностроительное или металлургическое предприятие.

Исследовали влияние влажности и температуры окружающей среды на содержание водорода в стальном расплаве при обработке в агрегатах типа ковш–печь в условиях завода ООО «ОМЗ–Спецсталь», Санкт–Петербург. Это Северо–Западный регион России с холодным морским климатом, где в любое время года относительная влажность воздуха редко опускается ниже 80–85%.

Задача уменьшения содержания водорода при производстве стали на данном предприятии решается преимущественно с помощью внепечной обработки стали, в частности, на установках печь–ковш типа ASEA–SKF. Две такие установки внепечного рафинирования и вакуумирования (УВРВ), позволяющие обрабатывать металл в ковшах емкостью до 150 т, оснащены тремя стендами для электродугового нагрева и двумя – для вакуумирования. Для повышения качества массивных изделий особое значение имеет литье крупных слитков с вакуумированием струи металла. Предприятие имеет 6 вакуумных камер для литья слитков массой от 21 до 500 т.

Технологией производства предусмотрена выплавка полупродукта в 50–тонной электропечи, оснащенной газоокислородными горелками и манипулятором для инъекции кислорода и графитового порошка в потоке азота или аргона со вспениванием шлака, и обработка полупродукта в ковшах УВРВ по технологии без вакуумирования, а также с одним или двумя вакуумированиями и/или с продувкой металла аргоном.

Условия выплавки, обработки и разлива в вакууме подразумевают получение в готовом слитке пониженного содержания газов и неметаллических включений. В частности, к поступающим на ООО «ОМЗ–Спецсталь» заказам предъявляются требования по содержанию водорода в стали не более 1,8 ppm, а часто, еще жестче.

Для установления влияния содержания водяных паров в атмосфере на концентрацию водорода в расплавленном металле в с июля 2005 г. по май 2006 г. в производственных условиях определяли содержание водорода в жидкой стали независимо от способа обработки с одновременным измерением относительной влажности воздуха и температуры окружающей среды.

Содержание водорода измеряли в конце рафинирования металла на УВРВ с помощью системы «Гидрис» [1]. Относительную влажность воздуха и температуру окружающей среды измеряли психрометром аспирационным с электромотором М–34. Давление окружающей среды измеряли бытовым барометром.

Измерения выполняли в разное время года. При этом фиксировали следующие параметры:

- содержание водорода в металле, измеренное системой «Гидрис»;
- атмосферное давление;
- показания сухого термометра, которым измеряли температуру окружающей среды;
- показания смоченного термометра;
- относительную влажность воздуха, определяемую с помощью психрометрического графика по показаниям сухого и смоченного термометров.

Для пересчета значений относительной влажности в абсолютную использовали данные работы [2], где приведена зависимость плотности насыщенных водяных паров от температуры окружающей среды (таблица).

По данным таблицы с помощью MS Excel была построена зависимость, представленная на рис. 1.

Учитывая высокую достоверность аппроксимации в уравнении, описывающем кривую, воспользовались

Плотность насыщенного водяного пара в зависимости от температуры окружающей среды

Температура, °С	Плотность пара, г/м ³
–10	2,5
–5	3
0	5
10	9,5
20	17
30	30

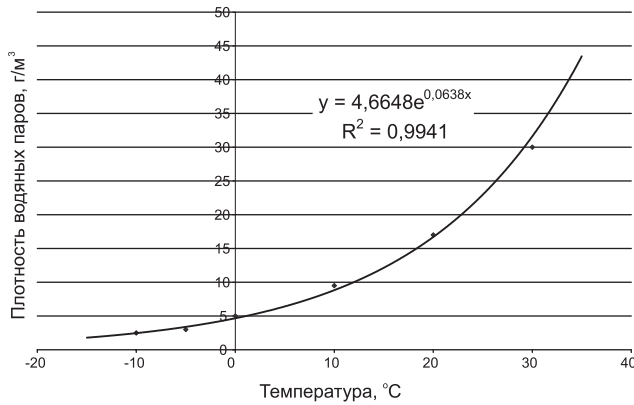


Рис. 1. Зависимость плотности водяных паров от температуры окружающей среды

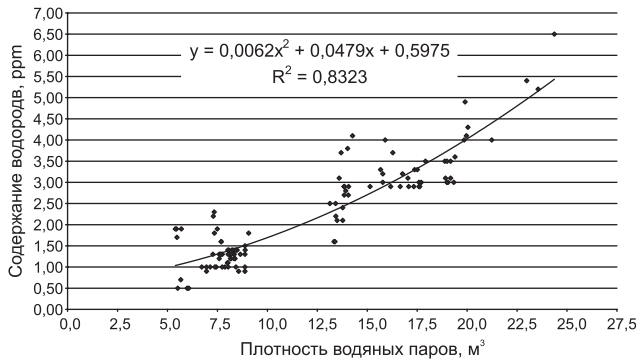


Рис. 2. Зависимость содержания водорода в жидкой стали от плотности водяных паров в атмосфере

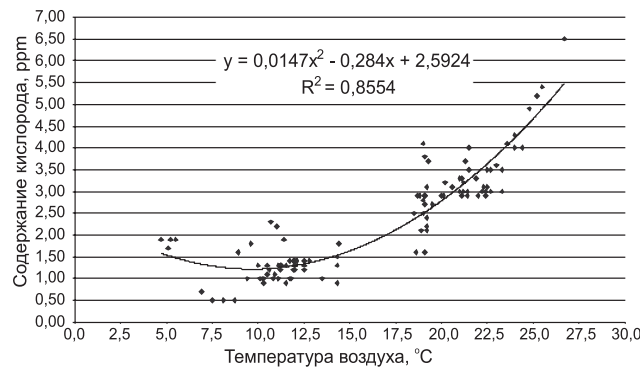


Рис. 3. Изменение содержания водорода в жидкой стали в зависимости от температуры окружающей среды

уравнением $y = 4,6648e^{0,0638x}$ для расчета плотности водяных паров по полученным данным психрометрического анализа по соотношению:

$$\rho_{H_2O} = \frac{\dot{h}}{100\%} \times 4,6648 \exp(0,068T_c), \quad (1)$$

где \dot{h} – относительная влажность воздуха, измеренная психрометром, %; T_c – температура окружающей среды, измеренная сухим термометром, °C.

По результатам психрометрического анализа с рассчитанными значениями плотности водяных паров были построены зависимости содержания водорода от расчетной плотности водяных паров и температуры окружающей среды (рис. 2, 3).

Изучая представленный график, видно как увеличивается содержание водорода в зависимости от роста влажности воздуха. Повышение температуры окру-

жающей среды также влияет на содержание водорода в металле.

На рис. 4 и 5 представлено изменение содержания паров воды в воздухе в зависимости от времени года, когда выполняли исследование, и изменение содержания водорода в стали.

Из представленных зависимостей сделали следующие выводы:

- содержание водорода в жидкой стали заметно меняется в зависимости от изменения температуры и влажности воздуха – с увеличением указанных параметров оно также увеличивается;
- плотность водяных паров и содержание водорода в жидкой стали изменяются в течение всего исследованного периода (с изменением времени года), максимально увеличиваясь в жаркие летние месяцы и достигая минимума в холодные зимние месяцы.

Имея данные о значениях содержания водяных паров в атмосфере и изучив экспериментально, как влажность воздуха влияет на содержание водорода, определяли равновесное с парами воды содержание водорода в расплаве.

Содержание водорода в жидкой стали изменяется в зависимости от его парциального давления в атмосфере согласно закону Сиверта. При условии, что водород находится в атмосфере в основном в виде паров воды, формула для определения его содержания выглядит следующим образом [3]:

$$[H] = \frac{K_H}{f_H} \sqrt{P_{H_2O}}, \quad (2)$$

где K_H – константа равновесия реакции растворения водорода в жидком металле, зависящая от его температуры; f_H – коэффициент активности водорода, зависящий от содержания в расплаве легирующих элементов и примесей; P_{H_2O} – парциальное давление паров воды в газовой фазе, атм.

Значение K_H определяли как:

$$\lg K_H = -\frac{1900}{T} - 1,577, \quad (3)$$

где T – температура расплава, К.

Значение f_H определяли по формуле:

$$\lg f_H = \left(\frac{6945}{T} - 2,48\right) \Sigma e_{H_{1873}}^R [\%R], \quad (4)$$

где $e_{H_{1873}}^R$ – значение параметра взаимодействия растворенного вещества (легирующего элемента или примеси) по водороду при температуре 1873 К; [%R] – содержание в расплаве легирующего элемента или примеси, %.

В качестве примера расчета примем температуру жидкого металла равной 1600°C (1873 К), относительную влажность в Северо-Западном регионе 80%, $K_H = 0,0025$, $f_H = 0,75$, атмосферное давление по барометру 740 мм рт. ст., давление 1,0 атм примем 760 мм рт. ст.

Из таблицы следует, что плотность насыщенных водяных паров в атмосфере при 0°C составляет 5,0 г/м³, то есть при относительной влажности воздуха 80% ее значение составит:

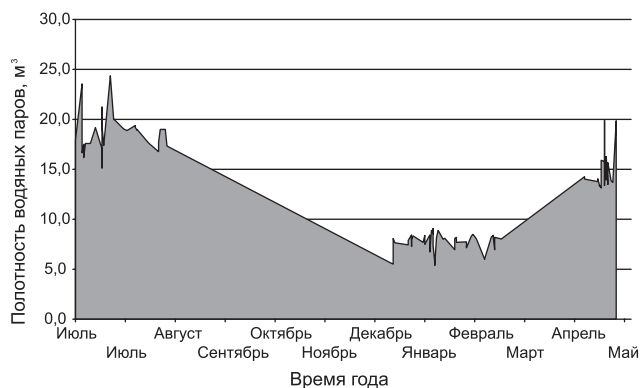


Рис. 4. Зависимость расчетной плотности водяных паров в атмосфере от времени года, когда выполняли исследование

$$\rho_i = \frac{5,0 \frac{г}{м^3} \times 80\%}{100\%} \times \frac{740}{760} = 3,9 \frac{г}{м^3} \quad (5)$$

Молекулярный вес воды при нормальных условиях составляет 18 г/моль и занимает объем 0,0224 м³. Тогда плотность паров воды при 100% их содержания в атмосфере составит:

$$\rho_{100} = \frac{18г}{0,0224 м^3} = 804 \frac{г}{м^3} \quad (6)$$

Из отношения (6) и (7) определяем содержание влаги в атмосфере в процентах на занимаемый объем:

$$\frac{\rho_i}{\rho_{100}} = \frac{3,9 \frac{г}{м^3}}{804 \frac{г}{м^3}} \times 100\% = 0,5\% \quad (7)$$

Таким образом, если 1,0 атм = 100%, то
x атм = 0,5%

Поскольку для решения уравнения Сивертса, как правило, используется значение подкоренного выражения, решаем пропорцию:

$$x = \frac{0,5\%}{100\%} \times 1 \text{ атм} = 0,005 \text{ атм} \quad (8)$$

Полученное значение подставляем в уравнение (3). Тогда:

$$[H] = \frac{K_H}{f_H} \sqrt{P_{H_2O}} = \frac{0,0025}{0,750} \sqrt{0,005} \approx \approx 2,4 \times 10^{-4} \% \approx 2,4 \text{ ppm} \quad (9)$$

Таким образом, равновесные с парами воды расчетные значения содержания водорода в жидкой

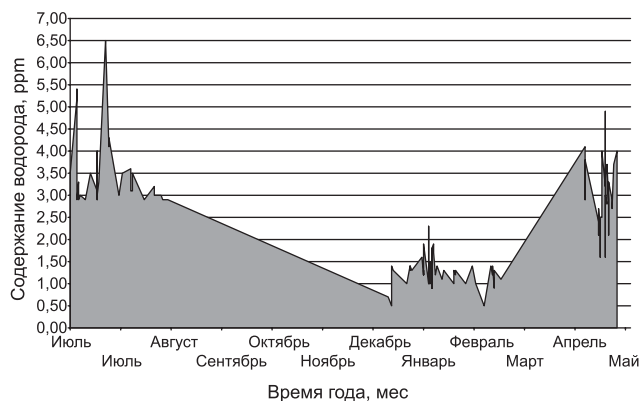


Рис. 5. Изменение содержания водорода в жидкой стали в зависимости от времени года

стали хорошо согласуются с измеренными в исследованных плавках при температурах окружающей среды, близких к 0°C. То есть, в реальных условиях (рис.2), содержания водорода колеблются от 0,5 до 1,9 ppm. Однако следует принять во внимание, что металл исследованных плавков подвергался вакуумированию с продувкой аргоном. Необходимо также учитывать то, что металлургические процессы на практике никогда не протекают в условиях полного равновесия.

Тем не менее, решенная нами задача позволяет прогнозировать приблизительное ожидаемое содержание водорода в стали (в условиях Северо-Западного региона России) в зависимости от времени года, температуры окружающей среды, влажности воздуха, химического состава и температуры расплава.

Эта задача реализована в MS Excel в температурном интервале от минус 29,9°C до 29,9°C с шагом в 0,1°C для марок сталей с любым химическим составом при любых температурах сталеварения.

Список литературы

1. Дембовский В.В., Пименов С.П. Исследование некоторых параметров, влияющих на содержание водорода при обработке стальных расплавов на агрегатах типа печь-ковш// Литейщик России. – 2007. – №7.
2. Краткий справочник физико-химических величин/ Под ред. К.П. Мищенко и А.А. Равделя. – Ленинградское отделение: Химия, 1972.
3. Григорян В.А., Белянчиков Л.Н., Стомахин А.Я. Теоретические основы электросталеплавильных процессов. – М.: Металлургия, 1979.

Е.Н. Еремин, А.С. Лосев, Ю.О. Филиппов, А.Е. Еремин
(Омский государственный технический университет)

Влияние инокулирующего модифицирования на морфологию и топографию упрочняющих фаз в жаропрочном сплаве

Модифицирование дисперсными тугоплавкими частицами приводит к изменению эксплуатационных характеристик отливок из жаропрочных сплавов [1–3]. В тоже время влияние инокулирующего модифицирования на свойства, определяющие жаропрочность ли-

тых сложнелегированных никелевых сплавов, изучено недостаточно.

В связи с этим исследовали влияние инокулирующего модифицирования на структуру, морфологию и топографию фаз, определяющих жаропрочность спла-

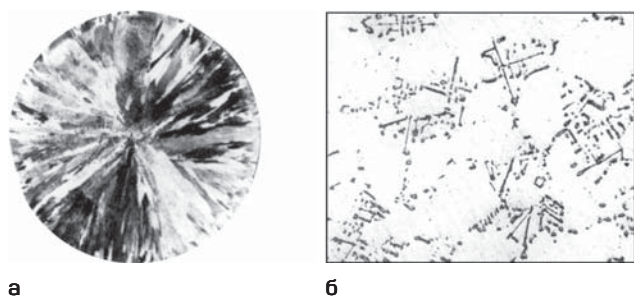


Рис. 1. Структура литого немодифицированного сплава Х10Н6ОК10В10Ю5Т3М2Б: а – макроструктура; б – карбидная фаза, $\times 140$

ва Х10Н6ОК10В10Ю5Т3М2Б, широко используемого для изготовления деталей авиационной техники. В качестве модификатора применяли ультрадисперсный порошок карбонитрида титана с размером частиц 0,01–0,1 мкм [4].

Важными факторами, определяющими качество и служебные свойства жаропрочных сплавов, являются фазовый состав, состояние границ зерен, их величина, степень однородности и морфология и топография включений [5, 6].

Результаты исследования немодифицированного слитка сплава $\varnothing 60$ мм (рис. 1) показали, что макроструктура у него транскристаллическая, состоящая из крупных столбчатых кристаллов по периферии протяженностью до 30 мм.

Результаты микроструктурного исследования показали, что основные фазы в структуре сплава – карбиды и γ' -фаза. Включения карбидов в виде каркасов сплошной скелетообразной формы, называемых «китайским шрифтом», располагаются преимущественно по границам зерен и имеют очень большую протяженность. Карбиды подобной морфологии оказывают отрицательное влияние на свойства никелевых сплавов [5–8, 9].

Введение в сплав 0,5% модификатора приводит к существенному изменению как получаемой структуры, так и морфологии и топографии карбидной фазы (рис. 2).

При этом происходит резкое измельчение макрозерна, устраняется столбчатость зерен и разнотерность. Дендритная структура литого металла тонкая и однородная по сечению слитка. Карбиды приобретают компактную равноосную форму и равномерно распре-

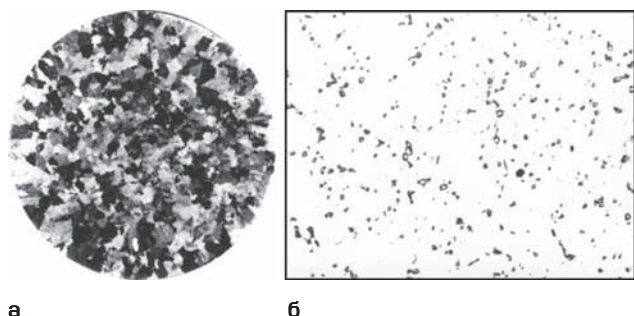


Рис. 2. Структура литого модифицированного сплава Х10Н6ОК10В10Ю5Т3М2Б: а – макроструктура, $\times 1$; б – карбидная фаза, $\times 200$

делены по объему зерна. Образование большого количества компактных карбидов можно объяснить увеличением степени переохлаждения расплава при введении в него модификатора, дисперсные частицы которого, являясь центрами кристаллизации, повышают скорость охлаждения металла. Такая морфология и топография карбидной фазы измельчает структуру и повышает химическую стабильность γ -матрицы путем связывания легирующих элементов, взаимодействующих с углеродом, что должно благоприятно воздействовать на длительную прочность сплава.

Вопрос о влиянии размера зерна на уровень жаропрочности многократно обсуждался, но продолжает оставаться дискуссионным. С увеличением количества модификатора макрозерно измельчается, увеличивается общая протяженность границ зерен, снижается граничная концентрация элементов-упрочнителей границ зерен и, в итоге, жаропрочность может снижаться. В то же время, если углы разориентировки равноосных зерен уменьшаются, а при суспензионном модифицировании степень коллективности роста возрастает [1], то измельчение зерна не должно снижать жаропрочность.

В связи с этим исследовали влияние модифицирования карбонитридом титана на жаропрочность сплава Х10Н6ОК10В10Ю5Т3М2Б. Изучение макрошлифов образцов после испытаний при 975°C и напряжении 230 МПа (рис. 3) показал, что разрушение всех образцов имеет межзеренный характер. В образцах из немодифицированного сплава разрушение происходит в зоне направленной кристаллизации по границам дендритов (рис. 3, а). Длительная прочность таких образцов составляет всего 16–28 ч. В модифицированных образцах, показавших наибольшую жаропрочность (99–103 ч), структура была очень дисперсной (рис. 3, б), что подтверждает выводы ряда авторов о положительном влиянии измельчения зерна на жаропрочность [7, 8].

Вместе с тем, нельзя объяснить повышение жаропрочности сплава при модифицировании только измельчением зерна при кристаллизации.

На свойства никелевых сплавов большое влияние оказывает дисперсионное упрочнение матрицы за счет выделения γ' -фазы кубической морфологии. Она имеет близкие с γ -фазой значения параметра кристаллической решетки, что обуславливает их когерентную связь. Жаропрочность сплавов, упрочненных когерентными с матрицей выделениями упорядоченной γ' -фазы, зависит от состояния этой фазы (дисперсности частиц, их объемной доли, формы и распределения), кинетики изменения структуры и в значительной степени определяется термодинамической устойчивостью системы $\{\gamma+\gamma'\}$ [6].

Электронно-микроскопические исследования показали (рис. 4, а), что наблюдается сильная неоднородность дисперсности и морфологии частиц вторичной γ' -фазы в масштабах дендритной ячейки литого немодифицированного сплава Х10Н6ОК10В10Ю5Т3М2Б. В осях дендритов выделяются мелкие и регулярные по форме частицы, большей частью, треугольной формы, а в межосных пространствах – значительно более гру-

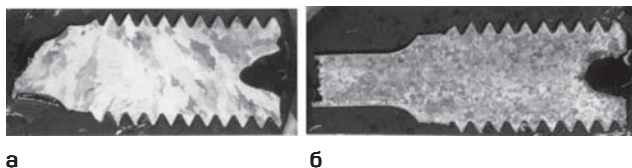


Рис. 3. Структура образцов после длительных испытаний сплава: немодифицированного (**а**) и модифицированного с наибольшей (**б**) жаропрочностью

бые частицы неправильной морфологии. Наряду с мелкими частицами (0,8 мкм) γ' -фазы наблюдаются крупные, скоагулированные выделения (свыше 4 мкм) по границам которых возникают и распространяются микротрещины. Такая разнородность является следствием двух факторов. Во-первых, температура распада твердого раствора, локализованного в осях дендритов, ниже по сравнению с таковой в межосном пространстве, что связано с обеднением данных участков алюминием, титаном и ниобием из-за ликвационной неоднородности. Во-вторых, обогащение твердого раствора в осях дендритов вольфрамом существенно тормозит протекание здесь диффузионных процессов. Таким образом, выделение частиц γ' -фазы из твердого раствора в осях дендритов при более низких температурах и замедленный массоперенос обусловили их меньший размер по сравнению с частицами в межосных участках при одной и той же скорости кристаллизации. В конечном счете, рост частиц происходит в поле температурного градиента, установившегося ниже температуры распада твердого раствора, и зависит от скорости охлаждения металла.

Количество и морфология γ' -фазы в модифицированном сплаве значительно отличаются от таких же характеристик в немодифицированном. Модифицирование формирует более дискретные мелкодисперсные выделения γ' -фазы большей частью квадратной либо прямоугольной формы (рис. 4, б).

При введении 0,01% карбонитрида титана размер выделений γ' -фазы составляет 0,8–1,2 мкм, при 0,025% тугоплавких частиц – 0,4–0,6 мкм. При дальнейшем увеличении концентрации тугоплавких частиц γ' -фаза достигает размеров в 0,2–0,3 мкм с большой плотностью упаковки в матрице. Выделения γ' -фазы выравниваются по размерам, их форма после длительных испытаний не изменяется и располагаются они вдоль кристаллографических плоскостей с очень малым расстоянием между ними.

Вероятно, усилением ликвационной неоднородности в немодифицированном сплаве можно объяснить более сильную зависимость размера частиц вторичной γ' -фазы в осях дендритов от скорости охлаждения. Поскольку оси дендритов в большей степени обогащаются вольфрамом, который тормозит распад твердого раствора и замедляет диффузию, то это обстоятельство способствует выделению частиц γ' -фазы меньшего размера. Количество вторичной γ' -фазы в осях также меньше в связи с ликвацией основных γ' -образующих элементов в междендритные пространства. Общее количество γ' -фазы возрастает с 46% в немодифицированном сплаве до 58% в модифицирован-

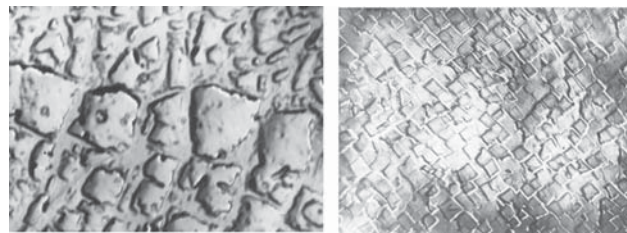


Рис. 4. Упрочняющая γ' -фаза в сплаве X10H6OK10B-10H5T3M2B, x10000: **а** – немодифицированный; **б** – модифицированный

ном. Таким образом, структура модифицированного сплава состоит из двух когерентно связанных фаз: γ' -твердого раствора и дисперсной γ' -фазы кубической формы, однородных по составу, размеру и морфологии как в осях, так и в межосных пространствах. Упрочняющая γ' -фаза в модифицированном сплаве имеет более высокие термическую стабильность и температуру полного растворения, чем в сплавах традиционного легирования. При равных температурах количество упрочняющей фазы в модифицированных сплавах больше.

Такие изменения сплава в процессе модифицирования – морфологии и топографии γ' -фазы (размеров, формы и расстояния между частицами) и ее количества, обуславливают соответствующие изменения механических и жаропрочных свойств.

Увеличение концентрации карбонитрида титана приводит к монотонному возрастанию прочности сплава. Относительное удлинение резко возрастает с увеличением концентрации частиц инокуляторов в пределах 0,01–0,04%, а ударная вязкость менее быстрыми темпами возрастает до концентрации в 0,025% и в дальнейшем они плавно уменьшаются, приближаясь к свойствам немодифицированного сплава. В этих же пределах концентраций модификатора имеет место высокая жаропрочность. Показатели прочности с увеличением количества γ' -фазы возрастают, а показатели пластичности – снижаются. Уменьшение количества и увеличение размеров γ' -фазы обуславливают снижение прочности и пластичности. При равном количестве γ' -фазы укрупнение ее частиц обуславливает снижение эффекта упрочнения (то есть суммарный эффект от увеличения количества и укрупнения частиц γ' -фазы уменьшается). Характеристики пластичности и вязкости сплава в результате выделения мелкодисперсной γ' -фазы повышаются. В тоже время выделение этой фазы в виде крупных частиц усиливает эффект снижения показателей пластичности, причем на относительном удлинении это проявляется незначительно, а на ударной вязкости более резко. При этом ударная вязкость чувствительна к морфологии γ' -фазы.

Разупрочнение немодифицированного сплава происходит вследствие перераспределения элементов вблизи границ зерен, в первую очередь, наиболее подвижных элементов – атомов алюминия, титана, хрома и примесей, а также коагуляции и уменьшения количества γ' -фазы. Повышенная диффузионная подвиж-

ность атомов вблизи границ зерен определяет характер изменения механических свойств поликристаллических сплавов в процессе их эксплуатации [10]. В этих областях раньше развиваются процессы разупрочнения сплава и очаги разрушения. Для повышения термической стабильности сплавов необходимо иметь на границах зерен термодинамически стабильное фазовое состояние, что и достигается введением тугоплавких дисперсных частиц карбонитрида титана. В этом случае прочность определяется главным образом размером и распределением γ' -фазы. Это и подтверждают экспериментальные результаты, показавшие незначительное возрастание величины γ' -фазы в зависимости от времени выдержки при температуре испытания 950°C.

Модифицирование дисперсными тугоплавкими частицами приводит к уменьшению коэффициентов диффузии, особенно, параметров граничной диффузии [10]. Изменение параметров граничной диффузии, прежде всего, может быть связано с изменением кристаллографической ширины границ зерен. Обладая высокой диффузионной проницаемостью и сравнительно низкой энергией активации миграции атомов, границы зерен обнаруживают также зависимость этих параметров от угла разориентировки, что связано с изменением их строения. При этом увеличение разориентации до 45°C (для металлов с кубической решеткой) ведет к снижению энергии активации процесса граничной диффузии и увеличению диффузионной проницаемости границы [10].

Роль этих процессов в формировании структуры сплава зависит от модифицирования. Так, без добавок частиц в литом металле, формируются преимущественно большеугловые границы между кристаллитами $\theta = 25\text{--}30^\circ$. Частицы γ' -фазы значительно скоагулированы, имеют неправильную глыбообразную форму и потеряли когерентную связь с матрицей. Ввод в расплав сплава дисперсных частиц карбонитрида титана изменяет процесс формирования вторичных границ и приводит к образованию малоугловых разориентировок между кристаллитами $\theta = 8\text{--}12^\circ$. Мелкие частицы γ' -фазы, выделившиеся при охлаждении, когерентны с матрицей и имеют кубоидную форму, что свидетельствует о резком торможении частицами рекристаллизационных процессов [11]. Уменьшение угла разориентировки при вводе частиц приводит, соответственно, к уменьшению скорости диффузионных процессов, что в свою очередь, оказывает существенное влияние на процесс формирования границ элементов структуры и субструктуры при температурах ниже температуры реального солидуса, то есть после кристаллизации расплава. Трансформация высокоугловых границ в малоугловые в результате модифицирования приводит к ощутимой утрате ими активности не только как мест образования центров рекристаллизации, но и как потенциальных мест образования карбидов. Прямым следствием торможения рекристаллизации в модифицированном сплаве является уменьшение среднего размера зерна.

В поликристаллических материалах при достаточно высоких температурах под нагрузкой пластическая

деформация происходит в основном за счет зернограничного проскальзывания, а также аккомодации деформации вблизи границ зерен [12]. Поэтому в немодифицированном сплаве с сильно разориентированными границами длительная прочность ниже. Вследствие более высокой диффузионной проницаемости границ зерен для дисперсионно-упрочненных сплавов процесс разупрочнения начинается в приграничных областях. Для немодифицированного сплава Х10Н6ОК10В10Ю5Т3М2Б ширина зоны в области границ зерен, в которой произошел заметный распад структуры после испытаний образцов на длительную прочность, составляет значительную долю объема матрицы. В стареющих сплавах коагуляция упрочняющих фаз вблизи зерен должна приводить к дальнейшему прогрессирующему снижению прочностных свойств матрицы, так как в результате увеличения их размера нарушается «коллоидное равновесие» фаз и по объему зерен [5].

В работе [13] установлен критерий практического подавления межзеренного проскальзывания. Структурным условием его максимального значения является близость величин среднего размера зерна и среднего, свободного пути между частицами, что имеет место в модифицированном сплаве. В значительной мере это, видимо, связано с существенным снижением параметров диффузии в широком температурном интервале и, в частности, со значительным уменьшением скорости диффузии по границам зерен. В результате процессы огрубления и растворения частиц γ' -фазы при повышенных температурах резко замедляются [14]. При этом значительно увеличивается длительная прочность исследованных материалов, что свидетельствует об увеличении стабильности структуры модифицированного сплава в процессе эксплуатации.

Таким образом, влияние микродобавок карбонитрида титана заключается, наряду с улучшением морфологии и топографии карбидных фаз, в упрочнении твердого раствора (γ -фазы), стабилизации упрочняющей γ' -фазы и повышении структурной стабильности сплавов вследствие снижения диффузионной проницаемости границ зерен.

Список литературы

1. **Бабаскин Ю.З.** Структура и свойства литой стали. – Киев: Наукова думка, 1980. – 240 с.
2. **Седельников В.В.** Структура образования кристаллизующихся систем при модифицировании их ультрадисперсными порошками // Литейное производство. – 2005. – № 1. – С. 2–5.
3. **Еремин Е.Н.** Применение модифицирования для повышения свойств кольцевых заготовок из азотосодержащих нержавеющей сталей, полученных способом ЦЭШЛ // Современная электрометаллургия. – 2006. – №3. – С.3–7
4. **Еремин Е.Н., Жеребцов С.Н.** Центробежное электрошлаковое литье фланцевых заготовок с применением инокулирующего модифицирования // Современная электрометаллургия. – 2004. – №3. – С. 15–17.
5. **Кишкин С.Т., Строганов Г.Б., Логунов А.В.** Литейные жаропрочные сплавы на никелевой основе. – М.: Машиностроение, 1987. – 111 с.
6. **Логунов А. В., Петрушин Н.В., Кулешова Е.А., Должанский Ю.М.** Прогнозирование влияния структурных факторов на механические свойства жаропрочных сплавов // МитОМ. – 1981. – № 6. – С. 16–20.

7. Чеченцев В.Н., Сабуров В.П., Замешаев Е.В., Микитась А.М. Объемное модифицирование никелевых сплавов при изготовлении отливок // Литейное производство. – 1988. – №9. С. 13–14.
8. Фаткулин О.Х., Официров А.А. Модифицирование жаропрочных никелевых сплавов дисперсными частицами тугоплавких соединений // Литейное производство. – 1993. – №4. – С. 13–14.
9. Сабуров В.П. Упрочняющее модифицирование стали и сплавов // Литейное производство. – 1998. – №9. – С. 7–8.
10. Бокштейн С.З. Диффузионные параметры границ зерен γ/γ' в сплаве на никелевой основе // ДАН СССР, 1980. – Т.

253. – №6. – С. 1337.
11. Горелик С.С. Рекристаллизация металлов и сплавов. – М.: Металлургия, 1978. – 568 с.
12. Грабский М. В. Структурная сверхпластичность металлов. – М.: Металлургия, 1973. – 246 с.
13. Мовчан Б.А. Структурные условия пластичности двухфазных металлических материалов // ДАН СССР. – 1975. – Т. 223. – № 2. – С. 332–335.
14. Горностырев Ю.Н., Бахтеева Н.Д. Роль внутренних напряжений в эволюции морфологии частиц γ' -фазы в никелевых сплавах при высокотемпературной ползучести // ФММ. – 1993. – Т. 76. – Вып. 6. – С. 940–948.

Л.В. Никулин (канд. техн. наук, старший науч. сотр.), С.Ю. Пушкарев (аспирант, Пермский государственный технический университет, АВИСМА филиал ОАО «Корпорация «ВСМПО-АВИСМА», г. Березники)

Формирование структуры и свойств специального магниевого сплава для литья под давлением

Литье под давлением магниевых сплавов является оптимальным технологическим процессом изготовления многих деталей кузовов и двигателей автомобилей. Чистота поверхности и минимальный объем механической обработки отливок в сочетании с превосходной обрабатываемостью резанием, высокой демпфирующей способностью и стойкостью магния в топливных и масляных средах предполагают более широкое использование данной технологии в автомобилестроении. Между тем, российские производители не используют магний в конструкциях отечественных автомобилей. Автостроительные предприятия РФ не владеют технологией литья под давлением магния. Существующая номенклатура магниевых сплавов, отливаемых под давлением, крайне ограничена. Необходимо создание специализированных сплавов, технологичных при литье под давлением и одновременно пригодных для изготовления моторных деталей, работающих при повышенных температурах.

Специалистами «АВИСМА» (филиал ОАО «Корпорация «ВСМПО-АВИСМА») разработан сплав нового поколения AS31HP для производства методом литья под давлением моторных деталей. Состав сплава защищен патентом РФ [1] и патентом США [2]. Сплав AS31HP обнаруживает лучшее сопротивление ползучести в условиях длительной эксплуатации при температуре 150°C по сравнению с широко используемым за рубежом сплавом AZ91D [3] и отечественным сплавом МЛ5 [4]. Целью данной работы являлось изучение процесса кристаллизации, особенностей структуры и, соответственно, выяснения механизма повышенной жаропрочности сплава AS31HP. Химический состав сплава, согласно [1, 2], следующий: магний – основа; 2,5–3,4% алюминия; 0,8–1,1% кремния; 0,24–0,34% марганца; 0,11–0,25% цинка. Основные компоненты – алюминий и кремний определяют положение сплава на концентрационном треугольнике тройной системы «магний–алюминий–кремний». В справочнике [5] обстоятельно прокомментирована диаграмма состояния тройной системы Al – Mg – Si в той ее части, которая прилегает к углу алюминия. Однако в области сплавов,

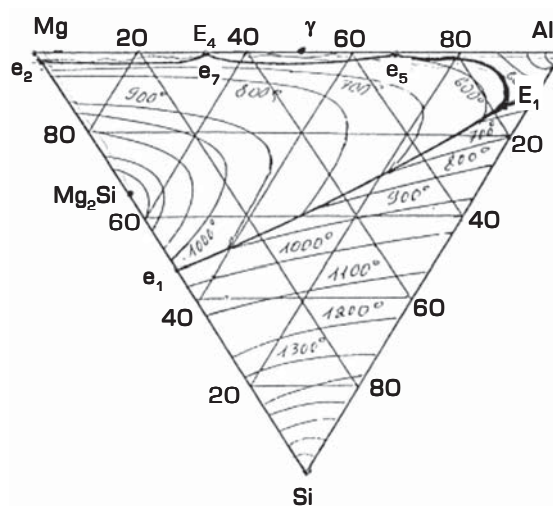


Рис. 1. Проекция изотерм на концентрационный треугольник системы Mg – Al – Si: E_1 – тройная эвтектика $\alpha_{Al} + Mg_2Si + Si$; E_4 – тройная эвтектика $\sigma_{Mg} + \gamma + Mg_2Si$; e_1 – эвтектика $Si + Mg_2Si$; e_2 – эвтектика $\delta_{Mg} + Mg_2Si$; e_4 – эвтектика $\alpha_{Al} + Si$; e_7 – эвтектика $\alpha_{Al} + \gamma$

богатых магнием, ни вертикальных разрезов диаграммы, ни изотермических сечений при разных температурах не приведено. На рис. 1 для справки показана тройная диаграмма Al – Mg – Si с указанием положения тройной и двойных эвтектических точек и изотерм на проекции поверхности ликвидус тройной системы [5, стр. 388].

Анализ процесса кристаллизации и определение фазового состава при комнатной температуре проводили для сплава Mg – 3%Al – 1%Si.

Для анализа процесса кристаллизации сначала построили политермические разрезы тройной диаграммы «магний–алюминий–кремний». Построение выполняли, используя пространственную диаграмму, полученную совмещением двойных диаграмм Mg–Si, Mg–Al и Al–Si с концентрационным треугольником согласно рекомендациям монографии М.В. Захарова [6]. Поэтому подробное описание процедуры построения не приводится, кроме указания способов определения

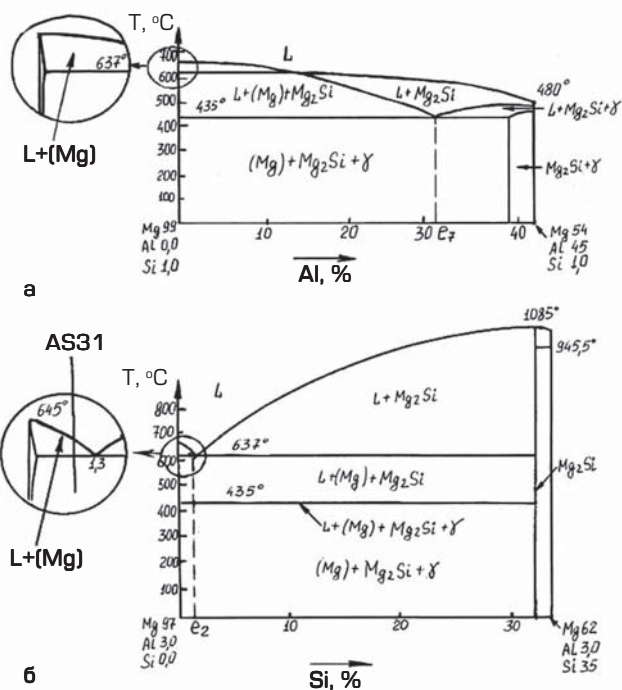


Рис. 2. Политермические разрезы тройной диаграммы состояния Mg-Al-Si

отдельных критических точек. Секущие вертикальных разрезов проведены следующим образом. На рис. 2, а показан разрез, проведенный от точки Mg=99% и Si=1% параллельно стороне двойной диаграммы Mg-Al, до точки, лежащей на концентрационном треугольнике с координатами Mg=54%, Al=45%, Si=1%. Таким образом, плоскость разреза проходит при постоянном содержании кремния 1% через точку, лежащую напротив состава соединения Mg₁₇Al₁₂.

На рис. 2, б представлен разрез, проведенный от точки Mg=97% и Al=3% на стороне двойной диаграммы Mg-Al до точки с координатами на концентрационном треугольнике Mg=62%, Al=3%, Si=35%, то есть параллельно стороне Mg-Si при постоянном содержании алюминия 3% через точку, лежащую напротив состава соединения Mg₂Si двойной диаграммы Mg-Si.

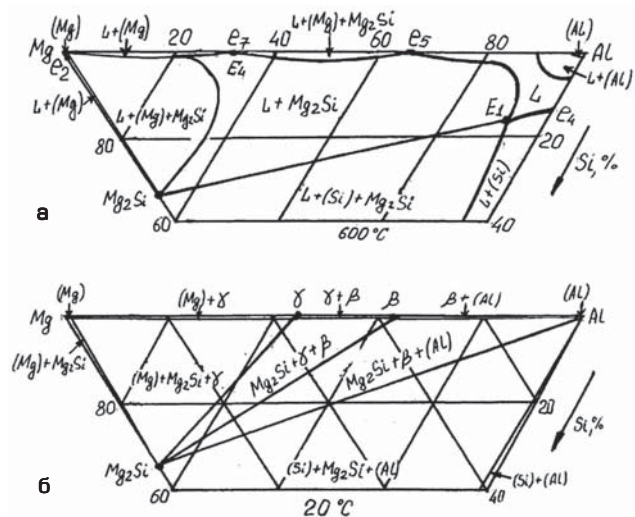


Рис. 3. Изотермические сечения тройной диаграммы Mg-Al-Si

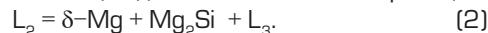
Восстановив перпендикуляр из точки Mg=54%, Al=45%, Si=1% до линии ликвидус тройной системы, получили точку плавления опытного сплава, равную 645°C; температуру кристаллизации двойной эвтектики Mg-Mg₂Si приняли равной 638°C по справочнику [7]; температуру кристаллизации тройной эвтектики приняли, согласно данным работы д-ра техн. наук Л.Л.Рохлина, – 435°C [8].

Для определения фазового состава сплава при высоких и низких температурах выполнили горизонтальные сечения тройной диаграммы (рис. 3, а и б). Теоретическое соотношение объемных долей структурных составляющих в сплаве находили по правилу рычага, используя измерения длин соответствующих отрезков на фрагменте тройной диаграммы (рис. 4, а). Относительное весовое количество (ОВК) фазовых составляющих также определяли по правилу рычага (рис. 4, б). Для проверки результатов теоретического анализа процесса кристаллизации опытного сплава литьем под давлением получили образцы состава Mg-3%Al-1%Si. На поперечном срезе образца приготовили шлиф и выявили структуру сплава. Соотношение структурных составляющих в микроструктуре образца определяли методом секущих [9].

Используя политермический разрез на рис. 2, а, проследим последовательность кристаллизации сплава с содержанием основных легирующих компонентов: магний – основа; 3% алюминия; 1% кремния. Сплав охлаждали от температуры заливки 700°C до температуры ликвидус сплава 645°C. Ниже 645°C выпадают первичные кристаллы твердого раствора на основе магния δ-Mg по реакции, которую можно записать:



При этом состав исходного расплава L₁ изменяется, и жидкий остаток приобретает, соответственно состав L₂. При достижении температуры 638°C начинается процесс распада жидкого раствора состава L₂, то есть кристаллизация двойной эвтектики по реакции:



Эвтектическая реакция (2) кристаллизации двойной эвтектики в тройной системе протекает в интер-

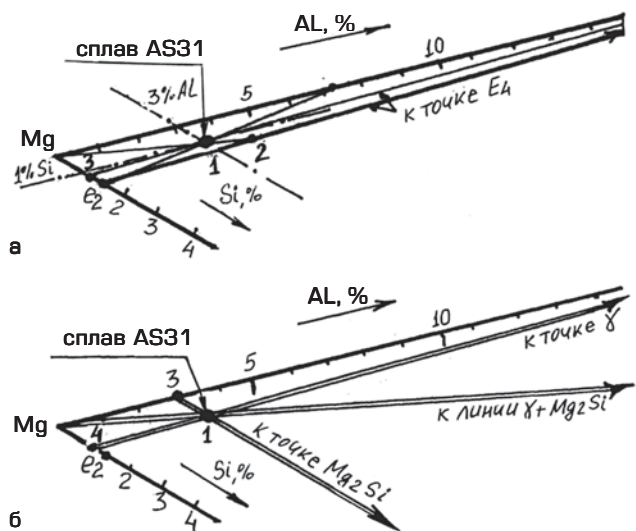
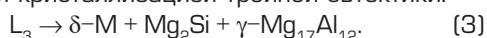


Рис. 4. Фрагменты концентрационного треугольника, использованные для количественных расчетов

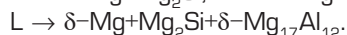
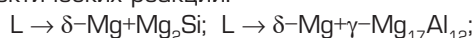
1
2
3
4
5
6
7
8
9
10
11
12
13
14
15
16
17
18
19
20
21
22
23
24
25
26
27
28
29
30
31
32
33
34
35
36
37
38
39
40
41
42
43
44
45
46
47
48
49
50
51
52

вале температур 638–435 °С, при этом окончательный состав жидкого остатка становится равным L_3 . Процесс завершается кристаллизацией тройной эвтектики:



К такой же последовательности процесса кристаллизации можно прийти, анализируя разрез на рис.2,б.

Для уточнения типа кристаллов, выпадающих в начальный период затвердевания, а также фазового состава сплава при комнатной температуре построили изотермические разрезы при 600 и 20 °С. Результаты построения представлены на рис. 3, а и б. Плоскость, проведенная на горизонте 600 °С, в магниевом углу диаграммы проходит под поверхностью ликвидус, не пересекая ее (рис. 3, а). Поэтому в магниевом углу на изотермическом разрезе нет следов сечения поверхности ликвидус, какие наблюдаются в районе вершины алюминия [5, стр. 390]. Имеют место узкие области выделения первичных кристаллов Mg, а также области фазовых составов, образующихся в результате эвтектических реакций:



Фазовый состав затвердевших тройных сплавов в магниевом углу диаграммы представлен на рис. 3, б. Конодные треугольники соответствуют трехфазным областям. Заключенные между ними области двухфазного состояния в значительной степени вырождены, так как выклинились при охлаждении и занимают очень узкие промежутки между трехфазными областями. Причиной этого явления служит резкое снижение растворимости алюминия в магнии в присутствии кремния [8, стр. 178], особенно в области низких температур.

Для экспериментальной проверки выводов, полученных теоретическим анализом, исследовали структуру сплава Mg–3%Al–1% Si. Образцы с размерами рабочей части 50x20x3 мм отливали на машине литья под давлением с холодной горизонтальной камерой прессования. Шлифы приготовили на поперечном сечении образцов. Характерная структура сплава Mg–3%Al–1% Si, изготовленная под давлением, представлена на рис. 5. В микроструктуре сплава AS31HP отчетливо наблюдаются светлые дендриты первичных кристаллов твердого раствора. Дендриты практически полностью окружены двухфазной эвтектической составляющей, строение которой хорошо видно при увеличении x225. В промежутках между двухфазной эвтектической составляющей вкраплены темные участки, относящиеся к выделениям тройной эвтектики. Строение тройной эвтектики при данном увеличении

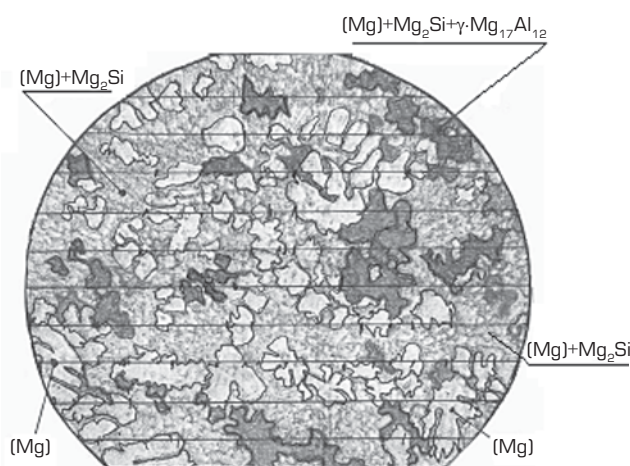


Рис. 5. Структура сплава Mg–3%Al–1% Si, отлитого под давлением, x225, где (Mg) – первичные дендриты твердого раствора на основе магния; (Mg)+Mg₂Si – выделения двойной эвтектики (светлое поле); (Mg)+Mg₂Si+ γ –Mg₁₇Al₁₂ – включения тройной эвтектики (темные поля)

неразличимо – тройная эвтектика кристаллизуется в дисперсной форме и при травлении выглядит как темное поле. Это позволило при металлографическом анализе достаточно точно отличать колонии двойной эвтектики от участков тройной.

Для определения вклада структурных составляющих и образующих их фаз в формирование строения сплава необходимо дать соответствующие количественные оценки. Выполним расчет долей структурных составляющих – дендритов твердого раствора, двойной и тройной эвтектик. Для этого на концентрационном треугольнике тройной диаграммы (см. рис. 1) построим конодный треугольник с вершинами Mg – E₄ – e₂. Точкой «1» обозначим положение сплава AS31HP внутри конодного треугольника – фигуративная точка сплава находится на пересечении штрихпунктирных линий 3% алюминия и 1% кремния. Точку E₄ соединим с вершиной Mg прямой и, продолжая прямую до пересечения со стороной концентрационного треугольника Mg–Si, получим точку 3. Пользуясь «правилом рычага» [6], определили относительное весовое количество (ОВК) дендритов твердого раствора:

$$\text{ОВК}_{(\delta\text{-Mg})} = (1-2) \times 100 \% / (\text{Mg} - 2) = 30,2\%.$$

Здесь (1–2) и (3–2) – расстояние между точками 1, 2 и 3 в выбранном масштабе чертежа, фрагмент которого был представлен на рис. 4, а. Соответственно, относительное весовое количество тройной эвтектики E₄ составляет:

$$\text{ОВК}_{E_4} = (3-1) \times 100 \% / (3 - E_4) = 8,28\%.$$

Таблица 1. Соотношение объемных долей фаз и структурных составляющих в сплаве AS31HP, отлитого под давлением, %

Данные	Фаза δ-Mg	Фаза Mg ₂ Si	Фаза γ-Mg ₁₇ Al ₁₂	Дендриты δ-Mg	Двойная эвтектика	Тройная эвтектика
Расчет по диаграмме	90,04	2,57	7,39	30,2	61,52	8,28
Экспериментальное определение	–	–	–	27,8 ± 9,6	62,9*	9,3 ± 2,8

*Количество двойной эвтектики, определенное из эксперимента: 100 – 27,8 – 9,3 = 62,9 %.

Таблица 2. Физические и механические свойства фаз в магниевых сплавах

Фазы	$\gamma\text{-Mg}_{17}\text{Al}_{12}$	Mg_2Si
Температура плавления, °C	437	1085
Микротвердость, кгс/мм ² :		
– при 20°C	227	457
– при 300°C	90	320
– при 400°C	43	210

Тогда относительное весовое количество двойной эвтектики составит:

$$\text{ОВК}_{\text{e}_2} = 100 - 30,2 - 8,28 = 61,52\%$$

Аналогичным образом определим относительное весовое количество структурообразующих фаз. Для этого построим конодный треугольник с вершинами, соответствующими местоположениям следующих фаз: Mg, Mg₂Si и $\gamma\text{-Mg}_{17}\text{Al}_{12}$. Фрагмент конодного треугольника представлен на рис. 4, б. От вершины Mg₂Si и вершины $\gamma\text{-Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ через точку 1 проведем прямые до пересечения с противоположными сторонами конодного треугольника. Проведем аналогичный расчет по правилу рычага.

$$\text{ОВК}_{\gamma\text{-Mg}_{17}\text{Al}_{12}} = (4-1) \times 100\% / (4 - \gamma\text{-Mg}_{17}\text{Al}_{12}) = 7,39\%$$

$$\text{ОВК}_{\text{Mg}_2\text{Si}} = (1-5) \times 100\% / (5 - \text{Mg}_2\text{Si}) = 2,57\%$$

$$\text{ОВК}_{\delta\text{-Mg}} = 100 - 7,39 - 2,57 = 90,04\%$$

Сопоставим полученные расчетным путем результаты определения долей структурных составляющих с реальными данными, полученными в эксперименте. Применяя линейный метод, определили объемные доли твердого раствора и тройной эвтектики в микроструктуре сплава на шлифе образца, отлитого под давлением. Статистической обработкой экспериментальных результатов с исключением резко отклоняющихся значений вычислили доверительные интервалы определяемых величин. Результаты этого определения (совместно с предыдущими данными) приведены в табл. 1. Как показало сравнение, экспериментальные данные отличаются от расчетных данных по диаграмме только в пределах разброса измерений в проведенных сериях, что свидетельствует о достоверности результатов опыта.

Полученная информация о долях структурных составляющих в сплаве для объяснения особенностей его свойств при повышенных температурах необходима, но недостаточна. Требуется также информация о свойствах образующих их фаз (табл. 2).

Как показывают результаты замеров, микротвердость фазы Mg₂Si вдвое превосходит микротвердость фазы Mg₁₇Al₁₂ при комнатной температуре; при нагреве до температуры 400°C силицид магния разупрочняется в 2 раза, тогда как γ -фаза разупрочняется – в 5 раз [10]. На основании данных по измерению микротвердости фазу $\gamma\text{-Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ авторы работы [11, стр. 219] считают нежаропрочной. Не менее важно также сопоставление свойств эвтектических структурных со-

ставляющих, образованных данными фазами (табл. 3).

Таким образом, интерметаллидные фазы не только существенно отличаются по свойствам, но и при кристаллизации формируют эвтектики с различными температурами плавления.

Выполнены сравнительные испытания опытного сплава и сплава AZ91D, который широко применяется для литья под давлением зарубежными автостроительными фирмами. Для сравнения выбраны механические свойства сплавов при температуре 150°C, а также показатели ползучести при данной температуре, нагрузке 45 МПа в течение 50 и 100 ч. Полученные данные по прочности и пластичности сплавов приведены в табл. 4.

Испытания на ползучесть, выполненные на машине АИМА и выраженные в процентах деформации образцов, показали преимущество опытного сплава:

Сплавы	AZ91D	AS31HP
Время испытания 50 ч	0,150	0,140
Время испытания 100 ч	0,235	0,148

Приведенные данные показывают, что формирование структурных составляющих сплава происходит из неравноценных по своим физическим свойствам фаз. Необходимо обратить внимание на поэтапную последовательность кристаллизации, изложенную выше. В частности, образующихся на 1-й стадии процесса количество и размеры кристаллов Mg, взвешенных в маточном расплаве, которых не достаточно для образования из них непрерывного твердого каркаса этой фазы в объеме отливки. На 3-й стадии имеет место кристаллизация тройной эвтектики на готовых подложках закристаллизовавшейся двойной эвтектики. Данный процесс связан с уже имеющимися поверхностями раздела жидкой и твердой фаз и его развитие естественно ограничено объемами остаточной жидкости между колониями двойной эвтектики.

Таким образом, возможность образования в объеме отливки непрерывного каркаса твердой фазы с наиболее высокой вероятностью следует соотносить с 2-й стадией охлаждения и затвердевания сплава.

В процессе кристаллизации колонии двойной эвтектики соприкасаются, сталкиваются, на участках контакта возникает схватывание и, в результате, в объеме отливки формируется пространственный кристаллический каркас. Не вызывает сомнения, что возникающий каркас далек от совершенства: имеются места нестыковки, пробелы, несплошности. Тем не менее, «несущая конструкция» в литом изделии из сплава AS31HP состоит из каркаса двойной эвтектики, при этом мягкие и нежаропрочные фазы и структурные составляющие заключены внутри этого каркаса.

Выводы

1. Для анализа последовательности процесса кристаллизации сплава AS31HP построены политермические разрезы и изотермические сечения трой-

Таблица 3. Температуры плавления двойных и тройной эвтектик в системе «магний–алюминий–кремний»

Эвтектика	$\delta\text{-Mg} + \gamma\text{-Mg}_{17}\text{Al}_{12}$	$\delta\text{-Mg} + \text{Mg}_2\text{Si} + \gamma\text{-Mg}_{17}\text{Al}_{12}$	$\delta\text{-Mg} + \text{Mg}_2\text{Si}$
$T_{\text{плавл}}, ^\circ\text{C}$	437 [12]	435 [7]	637,6 [8]

1
2
3
4
5
6
7
8
9
10
11
12
13
14
15
16
17
18
19
20
21
22
23
24
25
26
27
28
29
30
31
32
33
34
35
36
37
38
39
40
41
42
43
44
45
46
47
48
49
50
51
52

Таблица 4. Механические свойства образцов магниевых сплавов, отлитых под давлением, при температуре 150°С

Сплавы	AZ91D	AS31HP
Предел прочности, МПа	135 / 110	170 / 170
Предел текучести, МПа	103 / 81	130 / 130
Относительное удлинение, %	10,0 / 10,5	8,0 / 9,0
Относительное сужение, %	14,0 / 15,0	12,0 / 13,6

Примечание: числитель – литое состояние, знаменатель – литые образцы после отжига (150°С, 1 ч)

- ной диаграммы «магний–алюминий–кремний». Проведены количественные расчеты удельной доли структурных составляющих в опытном сплаве, показавшие, что преобладающую долю в структуре занимает двойная эвтектика δ–Mg+Mg₂Si.
- Установлено, что в структуре реальной отливки, полученной литьем под давлением из сплава AS31HP, количество и пространственное расположение двойной эвтектики достаточно для образования непрерывного каркаса в теле отливки.
 - Повышенное сопротивление ползучести сплава AS31HP объясняется лучшим сопротивлением деформации пространственного каркаса из наиболее тугоплавкой в данной системе эвтектики.

Список литературы

- Пат. РФ № 2218438 С22С 23/02 1/03 / Сплав на основе магния и метод его получения // Тетюхин В.В., Агалаков В.В., Карнаухова Л.Ф., Пускарёв С.Ю. – Заявл. 26.12.2001. – Оpubл. 10.12.2003.
- Magnesium Based Alloys and Method for the Production.** US № 7.135.079. 2006, B2 Applicant Avisma Titanium – Magnesium Works. RU. Inventors: Tetuchin W.W., Agalakov W.W., Karnaukhova L.F., Puskarev S.U.
- Yu Haipend . Teshong Zhuzao yi Youse heyin / Yu Haipend Wang Fend, Yu Baiyi, Ma Yongtao // «Cast and Nonferrous Alloys».** – 2002.– № 2/ – P. 27 – 29.
- Сплавы магниевые литейные. Технические условия / ГОСТ 2856 – 79.** – Стандартгиз. – 1986. – Изм. 1989.
- Thernary allous comprehensive compegium of constitutional data and phase diagrams / MSL Ed. by G. Effenberg.** – Stuttgart. : MSI 1999. – Vol. 16 Ag – Al – Mg bi Bi – Mg – Zr. – IBSN 3–932120/ Published by MSI Stuttgart (Federal Republic Germani). – 1999/
- Захаров А.М.** Диаграммы состояния двойных и тройных систем. – М.: Металлургия. – 1964. – 300 с.
- Лякишев Н.П., Банных О.А., Рохлин Л.Л.** Диаграммы состояния двойных металлических систем. – Т. 1.– М.: Машиностроение, 1996. – 992 с.
- Рохлин Л.Л., Пепелян А.Г.** Фазовые равновесия в системе Mg – Al – Si в области, богатой магнием // *Металлы.* – 1988.– № 6.– С. 176–179.
- Чернявский К.С.** Стереология в металловедении. – М.: Металлургия, – 1977. – 280 с.
- Самсонов Г.В., Пермнов В.П.** Магниты. – М.: Киев. – Наукова Думка. – 1971. – 344 с.
- Глазов В.М., Вигдорович В.Н.** Микротвердость металлов. – М.: Металлургия. – 1969. – 248 с.
- Структуры двойных сплавов: Справочник/ Под ред. Хансен М., Андерко К.** – М.: Металлургияиздат, 1962.– Т. 1. – 608 с.

А.Н.Болдин (канд. техн. наук, проф. МГИУ), С.В.Седов (аспирант МГИУ)

Типовые проблемы расчета надежности литейного оборудования

Конструктивные отказы литейного оборудования часто возникают из-за принципиального несовершенства конструкции, выполненных с ошибками инженерных расчетов, допущенных на стадии проектирования. Несовершенство конструкции является, как правило, следствием недостаточного учета требований технологического процесса, для выполнения которого проектируется литейное оборудование, неправильного выбора основной кинематической схемы машины или линии, недостаточно обоснованного принятия основных конструкторских решений по выбору схем отдельных механизмов, нерациональной компоновки узлов, невыполнения требований к ремонтпригодности, требований техники безопасности и др.

Указанные выше недостатки можно избежать и предотвратить, если следовать предлагаемой методике выполнения расчетной части проекта, которая содержит:

1. Проверку прочностной надежности:

- По условиям обеспечения статической прочности по нормальным и касательным напряжениям:

$$\sigma \leq [\sigma]; \tau \leq [\tau],$$
 где $[\sigma]$, $[\tau]$ – допускаемые нормальное и касательное

напряжения, определенные с учетом масштабного фактора, $[\sigma] = \epsilon[\sigma]^*$, $[\tau] = \epsilon[\tau]^*$; $\epsilon[\sigma]^*$, $\epsilon[\tau]^*$ – табличные значения нормальных и касательных допускаемых напряжений.

- По условиям обеспечения динамической прочности, то есть от воздействия циклических нагрузок: Фактическое снижение пределов выносливости оценивают эффективным коэффициентом концентрации K_σ или K_τ , который определяют как отношение предела выносливости образцов без концентрации σ_{-1} к пределу выносливости образцов с концентрацией напряжений σ_{-1K} , имеющих такие же абсолютные размеры сечений:

$$K_\sigma = \sigma_{-1} / \sigma_{-1K}; K_\tau = \tau_{-1} / \tau_{-1K}.$$

- По условиям обеспечения усталостной прочности, что заключается в проверке условия прочности по формулам:

$$\sigma_{\max} \leq [\sigma]; \tau_{\max} \leq [\tau],$$

где σ_{\max} и τ_{\max} – максимальные нормальные и касательные напряжения, $\sigma_{\max} = K_\sigma \sigma$; $\tau_{\max} = K_\tau \tau$.

- По условиям обеспечения износоустойчивости, расчет которой сводится к определению ресурса по износу, определяемый по формуле:

$$T_p = I_{np} / v_{и},$$

где I_{np} – коэффициент предельного износа, а $v_{и}$ –

скорость изнашивания.

2. Проверку точности при изготовлении ключевых деталей и их сопрягаемых поверхностей.

По условиям обеспечения точности соединения деталей, в том числе на предмет возможности взаимозаменяемости, как одного из главенствующего фактора при эксплуатации литейного оборудования.

Погрешностью обработки Δ_x называют разность действительного значения параметра X_d и заданного (номинального) значения X_n . Следовательно:

$$\Delta_x = X_d - X_n$$

Основным положением при сборке является расчет допуска замыкающего звена размерной цепи по

предельным значениям допусков на размеры составляющих звеньев по формуле:

$$\sigma_\Sigma = \sum_{i=1}^{m-1} \delta_i,$$

где m – число звеньев размерной цепи, включая замыкающее звено; δ_i – допуск i -го звена цепи.

В современном мире обеспечить практическое удовлетворение возрастающих требований к повышению надежности литейного оборудования позволяет только комплексный подход оценки надежности и непрерывный контроль качества, начиная с этапа проектирования и до конца этапа эксплуатации.

Комитет «Стальное литье» Российской ассоциации литейщиков А.А. Филиппенков, В.М. Милаев, Л.А. Троп (ЗАО «НПП ФАН», г.Екатеринбург) Машиностроению – высокоразвитое литейное производство

С 15 по 17 апреля 2008 г. в Екатеринбурге проходила IV Евро-Азиатская международная промышленная выставка, целью которой являлось представление широкому кругу специалистов новых разработок машиностроительной отрасли, обмен опытом и последними научно-техническими достижениями, демонстрация прогрессивных технологий современного машиностроительного производства.

По инициативе и под руководством комитета «Стальное литье» Российской Ассоциации литейщиков (РАЛ), возглавляемого профессором, д-ром техн. наук А.А.Филиппенковым, в рамках выставки состоялся научно-технический семинар на тему: «Инвестиции и инновации в литейном производстве». В организации и проведении семинара также приняли участие: Союз малого и среднего бизнеса Свердловской области (НП СМСБСО), Свердловская общественная организация литейщиков (СООЛ), ЗАО «Научно-производственное предприятие ФАН», Министерство международных и внешнеэкономических связей Свердловской области.

Тема семинара была весьма актуальна и привлекла большое количество участников. В его работе приняли участие специалисты таких крупных промышленных предприятий, как ОАО «Уралмашзавод», ФГУП «Уралтрансмаш», ОАО «Уральский металлургический завод», ОАО «Пневмостроймашина» (все г. Екатеринбург), ФГУП «ПО «Уралвагонзавод» (г. Н. Тагил), ОАО «КЗПВ» (г.Кушва) и др., представители НИИ, в том числе ОАО «Уральский институт металлов», ФГУП УО «ВНИИЖТ» и др. Активное участие приняли представители ВУЗов, в том числе УГТУ-УПИ, УралГАХА, РГППУ (г.Екатеринбург), МГТУ (г. Магнитогорск).

С приветствием к участникам семинара обратился ведущий специалист Управления ВЭД и инвестиций ММиВЭС Свердловской области Е.Н.Стариков. Он охарактеризовал современное состояние и перспективы инвестиционной привлекательности Свердловской области, которая по результатам международного кредитного рейтинга на протяжении ряда лет характеризуется как регион с высоким инвестиционным потенциалом и умеренным риском.

Главными приоритетами экономического развития Свердловской области на долгосрочную перспективу, определенными долгосрочной стратегией развития региона, являются динамичное развитие информационно-индустриальных технологий и высокотехнологичных производств, в первую очередь, машиностроения и металлообработки.

Председатель СООЛ, доцент РГППУ В.Б. Поль в своем выступлении охарактеризовал современное состояние и перспективы литейного производства в Свердловской области и в России, сформулировал основные предложения СООЛ по повышению качества отливок и улучшению показателей литейных цехов, обозначил основные направления повышения производительности труда при производстве отливок. Учитывая опыт ведущих специалистов заводов, ВУЗов и НИИ, объединенных в СООЛ, решение многих задач по повышению качества отливок возможно без значительных валютных инвестиций на базе современных достижений отечественных предприятий.

Заведующие кафедрами МГТУ К.Н.Вдовин, г. Магнитогорск, и М.В.Чуркин рассказали о перспективах применения нанотехнологий в металлургии.

Доцент УГТУ-УПИ О.М. Огородникова представила работу, победившую во Всероссийском конкурсе «Компьютерный инжиниринг 2008». Работа посвящена сквозным технологиям CAD/CAE/CAM в литейном производстве и демонстрирует все этапы проектирования и подготовки производства литой заготовки с выходом на станки с ЧПУ.

Начальник отдела литейных технологий ОАО «Уралмашзавод» В.Ф.Унесихин подчеркнул, что «Уралмашзавод» с его материальной базой, высоким научно-техническим потенциалом, трудовым коллективом продолжает оставаться центром литейных технологий, Уральской школой литейщиков-практиков. Проводятся активные исследовательские работы, например, в области формовочных материалов и противопригарных покрытий, по применению модификатора БСК-2 при выплавке сталей и чугунов. Формируется программа по техническому перевооружению и модернизации металлургического производства.

Инженер-технолог ООО НПК «МеталлТехно-Пром», г. Иркутск, С.В.Афанасьев информировал, что барий-стронциевый карбонат БСК-2 является эффективным средством рафинирования и модифицирования сталей и чугунов, позволяющим заменять марки на более дешевые. Предложил активно внедрять в производство высокопрочные, износостойкие и жаропрочные чугуны, использовать мощности фасоннолитейных цехов металлургических заводов, высвобождающихся при переходе на непрерывную разливку стали для решения задач увеличения производства литых деталей.

Сообщение заведующего лабораторией УО «ВНИИЖТ» С.И.Попова содержало критику в адрес ОАО «РЖД», связанную с неоправданно жесткими требованиями по неразрушающему контролю в части допускаемых литейных дефектов и предложение по пересмотру контролируемых параметров без снижения качества вагонного литья.

В.М. Миляев (ЗАО «НПП ФАН») осветил проблемы, связанные с формовочными материалами и смесями, несовершенными методами контроля качества формовочных и стержневых смесей.

Участники семинара с большим вниманием и заинтересованностью прослушали выступления своих коллег, было задано много вопросов. Выступающие говорили не только о достижениях своих подразделений в области литейного производства, в том числе внедрении новых марок сталей, новых, эффективных и дешевых модификаторах, новых методах контроля на различных стадиях технологических процессов литья, о сквозных технологиях CAD/CAE/CAM в литейном производстве, но и ставили весьма злободневные вопросы, связанные, прежде всего, с отсутствием крупных инвестиций в литейное производство, оборудование которого, особенно в цехах по производству отливок в песчаные формы, устарело на 70–80%. Обращалось внимание на отсутствие подготовки грамотных специалистов в области литейного производства, отсутствие рабочих кадров, особенно молодежи. Литейное производство становится не привлекательным при таком отношении как со стороны государства, так и частных инвесторов. Все это приводит к снижению качества отливок, зна-

чительному повышению брака и себестоимости литых изделий. Рынок литых изделий все в большей степени заполняется импортной продукцией и материалами, стоимость которых очень высока и не сильна средним, да и крупным машиностроительным предприятиям тоже. Результатом является закрытие литейных цехов или сокращение объема их производства.

Благодаря инициативе руководителей предприятий, незначительному количеству опытных кадров некоторым крупным предприятиям удается расширять производство отливок, улучшать их качество. К таким предприятиям в Свердловской области можно отнести ОАО «Уралмашзавод», ФГУП ПО «Уралвагонзавод», ФГУП «Уралтрансмаш».

Участниками семинара отмечалось и отсутствие широкой технической информации, обмена опытом производства отливок. С большим интересом участники семинара отнеслись к учебнику «Стальные отливки» (2-е издание), авторы А.А. Филиппенков, В.М.Миляев, презентация которого состоялась на семинаре. Учебник имеет гриф рекомендации УМО по профессионально-педагогическому образованию для студентов высших учебных заведений, обучающихся по литейным специальностям. По нашему мнению, он будет полезен и специалистам-литейщикам, работающим в промышленности. В учебнике изложены основы выплавки сталей для машиностроения, эксплуатационные, технологические и литейные свойства сталей, особенности структурообразования в стальных отливках. Рассмотрены составы углеродистых и легированных литейных сталей, а также разнообразные технологии получения стальных отливок. Представлены материалы по типизации в сталелитейном производстве, позволяющей перевести единичное производство отливок на серийное, указаны некоторые направления по контролю процесса изготовления отливок в песчаной форме на различных его этапах с целью снижения брака.

Участники семинара отметили полезность проведения таких семинаров и в дальнейшем, а также необходимость улучшения подготовки кадров в ВУ-Зах, колледжах и рабочих кадров в профессионально-технических училищах.

**ЛИТЕЙЩИК
РОССИИ**

123557, Москва, Пресненский вал, д.14.
Тел./факс: (495) 253-50-91, (495) 253-71-95
E-mail: foundryral@mail.ru; foundryral@mtu-net.ru
www.ruscastings.ru

Подписка на журнал «Литейщик России»
Стоимость подписки на II полугодие 2008 г. (6 номеров) – 2400 руб.
(в том числе НДС 10%)

По всем вопросам обращайтесь в редакцию журнала. Наши банковские реквизиты:
Получатель – Общероссийская общественная организация «Российская ассоциация литейщиков»,
ИНН 7703075210, КПП 770 301 001
р/с 40703810038170100235 в Краснопресненском ОСБ №1569/01664,
Сбербанк России, ОАО, г. Москва
корр.счет 30101810400000000225, БИК 044525225, КПП 770301001

Подписку на журнал Вы также можете оформить во всех отделениях связи:

Подписные индексы:

81628 – в каталоге Агентства «Роспечать»;

44156 – в объединенном каталоге «Пресса России» Агентства подписки и розницы (зеленый).

Гуго Христианович Фишер (к 70-летию со дня рождения)

10 октября 2007 г. исполнилось 70 лет Заслуженному машиностроителю РСФСР, бывшему директору завода «Амурлитмаш»

Гуго Христиановичу Фишеру.

После окончания в 1962 г. Сибирского металлургического института в г. Новокузнецке Г.Х. Фишер был направлен на работу в Комсомольск-на-Амуре на завод «Амурлитмаш», где прошел путь от мастера формовки литейного цеха до старшего мастера, заместителя начальника цеха, начальника литейного цеха, заместителя директора по производству. С апреля 1984 г. Г.Х. Фишер – директор крупнейшего в мире завода по выпуску очистного оборудования для литейных цехов.

Целеустремленность, инициативность, профессионализм в сочетании с высокой требовательностью и принципиальностью позволили Г.Х. Фишеру активно участвовать во всех сферах деятельности завода. В эти годы завод «Амурлитмаш» достиг наивысших показателей по производству отечественного оборудования, которое поставлялось не только на заводы нашей страны, но и в 30 стран мира. По инициативе директора завода было создано совместное предприятие в Бельгии по выпуску оборудования для очистки отливок и металлоконструкций.

«Амурлитмаш», обладая высоким потенциалом (на заводе работало около 200 конструкторов), демонстрировал свою продукцию на выставках как в нашей стране, так и за рубежом. Тесная связь с потребителями, заряженность на постоянную модернизацию выпускаемого оборудования, внедрение и использование последних достижений науки и техники позволили заводу каждые 3 года выпускать новые модели очистного оборудования.

По инициативе директора завода велась постоянная работа по реконструкции, обновлению и строительству производственных цехов завода. В это время был построен цех специальных видов литья.

Несмотря на занятость, Г.Х. Фишер уделял большое внимание общественной деятельности, постоянно являясь депутатом краевого и городского советов депутатов трудящихся.

Особое внимание Гуго Христианович уделял социальной сфере. За этот период хозспособом



для трудящихся завода были построены 4 многоэтажных дома. Работники завода и их семьи отдыхали на прекрасной базе, расположенной на живописном берегу Амура.

В перестроечный период Г.Х.Фишер был одним из инициаторов и организатором выпуска новой продукции для нефтегазовой промышленности.

Г.Х.Фишер в 1993 г. уволился с завода по состоянию здоровья, но через год снова возобновил трудовую деятельность в качестве начальника отдела Государственной инспекции труда Хабаровского края.

С апреля 2000 г. и по настоящее время Гуго Христианович находится на заслуженном отдыхе.

Достижения Гуго Христиановича в развитии машиностроения отмечены присвоением ему звания «Заслуженный машиностроитель РСФСР». Он кавалер ордена Трудового Красного Знамени и трех медалей.

Друзья, коллеги, весь коллектив ОАО «Амурлитмаш», исполком Российской ассоциации литейщиков, Редакционно-издательский совет журнала «Литейщик России» поздравляют Гуго Христиановича с юбилеем, желают крепкого здоровья, семейного счастья и удачи!

Анатолий Антонович Гетьман (к 80-летию со дня рождения)

3 июня исполнилось 80 лет известному ученому в области материаловедения, теории и технологии литейного производства, академику СПбИА, Заслуженному деятелю науки и техники РФ, Почетному работнику высшего образования России, Почетному литейщику Санкт-Петербурга, доктору технических наук, профессору Анатолию Антоновичу Гетьману.

А.А.Гетьман родился в г. Смела Черкасской области. В 1953 г. окончил Киевский политехнический институт и поступил работать на Минский завод отопительного оборудования мастером, затем старшим мастером, начальником литейного цеха. Далее Анатолий Антонович перешел на работу в Ленинградский институт Гипросантехпром старшим инженером, затем работал в Центральном научно-исследовательском институте материалов. С 1961 по 1967 гг. А.А.Гетьман на преподавательской работе. Он доцент кафедры в Северо-Западном политехническом институте. В 1967 г. Анатолия Антоновича пригласили в институт проблем литья Академии наук УССР (г. Киев) на должность заместителя директора по научной работе. В 1973 г. он возвращается в Ленинград и работает доцентом в Высшем военно-морском инженерном училище имени Ф.Э. Дзержинского.

В 1986 г. Анатолий Анатольевич защитил докторскую диссертацию и был назначен профессором и заведующим кафедрой материаловедения и химии Высшего военно-морского инженерного училища, которую возглавлял до 1999 г. С 2000 г. – профессор кафедры основ постройки, эксплуатации и ремонта корабля Военно-морского инженерного института.

А.А.Гетьман вел большую научную работу – был организатором и научным руководителем многих отделов и лабораторий: лаборатории литейных процессов во Всесоюзном проектно-технологическом институте литейного производства (в 1962 г.), отдела литейных проблем машиноведения в Институте проблем литья Академии наук УССР (в 1968 г.), а также научно-исследовательских групп целевого назначения на Новосибирском авиационном заводе им. В.П. Чкалова (в 1967 г.), в научно-исследовательском институте специальных способов литья (в 1973 г.); на заводах «Арсенал» им. М.В. Фрунзе (в 1958 г.), «Большевик» (в 1958 г.), «Знамя Октября» (в 1962 г.), Лентроблит (в 1965 г.).

А.А.Гетьман является основателем научной и инженерной школы в области конструирования литых



деталей из различных сплавов. Научная и инженерная деятельность Анатолия Анатольевича посвящена решению крупных научных проблем. Он внес большой вклад в исследование процессов кристаллизации и затвердевания высокопрочных чугунов, в изучение механических свойств литых деталей из различных сплавов, в теорию формирования усадочных дефектов в отливках и разработке мер борьбы с ними с помощью новых конструкций прибылей, холодильников, рационального подхода к расчету литниковых систем.

А. А. Гетьман автор более 400 научных трудов, научный редактор 9 сборников научных трудов Академии наук СССР (1963–1968 гг.) и Академии наук УССР (1968–1971 гг.) по литейным сплавам и теории литейных процессов. Пять работ А.А.Гетьмана изданы в США (1965–1967 гг.), ФРГ (1967 г.) и Чехословакии (1966–1968 гг.). Он автор более 57 учебных и учебно-методических пособий по совершенствованию подготовки офицеров-инженеров ВМФ.

Им подготовлено 4 доктора и 25 кандидатов наук. Анатолий Антонович член диссертационного совета Военно-морского инженерного института, научный руководитель постоянно действующего научно-технического семинара по материаловедению. Он награжден Орденом Почета и многими медалями.

Исполком Российской ассоциации литейщиков, редакционно-издательский совет журнала «Литейщик России», коллеги и друзья, благодарные ученики поздравляют Анатолия Антоновича с юбилеем, желают крепкого здоровья, творческих успехов и счастья на долгие годы!

30 июля исполняется 70 лет профессору кафедры «Машины и технология литейного производства» МГТУ «МАМИ» и кафедры «Технология литейного производства» РГТУ «МАТИ», доктору технических наук, академику АПК РФ, почетному работнику высшего профессионального образования РФ

Борису Андреевичу Фоченкову.

Российская ассоциация литейщиков, Редакционно-издательский совет журнала, коллеги, друзья сердечно поздравляют Бориса Андреевича с юбилеем, желают ему здоровья и дальнейших творческих успехов!

Жиляев Николай Иванович

11 июля 2008 г. на 68-м году жизни скончался известный в литейных кругах России и СНГ специалист в области дробеметно-дробеструйной очистки поверхности отливок, заведующий лабораторией выбивки и очистки отливок ОАО «НИИЛИТМАШ», кандидат технических наук

Николай Иванович Жиляев.

Н.И. Жиляев родился 26 октября 1940 г. в Москве. Окончил в 1963 г. Московский станкоинструментальный институт по специальности «Машины и технология литейного производства» и по распределению был направлен в Научно-исследовательский институт литейного машиностроения и литейной технологии. С июля 1963 г. он добросовестно и творчески трудился в лаборатории выбивки, очистки и отделки литья отдела литейной технологии. В этом отделе Н.И. Жиляев прошел путь от инженера до ведущего научного сотрудника и заведующего лабораторией. В 1975 г. им успешно была защищена кандидатская диссертация. Под его руководством выполнено более 30 работ, в том числе работы по созданию гамм дробеметных аппаратов и сепараторов, входящих в состав всех отечественных дробеметных установок, проведены исследования, отработана технология и создано оборудование для выбивки стержней, очистки поверхности отливок и регенерации песка потоком дробы, реализованных в машинах ОАО «Амурлитмаш».

По результатам научных исследований им подготовлено более 50 научных работ, получено свыше 10 авторских свидетельств на изобретения.

Его отличало высокое трудолюбие, научная добросовестность, обстоятельность при проведении исследований.



Н.И. Жиляев долгое время являлся ученым секретарем НТС института.

За высокие достижения в труде и общественной деятельности он был награжден медалями «За доблестный труд», «Ветеран труда» и «В память 850-летия Москвы». Ему было присвоено звание почетного сотрудника института.

Светлая память о Н.И. Жиляеве навсегда сохранится в наших сердцах. Коллеги по работе, Российская Ассоциация литейщиков, Редакционно-издательский совет журнала «Литейщик России» выражают искренние соболезнования родным и близким покойного.

Адрес редакции:

123557 Россия, Москва, Пресненский вал, 14. **Тел./факс:** (495) 253-5091 **Тел./факс:** (495) 253-7195
E-mail: foundryral@mtu-net.ru; foundryral@mail.ru, www.ruscastings.ru

Журнал включен в перечень журналов ВАК

Журнал зарегистрирован в Министерстве РФ по делам печати, телерадиовещания и средств массовых коммуникаций, рег. номер ПИ № 77-12196

Подписные индексы: **81628** – в каталоге Агентства «Роспечать»; **44156** – в объединенном каталоге «Пресса России».

Цена 400 руб. Формат 60x90/8. Тираж 1000 экз.