



УДК 621.74

Поступила 19.09.2013

Э. Б. ТЕН, В. Д. БЕЛОВ¹, Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»

РАЗРАБОТКИ В ОБЛАСТИ СТАЛЬНОГО И ЧУГУННОГО ЛИТЬЯ

Описано применение ряда перспективных литейных технологий, применяемых для получения отливок из стали и легированных чугунов со специальными свойствами, таких, как технология центробежного литья крупногабаритных заготовок из стали, методика прогнозирования состава шлака при выплавке высоколегированных марганцовистых сталей, способ комплексного модифицирования хромистых чугунов, анализ свойств перспективного высоколегированного алюминиевого чугуна.

The article describes the use of a number of promising casting technologies applied to produce the castings of steel and cast iron with special properties. Such as, technology of centrifugal casting of large-size workpieces made of steel, forecasting method composition of slag in the smelting of high-manganese steels, method of complex modifying chromium cast irons, analysis of properties of perspective high-alloy aluminium cast iron.

Получение центробежным литьем крупногабаритных стальных заготовок обойм турбогенераторов. Получение методом литья качественных толстостенных заготовок обойм турбогенераторов (рис. 1) из стали типа 20Х12Л массой 2,0–4,5 т, которые имеют вид массивных колец с наружным диаметром 1600–2200 мм, толщиной стенки 200–400 мм и высотой 250–450 мм, представляет собой непростую техническую задачу.

При таких размерах отливки затвердевают медленно, поэтому в них высока вероятность образования нежелательной структуры, усадочных дефектов, газовых раковин, различных видов сегрегации, поражения оксидными пленками и т. д. Эти проблемы особенно усиливаются, если сталь является высокохромистой, поскольку отливки из такой стали имеют высокую склонность к газонасыщению и формированию в них газовых раковин и пор. Поэтому весьма востребована технология продувки жидкой стали в ковше инертным газом для очистки от растворенного водорода, удаления неметаллических включений и гомогенизации расплава.

Кроме того, отливки из высокохромистой стали затвердевают медленнее из-за низкой теплопроводности. Это в сочетании с широким интервалом кристаллизации обуславливает формирование в них грубой транскристаллитной структуры, что предопределяет низкий уровень и неоднородность механических свойств. Поэтому при производстве

таких отливок очень востребована технология внепечной обработки стали РЗМ.

Еще одна проблема литья высокохромистой стали – склонность к окислению и формированию в отливках дефектов в виде оксидных плен. Для решения этой задачи необходимо разливать сталь быстро, при температурах, превышающих температуру пленообразования, и без захлестывания струи расплава, для чего применяли специальную конструкцию заливочной воронки (рис. 2).

Широкий интервал кристаллизации высокохромистой стали вызывает формирование в отливках широкой зоны пористости. Обычно для сужения зоны пористости интенсифицируют охлаждение

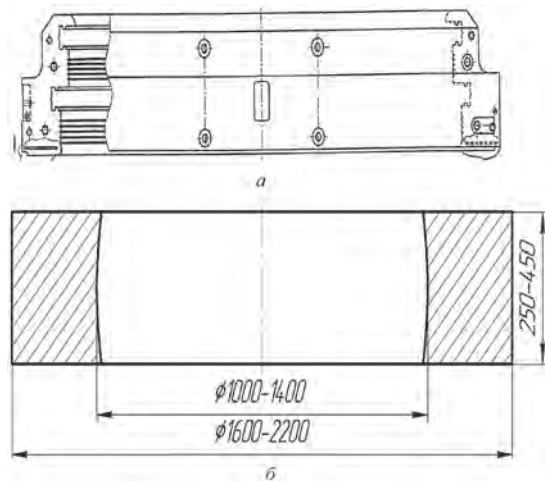


Рис. 1. Обойма турбогенератора и литая заготовка для него

¹ В работе участвовали канд. техн. наук Е. В. Рожкова, А. И. Конюхова, А. С. Дрокин, Е. Ю. Лихолобов и др.

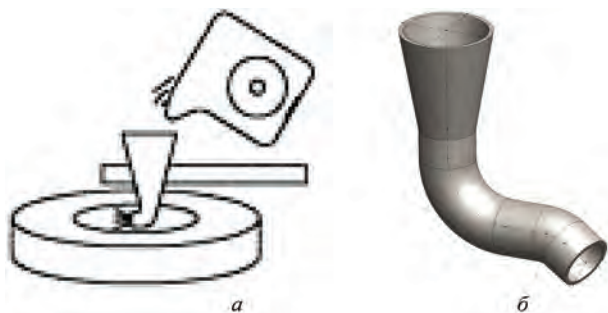


Рис. 2. Схема заливки стали в изложницу (а) и устройство заливочной воронки (б)

ние отливок. Но при литье высокохромистой стали этот технологический прием малоэффективен из-за низкой ее теплопроводности.

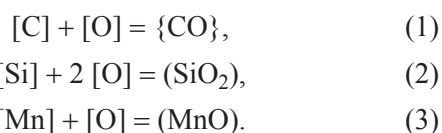
Вместе с тем, проблема пористости может быть успешно решена за счет применения метода центробежного литья с минимально допустимой скоростью вращения изложницы на стадии разлива стали для предотвращения захлестывания расплава и предельно высокой – на стадии затвердевания отливки для минимизации пористости.

Но при этом для обеспечения направленности затвердевания от поверхности изложницы к внутренней последнюю накрывают теплоизолирующей или экзотермической смесью.

Таким образом, для получения качественных литых заготовок обойм турбогенераторов необходима комплексная технология плавки и литья. Такая задача успешно решена на кафедре технологии литейных процессов НИТУ «МИСиС» по заказу южнокорейской компании «Turbo Power Tech Ltd.».

Совершенствование технологии плавки стали 110Г13Л. При всех вариантах выплавки стали 110Г13Л качество отливок во многом определяется тщательностью проведения восстановительного периода по минимизации суммарного содержания оксидов $\Sigma(\% \text{FeO} + \% \text{MnO})$, а также эффективностью внепечной (ковшевой) обработки стали.

Контроль $\Sigma(\% \text{FeO} + \% \text{MnO})$ традиционно осуществляют путем отбора проб шлака и анализа его химического состава, что связано с ощутимыми трудовыми и временными затратами. В связи с этим изучена возможность прогнозирования $\Sigma(\% \text{FeO} + \% \text{MnO})$ путем экспрессного измерения активности кислорода. Теоретической предпосылкой для этого стали результаты термодинамической оценки раскислительного потенциала углерода, марганца и кремния в жидкой стали перед выпуском ее из печи для реакций:



Сопоставление полученных данных (табл. 1) показывает, что в стали 110Г13Л марганец обеспечивает наиболее низкое содержание растворенного кислорода в сравнении с углеродом и кремнием. Таким образом, в конце восстановительного периода плавки определяющим элементом-раскислителем жидкой стали 110Г13Л является марганец.

Таблица 1. Сравнительные данные о раскислительной способности углерода, кремния и марганца в стали 110Г13Л в конце восстановительного периода

Параметры раскисленности стали	Раскислитель			
	углерод	кремний	марганец, при активности $a_{(MnO)}$	
			0,1	0,05
[O], %	0,00790	0,00291	0,00188	0,00094
$a_{[O]}$, ppm	11	4,1	2,7	1,3

На основе полученных результатов разработана и реализована методика прогнозирования содержания в шлаке $\Sigma(\text{FeO} + \text{MnO})$ измерением активности кислорода $a_{[O]}$ в расплаве при известной в нем концентрации марганца (рис. 3).

Кафедра ТЛП успешно сотрудничает с французской компанией «Sambre et Meuse» в области освоения производства рам боковых и балок над-рессорных грузовых железнодорожных вагонов с соответствии с российскими требованиями.

Установление легирующего эффекта модифицирования низкохромистого чугуна. Низкохромистые чугуны (4–5 % хрома) обычно имеют структуру ледебуритной эвтектики с нелегированным Fe_3C и легированным $(\text{Fe}, \text{Cr})_3\text{C}$ цементитом. В чугуне, обработанном Fe-Si-Mg-лигатурой, имеет место трансформация фазового строения в направлении уменьшения и полного исчезновения доли цементита и образования высокохромистого карбида $(\text{Cr}, \text{Fe})_7\text{C}_3$ (рис. 4).

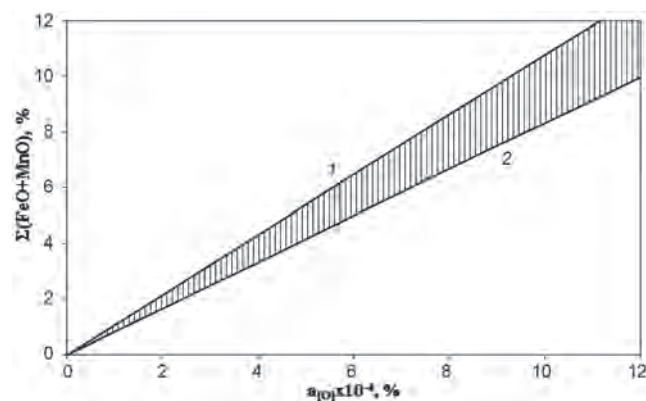


Рис. 3. Взаимосвязь активности кислорода в стали и $\Sigma(\text{FeO} + \text{MnO})$ в шлаке при различном содержании в ней марганца: 1, 2 – содержание марганца в стали 11,5 и 15,0 % соответственно

Показано, что легирующий эффект модифицирования низкохромистого чугуна (4–6 % Cr) является следствием перехода расплава чугуна в сильно неравновесное состояние в условиях мощного модифицирующего воздействия Fe-Si-Mg-лигатуры. При этом в расплаве образуется множество микрзон с высоким содержанием элементов (Si и Mg), повышающих активность углерода. По этой причине в этих зонах становится возможным формирование карбида $(Cr, Fe)_7C_3$, который обычно образуется в высокохромистых (8–9 % Cr) чугунах.

Термодинамический анализ подтвердил, что на начальной стадии растворения модификатора, когда в микрзонах содержание кремния и магния превышает 20 и 2,4 % соответственно (рис. 5), имеются все предпосылки для образования карбида Cr_7C_3 по реакции $[Cr] + 3 [C] = Cr_7C_3_{ТВ}$. (Фактически образуется смешанный карбид $(Cr, Fe)_7C_3$, поскольку это энергетически более предпочтительно.)

Исследование свойств высоколегированного алюминиевого чугуна. Чугун ЧЮ22Ш обладает хорошим сочетанием механических и жаростойких свойств, а также пониженной плотностью. Поэтому представляет собой перспективный литейный сплав. Однако некоторые его литейные и физические свойства были изучены недостаточно. В частности, по этой причине исследовали параметры питания и теплофизические свойства при высоких температурах.

Параметры питания (дистанцию питания от прибыли $L_{ДП}$, дистанцию действия торцевого эффекта $L_{ТЭ}$ и суммарную дистанцию эффективного питания $L_{\Sigma} = L_{ДП} + L_{ТЭ}$) изучали на специальных 2-, 3- и 4-лепестковых брусковых пробах толщиной 6, 12, 24, 30, 36, 42 и 48 мм при ширине 100 мм. Зоны пористости выявляли на темплетях брусков замером твердости (HRC) по осевой линии на расстояниях, кратных толщине лепестка t . Для всех

плит толщиной от 6 до 48 мм (семь типоразмеров) получены распределения твердости вдоль осевой линии темплетов. На рис. 6 показаны распределения твердости для плит толщиной 6 и 48 мм.

В табл. 2 приведены результаты определения параметров питания отливок толщиной 6, 12, 24, 30, 36, 42 и 48 мм.

Т а б л и ц а 2. Параметры питания отливок различной толщины

Толщина отливки t , мм	$L_{ДП}$	$L_{ТЭ}$	$L_{\Sigma} = L_{ДП} + L_{ТЭ}$
6, 12 и 24	Не выявляется		$>7t$
30	$2,25t$	$2,75t$	$5,00t$
36	$1,88t$	$2,49t$	$4,37t$
42	$1,79t$	$2,36t$	$4,15t$
48	$1,76t$	$2,29t$	$4,05t$

С увеличением толщины отливок значения параметров их питания уменьшаются по следующим зависимостям:

$$L_{ДП} = 33,2t^{0,78}; L_{ТЭ} = 41,5t^{0,77}; L_{\Sigma} = 74,1t^{0,77}.$$

При малых и небольших толщинах отливок параметры питания относительно велики и потому большая величина дистанции эффективного питания ($L_{\Sigma} \gg t$) позволяет получать отливки без усадочных дефектов с минимальным количеством прибылей или вовсе без них. При больших толщинах отливок значения $L_{ДП}$, $L_{ТЭ}$ и L_{Σ} сопоставимы с величиной t и потому их качественное питание не обеспечить без учета указанных параметров питания.

Теплофизические свойства чугуна необходимы для компьютерного моделирования процессов заполнения расплавом полости литейных форм, затвердевания и остывания в них отливок с целью выбора наилучшего варианта технологии получения их без литейных дефектов. Однако такие све-

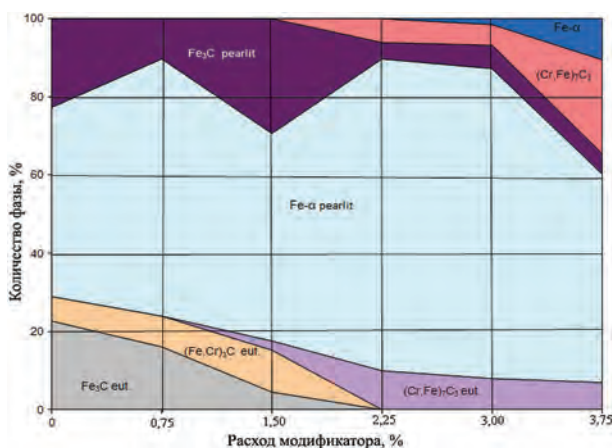


Рис. 4. Структурная диаграмма фазового состава низкохромистого чугуна, модифицированного Fe-Si-Mg-лигатурой

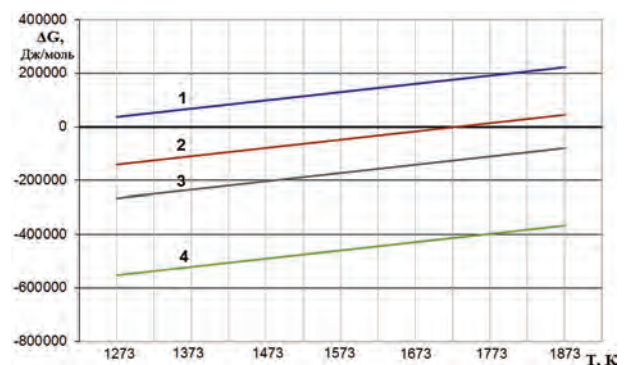


Рис. 5. Зависимости ΔG_T от температуры для реакции образования карбида Cr_7C_3 в немодифицированном (1) и модифицированном (2–4) чугунах при следующих содержаниях Si и Mg в микрзонах: 2 – 20% Si и 2,4% Mg; 3 – 30% Si и 3,6% Mg; 4 – 50% Si и 6% Mg

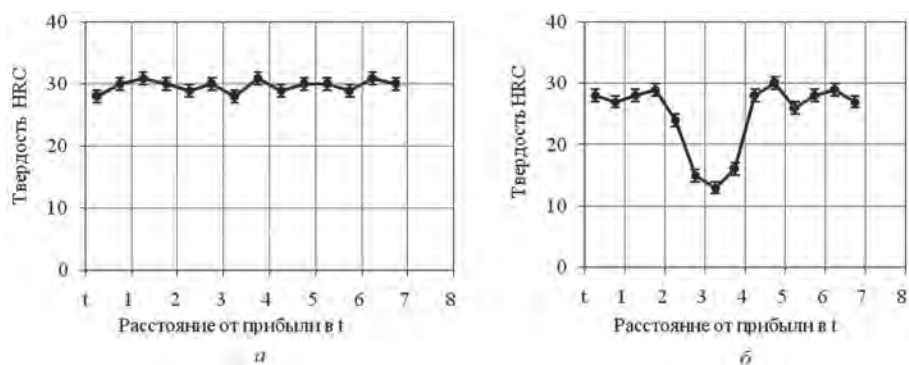


Рис. 6. Распределение твердости вдоль осевой линии темплетов различной толщины: $a - t = 6$ мм; $b - t = 48$ мм

Т а б л и ц а 3. Теплофизические свойства чугуна ЧЮ22Ш

Свойства	Температура, °С					
	500	600	700	800	900	1000
Теплоемкость удельная $C_{ч}$, Дж/(кг·К)	$536 \pm 0,001$	$549 \pm 0,001$	$559 \pm 0,001$	$565 \pm 0,001$	$573 \pm 0,001$	$585 \pm 0,001$
Теплопроводность $\lambda_{ч}$, Вт/(м·К)	$12,64 \pm 0,028$	$13,11 \pm 0,068$	$13,64 \pm 0,048$	$14,19 \pm 0,136$	$14,93 \pm 0,157$	$15,53 \pm 0,141$
Температуропроводность $a_{ч}$, 10^{-6} м ² /с	$3,99 \pm 0,009$	$4,04 \pm 0,021$	$4,13 \pm 0,014$	$4,25 \pm 0,041$	$4,41 \pm 0,047$	$4,49 \pm 0,041$

дения по чугуну ЧЮ22Ш отсутствуют. Поэтому в работе определяли теплоемкость, теплопроводность и температуропроводность чугуна ЧЮ22Ш в интервале температур 500–1000 °С (табл. 3).

Удельная теплоемкость чугуна ЧЮ22Ш с повышением температуры возрастает и составляет 536 Дж/(кг·К) при 500 °С и 585 Дж/(кг·К) при 1000 °С, что сопоставимо с аналогичным показателем для нелегированного чугуна с шаровидным графитом (ЧШГ).

Теплопроводность чугуна ЧЮ22Ш с повышением температуры возрастает более существенно, чем теплоемкость: с 12,64 Вт/(м·К) при 500 °С до 15,53 Вт/(м·К) при 1000 °С. Полученные значения заметно меньше приводимых в литературе: 16,28 Вт/(м·К) при 200 °С и 26,75 Вт/(м·К) при 500 °С. При одинаковой температуре (500 °С) значения отличаются более чем в 2 раза. Предполагается, что приводимые в работе показатели теплопроводности более надежны, поскольку получены на современной аппаратуре, причем каждое значение измерено пятикратно и выполнено в широком интервале температур. Исходя из этого, можно считать, что алюминиевый чугун ЧЮ22Ш имеет теплопроводность примерно в 3 раза ниже, чем нелегирован-

ный чугун ЧШГ с ферритной металлической матрицей, который при 400 °С имеет коэффициент теплопроводности 38 Вт/(м·К). Поскольку теплопроводность у нелегированного чугуна уменьшается с повышением температуры, а у чугуна ЧЮ22Ш, наоборот, возрастает, то в области рабочих температур 1000–1100 °С это различие должно сильно сократиться.

Коэффициент температуропроводности у чугуна ЧЮ22Ш монотонно возрастает с $4 \cdot 10^{-6}$ до $4,5 \cdot 10^{-6}$ м²/с при увеличении температуры с 500 до 1000 °С. У нелегированного чугуна ЧШГ этот показатель равен $(5,5-6,5) \cdot 10^{-6}$ м²/с при 600 °С и $(5,0-5,6) \cdot 10^{-6}$ м²/с при 800 °С. Сопоставление данных показывает, что чугун ЧЮ22Ш при температурах 600 и 800 °С имеет температуропроводность соответственно на 33 и 20 % ниже, но при более высоких температурах температуропроводность чугунов ЧЮ22Ш и ЧШГ будет мало различаться.

По чугуну ЧЮ22Ш получены также интересные результаты по активности кислорода в расплаве до и после сфероидизирующего модифицирования, а также условия, при которых обеспечивается формирование графита шаровидной формы.