

УДК 669.131.7:621.742.5

И. А. Небожак, Т. К. Пилипенко, В. В. Суменкова, О. И. Шинский
Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины, Киев

МИКРОСТРУКТУРА МОДИФИЦИРОВАННЫХ ФЕРРОСИЛИЦИЕМ ЧУГУННЫХ ОТЛИВОК, ПОЛУЧЕННЫХ С ПОМОЩЬЮ ГАЗИФИЦИРУЕМЫХ ДИСПЕРСНОПОЛНЕННЫХ МОДЕЛЕЙ

Методом металлографического анализа исследована микроструктура материала литых образцов типа «плита». Установлено влияние длины и высоты опытной отливки на микроструктуру чугуна в объеме литой заготовки. Показана зависимость микроструктуры чугунной отливки от гидро-, газодинамики ЛГМ-процесса. Изучен механизм взаимодействия газифицируемой модели, дисперсного инокулятора и матричного расплава в системе «металл-газифицируемая модель-дисперсный инокулятор-литейная форма».

Методом металографічного аналізу досліджена микроструктура матеріалу литих зразків типу «плита». Встановлено вплив довжини і висоти дослідного виливка на микроструктуру чавуну в об'ємі литої заготовки. Доведена залежність микроструктури чавунного виливка від гідро-, газодинаміки ЛГМ-процесу. Вивчено механізм взаємодії моделі, що газифікується, дисперсного інокулятора і матричного розплаву в системі «метал-модель, що газифікується-дисперсний інокулятор-ливарна форма».

The method of metallographic analysis is probe the microstructure of material of casting standards of type «flag». Influence of length and height of the experimental casting is set on the microstructure of cast-iron in the volume of the cast purveyance. Dependence of microstructure of the cast-iron casting is proved on gas- and hydrodynamics of Lost Foam Process. The mechanism of mutual influencing of the polystyrene pattern, dispersion material and matrix fusion in the system is analytically described.

Ключевые слова: газифицируемая модель, отливка, микроструктура, инокулятор, расплав.

Производство тонкостенных литых заготовок из серого чугуна в песчано-глинистых литейных формах (ЛФ) и, прежде всего, в кокилях часто сопровождается отбелом поверхностного слоя отливок, глубина которого зависит от целого ряда факторов: толщины стенки литой заготовки, химического состава чугуна, температуры, материала ЛФ и т. п. Повышенное содержание структурно свободного цемента в поверхностном слое отливки приводит к неравномерности физико-механических и других свойств чугуна в сечении литой заготовки, а в случае тонкостенного кокильного литья – к сплошному отбелу и хрупкости отливок. Существует несколько способов устранения этого недостатка, самыми распространенными среди которых являются изменение химического состава чугуна путем введения графитизирующих элементов (ГЭ) в матричный расплав [1] или отжиг литья в термических печах. К наиболее распространенным и коммерчески доступным ГЭ на сегодняшний день следует отнести кремний, содержание которого в чугуне определяет его твердость [2] и обрабатываемость [1].

Так как процесс отбеливания чугуна происходит, как правило, на поверхности литой заготовки, то практический интерес имеет насыщение ГЭ его поверхностного слоя. Использование газифицируемых моделей (ГМ) позволяет вводить в состав модельного ма-

териала необходимую присадку, максимально возможное количество которой полностью снимает влияние перегрева чугунного расплава и теоретически определяется из уравнения теплового баланса [3]. Математическое выражение этого уравнения представлено в работе [4]. Однако это уравнение не учитывает влияния ГМ и ЛФ на процессы физико-химического взаимодействия дисперсного инокулятора (ДИ) с жидким металлом и, на наш взгляд, является несколько неточным. В таком случае уравнение теплового баланса в период взаимодействия ГМ, ДИ и матричного расплава в системе “Ме - ГМ - ДИ - ЛФ” может быть представлено в следующем виде [5]:

$$c_{\text{Ме}} \rho_{\text{Ме}} \Delta V_{\text{ЛФ}} (T_{\text{зал}} - T_L^{\text{Ме}}) = C_{\text{ДИ}} \rho_{\text{ДИ}} V_{\text{ДИ}} (T_L^{\text{Ме}} - T_L^{\text{ДИ}}) + L_{\text{ГМ}} \times \\ \times \rho_{\text{ГМ}} \Delta V_{\text{ЛФ}} + 1,13 b_{\text{ЛФ}} \Delta F_{\text{ЛФ}} T_{\text{зал}} \sqrt{\tau_{\text{зал}}} + L_{\text{ДИ}} \rho_{\text{ДИ}} V_{\text{ДИ}}, \quad (1)$$

где $C_{\text{Ме}}$ – теплоемкость металлического расплава, Дж/(кг · К); $\rho_{\text{Ме}}$ – плотность жидкого металла, кг/м³; $\Delta V_{\text{ЛФ}}$ – изменение объема литейной формы в зоне контакта с расплавом, м³; $T_{\text{зал}}$ – температура заливки жидкого металла, К; $T_L^{\text{Ме}}$ – температура плавления матричного сплава, К; $C_{\text{ДИ}}$ – теплоемкость дисперсного инокулятора, Дж/(кг · К); $\rho_{\text{ДИ}}$ – плотность материала дисперсного инокулятора, кг/м³; $V_{\text{ДИ}}$ – объем дисперсного инокулятора, м³; $T_L^{\text{ДИ}}$ – температура плавления материала дисперсного инокулятора, К; $L_{\text{ГМ}}$ удельная теплота термодеструкции пенополистирола, Дж/кг; $\rho_{\text{ГМ}}$ – плотность модельного материала, кг/м³; $b_{\text{ЛФ}}$ – теплоаккумулирующая способность литейной формы, Вт · с^{0,5}/(м² · К); $\Delta F_{\text{ЛФ}}$ – изменение площади поверхности литейной формы в зоне контакта с матричным расплавом, м²; $\tau_{\text{зал}}$ – продолжительность заливки литейной формы жидким металлом, с; $L_{\text{ДИ}}$ – скрытая теплота плавления дисперсного инокулятора, Дж/кг.

При введении ДИ в полость ЛФ авторы публикации [3] советуют учитывать также и толщину стенки отливки, которая определяет скорость охлаждения материала литой заготовки.

Присадка в дисперсном состоянии наносится на поверхность гранул пенополистирола [6], при взаимодействии с расплавом растворяется в чугуне и обогащает поверхность отливки элементами, которые вводятся в металл. Использование пылеобразных отходов ферросплавного производства путем их имплантирования в ГМ дает возможность управлять процессом кристаллизации благодаря общему, объемному или поверхностному легированию, микролегированию или модифицированию чугуна непосредственно в полости ЛФ [4]. Кроме того, влияние малых добавок (элементов-инокуляторов) на матричный расплав по данной технологии, в первую очередь, преследует цель их экономии и увеличения запаса живучести модификаторов [5].

Серый чугун, химический состав которого, % (мас. доля) [4]: С - 3,50; Si - 1,75; Mn - 0,74; Cr - 0,31; P - 0,20; S - 0,15; Fe - остальное, соответствует марке СЧ20 (ГОСТ 1412-85), был выплавлен в индукционной тигельной печи ИЧТ-016.

Литые образцы были получены в форме плиты (рис. 1), размеры которой представлены в табл. 1. Для проведения металлографического анализа (МГА) из отливок по определенной схеме (рис. 1) вырезали темплеты, из которых были изготовлены шлифы. Геометрические размеры и форма темплетов (шлифов) также указаны в табл. 1. Графитизирующее модифицирование осуществляли дисперсным ферросилицием марки ФС75 (ГОСТ 1415-93).

Таблица 1. Геометрические размеры и форма литых образцов

Отливка, ×10 ⁻³ м			Темплет (шлиф), ×10 ⁻³ м		
длина	ширина	высота	длина	ширина	высота
100	5	300	10	5	10

Размер фракции вводимой присадки – 16 мкм. План эксперимента, число независимых факторов, их значения и технология заливки ЛФ чугуном расплавом описаны в работе [4].

Структурообразование и формирование физико-механических и других свойств чугунных отливок, полученных литьем по газифицируемым моделям (ЛГМ-процессу), происходят в результате процессов тепло- и массопереноса в системе “ГМ – Ме – ЛФ” [7].

Взаимодействие дисперсной присадки с жидким металлом является сложным физико-

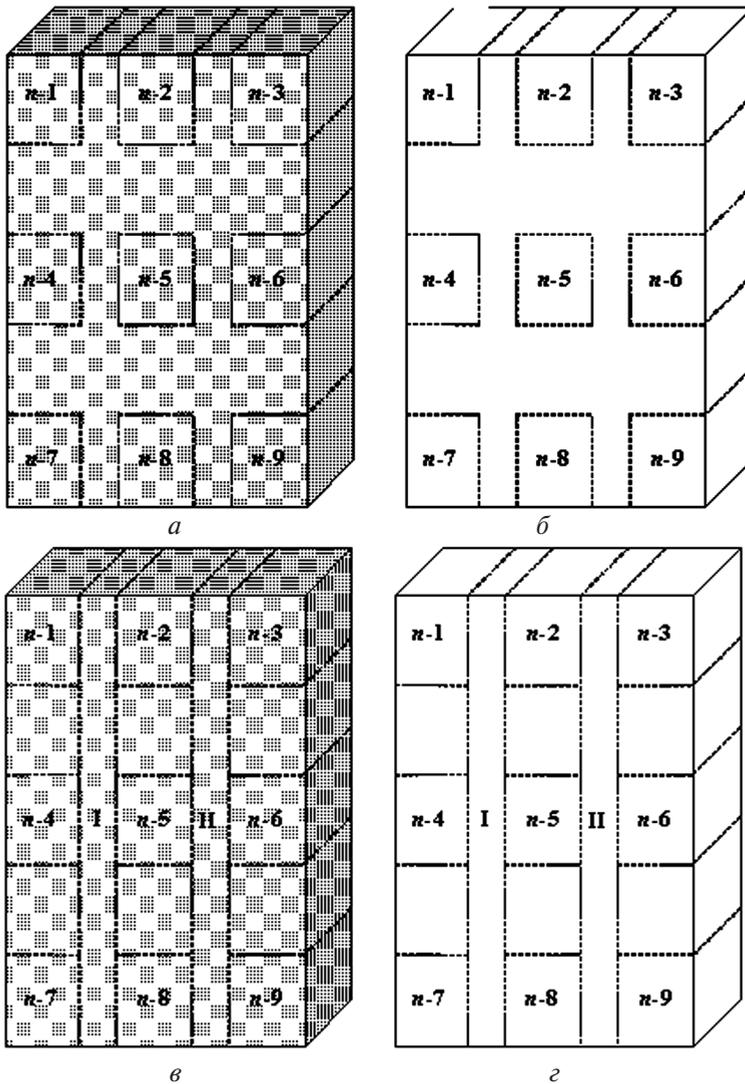


Рис. 1. Схема порезки опытных (а, в) и контрольных (б, з) литых образцов на темплеты для изучения распределения кремния и структуры серого чугуна марки СЧ20 (ГОСТ 1412-85) в объеме отливок (n-1 ... n-9), а также механических свойств (I, II, n-1 ... n-9) материала литых образцов

химическим процессом, при котором осуществляются нагревание порошка до температуры плавления, его плавление и дальнейшее нагревание до температуры матричного расплава [3]. Авторы статьи [8] исследовали динамику плавления частицы ДИ как тонкого тела ($\delta_{ди} \leq 5 \cdot 10^{-4}$ м; $Bi \leq 0,25$) в объеме матричного расплава и вывели универсальное уравнение, описывающее закономерность изменения температуры этой частицы

$$T_{ди} = \frac{C_{Me}}{m_{ди} C_{ди}} \left\{ (T_L^{Me} - T_S^{Me}) \left[1 - \exp \left(-\frac{3 m_{ди} \alpha}{C_{Me} \rho_{ди} r_0} \right) \right] + \frac{3 m_{ди} L_{Me} \tau}{C_{Me} r_0} \left(1 - \frac{\tau}{2\tau_L} \right) \right\}, \quad (2)$$

где $m_{ди}$ - масса дисперсного инокулятора, кг; T_S^{Me} - температура кристаллизации матричного расплава, К; α - коэффициент теплопередачи, Вт/м²; r_0 - первоначальный радиус частицы дисперсного инокулятора, $\times 10^{-3}$ м; L_{Me} - скрытая теплота кристаллизации жидкого металла, Дж/кг; τ, τ_L - время, соответственно, текущее и прогревания частицы дисперсного инокулятора до температуры плавления (с), а также уравнение теплового баланса системы “Me - ДИ”, которое описывает плавление гарнисажа на поверхности этой частицы [8]

$$\alpha(T_L^{Me} - T_S^{Me})d\tau = -L_{Me}\rho_{ди} dr, \quad (3)$$

где $d\tau$ – бесконечно малое приращение времени, с; dr – приращение радиуса частицы дисперсного инокулятора, $\times 10^{-3}$ м.

Одновременно протекают процесс растворения присадки, ее массоперенос в объеме расплава и химическое взаимодействие с элементами чугуна [7]. Усвоение присадки будет максимальным при завершении всех этих процессов к моменту затвердевания металла отливки [4]. На усвоение частичек ГЭ, имплантированных в ГМ, влияет также и гидро-, газодинамика ЛГМ-процесса, что будет продемонстрировано ниже.

Особенности структурообразования чугуновых литых образцов, модифицированных дисперсным ферросилицием марки ФС75 в полости ЛФ по ЛГМ-процессу, были изучены авторами работы [4]. Однако в этой работе не слишком убедительно показано, изменяется ли микроструктура материала по длине отливки. Параметры структуры полученного чугуна также не описаны. Результаты МГА (табл. 2) показали, что модифицированные литые образцы имеют различную микроструктуру по своей длине и, особенно, высоте, в то время как микроструктура исходного чугуна практически остается неизменной в конт-

Таблица 2. Характеристика микроструктуры материала отливки

Позиция	Индекс		Параметры микроструктуры
	литого образца	темплета (шлифа)	
1	М	М-1	ПГр1, ПГр6, ПГр9; ПГд25-ПГд45; ПГ4-ПГ6; Ц1-Ц2, местами – Ц10; остальное – перлит
		М-2	ПГф2; ПГр3, ПГр6; ПГд45; ПГ4-ПГ6; Ф1; остальное – перлит
		М-3	ПГр1, ПГр6, ПГр9; ПГд25-ПГд45; ПГ4-ПГ6; Ц1-Ц2, местами – Ц10; остальное – перлит
		М-4	ПГф2; ПГр3, ПГр6; ПГд45; ПГ4-ПГ6; Ф1-Ф2; остальное – перлит
		М-5	ПГф2; ПГр3, ПГр6; ПГд45; ПГ4-ПГ6; Ф1; остальное – перлит
		М-6	ПГф2; ПГр3, ПГр6; ПГд45; ПГ4-ПГ6; Ф1-Ф2; остальное – перлит
		М-7	ПГр9; ПГд15; ПГ2-ПГ4; Ц25-Ц40; по границам зерен – цементит; остальное – перлит
		М-8	ПГр6, ПГр9; ПГд15, ПГд45; ПГ2-ПГ4; у кромки шлифа – Л100; по границам зерен – Ц25-Ц40; остальное – перлит
		М-9	ПГр9; ПГд15; ПГ2-ПГ4; Ц25-Ц40; по границам зерен – цементит; остальное – перлит
2	К	К-1	П3; остальное – ледебурит
		К-2	ПГр9; ПГд15; ПГ1; П3; остальное – ледебурит
		К-3	П3; остальное – ледебурит
		К-4	ПГр9; ПГд25; ПГ1; П4; остальное – ледебурит
		К-5	ПГр9; ПГд15; ПГ1; П2; остальное – ледебурит
		К-6	ПГр9; ПГд25; ПГ1; П4; остальное – ледебурит
		К-7	ПГр9; ПГд45; ПГ1; П8; остальное – ледебурит
		К-8	ПГр9; ПГд25; ПГ1; П2; остальное – ледебурит
		К-9	ПГр9; ПГд45; ПГ1; П8; остальное – ледебурит

Примечание: М - модифицированная (опытная) отливка; К - контрольная (исходная) отливка

рольной плоскости отливки. Структура материала литых образцов, модифицированных дисперсным ферросилицием марки ФС75, по мере удаления от питателей соответствует серому чугуна марки СЧ20 (ГОСТ 1412-85), что и показано на рис. 2. Это объясняется тем, что в окрестности питателей гидродинамические потоки матричного расплава имеют большую мощность и уносят ГЭ в глубь литого образца. По мере увеличения расстояния от места подвода жидкого металла в полость ЛФ кинетическая энергия этих потоков постепенно падает и их влияние на частицы ДИ ослабевает. Исходный же чугун (рис. 3) отбелен во всем объеме отливки, и его микро-структура практически на 100 % состоит из сотового ледебурита и структурно свободного цементита.

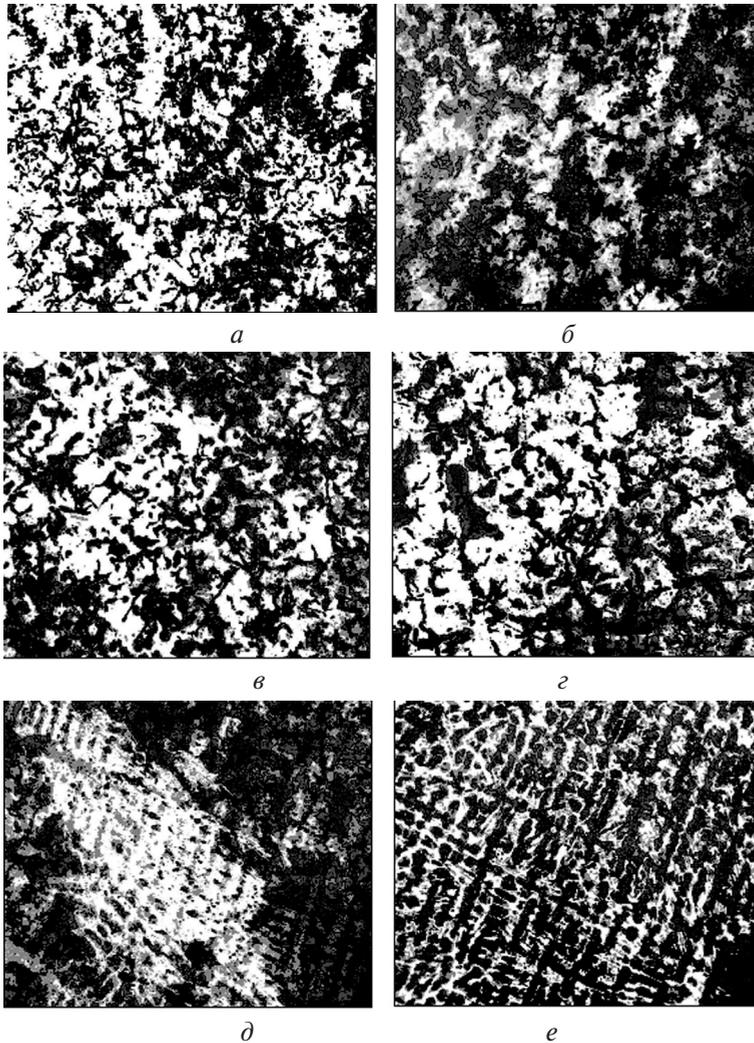


Рис. 2. Микроструктура серого чугуна марки СЧ20 (ГОСТ 1412-85) в контрольной плоскости отливок: *a-e* - соответственно, темплеты (шлифы) с индексами М-1, М-2; М-4, М-5; М-7, М-8, $\times 100$

Таким образом, в случае внутрiformенного инокулирования матричного расплава по ЛГМ-процессу необходимо делать поправку на механическое воздействие гидродинамических потоков на частицы легирующего элемента или элемента-модификатора, которое имеет место в процессе заливки ЛФ металлом. В этом случае при проектировании отливок для подвода матричного расплава в полость ЛФ следует конструктивно предусматривать технологические приливы, бобышки и прочие части литой заготовки, которые бы механически отделялись от основного тела отливки после завершения процесса ее кристаллизации. Для проведения процесса инокулирования (легирования, микролеги-

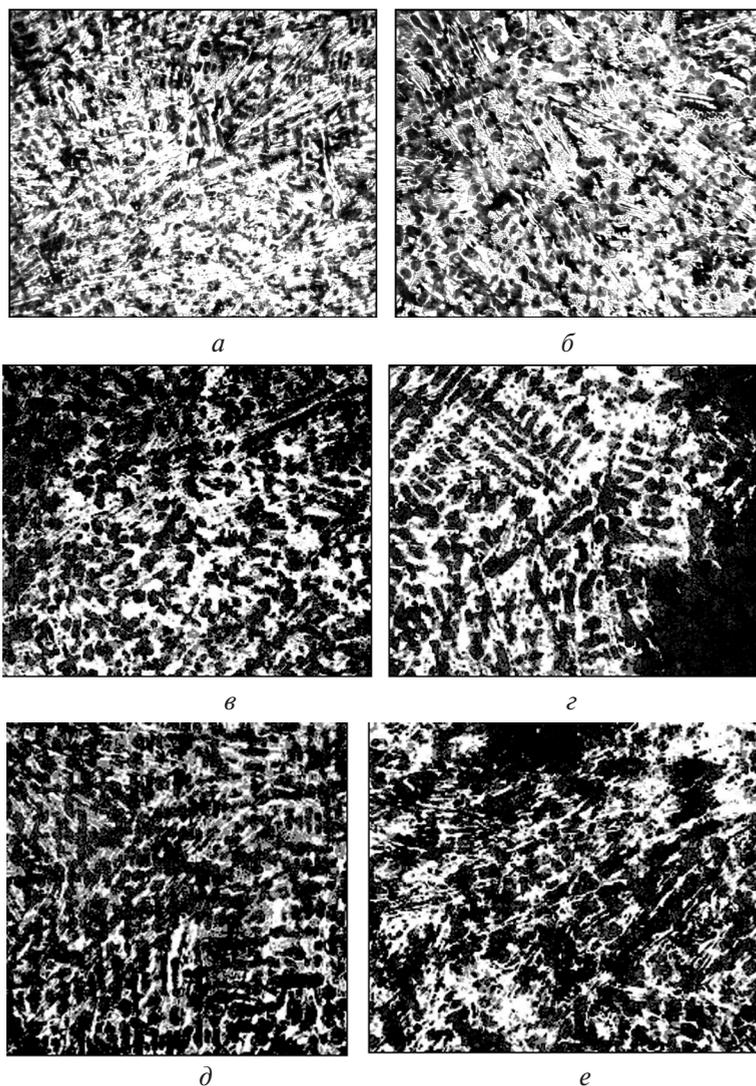


Рис. 3. Микроструктура белого чугуна в контрольной плоскости литых образцов: а - е - соответственно, темплеты (шлифы) с индексами К-1, К-2; К-4, К-5; К-7, К-8, $\times 100$

рования, модифицирования) жидкого металла в полости ЛФ возможно использование реакционных камер или воронок, заполненных дисперсными реагентами, а также подвод матричного расплава в прибыльную часть литой заготовки.



Список литературы

1. Справочник по чугунному литью / Под ред. Н. Г. Гиршовича. - Л.: Машиностроение, 1978. - 758 с.
2. Гуляев А. П. Металловедение. - М.: Металлургия, 1977. - 648 с.
3. Анненко Л. П., Шуляк В. С., Лузан П. П. Пенополистироловые модели для легирования и модифицирования металла в форме // Литье по газифицируемым моделям. - Киев: Ин-т пробл. литья. АН УССР, 1973. - С. 51-54.
4. Особливості структуроутворення СЧ20, модифікованого ФС75, у порожнині ливарної форми за ГАМОЛИВ-процесом / І. А. Небожак, В. В. Суменкова, І. В. Ткачук, О. Й. Шинський // МОМ. - 2001. - № 4. - С. 43-49.
5. Исследование кинетики процесса заполнения формы с газифицируемой моделью с импланти-