

**В. Б. Бубликов, Д. Н. Берчук, Л. А. Зеленая,  
В. А. Овсянников**

Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины, Киев

## **ВЛИЯНИЕ ГРАФИТИЗИРУЮЩЕГО МОДИФИЦИРОВАНИЯ В ПРЕДКРИСТАЛЛИЗАЦИОННОМ ПЕРИОДЕ НА СТРУКТУРУ ТОНКОСТЕННЫХ ОТЛИВОК ИЗ ВЫСОКОПРОЧНОГО ЧУГУНА**

*Исследовано влияние внутриформенного графитизирующего модифицирования FeSiBa, содержания кремния и скорости охлаждения на структурообразование высокопрочного чугуна. Определены технологические параметры получения из высокопрочного чугуна тонкостенных изделий с минимальной толщиной стенки 2,0-2,5 мм без отбела с высоким уровнем технологических и механических свойств.*

**Ключевые слова:** высокопрочный чугун, модифицирование, кремний, скорость охлаждения, структура, шаровидный графит.

*Досліджено вплив внутрішньоформового графітизуючого модифікування FeSiBa, вмісту кремнію і швидкості охолодження на параметри структури високоміцного чавуну. Визначено технологічні параметри отримання з високоміцного чавуну тонкостінних виробів з мінімальною товщиною стінки 2,0-2,5 мм без відбілу з високим рівнем технологічних і механічних властивостей.*

**Ключові слова:** високоміцний чавун, модифікування, кремній, швидкість охолодження, структура, кулястий графіт.

*It was researched effect of in-mold graphitized modification of FeSiBa, and contents of silicon, and cooling rate on the structure formation of high-duty cast iron. Also it was determined processing parameters of receiving from high-duty cast iron light-wall items with a minimum thickness of 2.0-2.5 mm without chill and with high technological and mechanical properties.*

**Keywords:** high-duty cast iron, modification, silicon, cooling rate, structure, spherical graphite.

Значительная часть исследований в области высокопрочного чугуна направлена на повышение эффективности модифицирующего воздействия на процесс кристаллизации тонкостенных отливок для получения их без отбела и с повышенным комплексом технологических, механических и служебных свойств [1, 2, 3]. При характерных для тонкостенных отливок высоких скоростях охлаждения увеличивается степень переохлаждения расплава, снижается температура эвтектической кристаллизации, что может привести к образованию, наряду с шаровидным графитом, цементитной фазы в соответствии с метастабильным вариантом диаграммы Fe-C сплавов. Решить задачу получения небольших по массе тонкостенных отливок без цементита можно путем модифицирования расплава в предкристаллизационном периоде, которое по сравнению с другими методами модифицирования в наибольшей мере стимулирует образование центров эвтектической кристаллизации и интенсифицирует процесс графитизации структуры [4]. В результате формирования мелкокристаллической структуры уменьшаются усадка и ликвация, увеличивается доля феррита в металлической основе, что способствует получению благоприятного сочетания прочности и пластичности высокопрочного чугуна в литом состоянии.

Наряду с модифицированием, к главным факторам регулирования структурообразования и свойств отливок из высокопрочного чугуна относятся химический состав и скорость охлаждения. Из химических элементов наибольшую графит-

тизирующую способность проявляет кремний, который эффективно повышает активность углерода в расплаве и твердом растворе. Оптимизация содержания кремния является важной составляющей комплекса технологических факторов, обеспечивающих предотвращение отбела отливок. Из вышеизложенного очевидно на актуальность исследования влияния графитизирующего модифицирования в предкристаллизационном периоде, содержания кремния и скорости охлаждения на структуру высокопрочного чугуна.

Целью работы являлось исследование особенностей влияния внутриформенного графитизирующего модифицирования FeSiBa, содержания кремния и скорости охлаждения на параметры структуры высокопрочного чугуна.

Выплавку металла проводили в индукционной электропечи емкостью 12 кг. В качестве шихты использовали переплав чушкового передельного чугуна марки ПЛ2 (50 %) и возврата высокопрочного чугуна (50 %). Для получения планируемого содержания кремния от 2,5 до 4,0 % в конце плавки в расплав чугуна вводили расчетное количество ферросилиция ФС75. Контроль температуры осуществляли термопарой в печи и ковше. Заливку форм производили при температуре чугуна 1420 °С.

Сфероидизирующее модифицирование проводили магнием-кальциевой лигатурой ЖКМК-4Р в ковше, графитизирующее сплавом FeSiBa20 внутри литейной формы в камере под стояком.

Химический состав чугуна в опытных плавках варьировался в следующих пределах (%мас.): 3,65-4,11 С; 2,42-3,98 Si; 0,14-0,25 Mn; 0,030-0,034 Mg; до 0,15 Cr; до 0,021 S; 0,044-0,057 P.

В песчано-глинистых формах отливали ступенчатые пробы с размером ступеней 60×60 мм толщиной 2,0; 3,5; 7,0; 12,0 мм. Ступенчатая поверхность пробы при заливке находилась сверху, что обеспечивало последовательное заполнение ступеней расплавом, начиная с наиболее удаленной от стояка ступени толщиной 2 мм. Металлографический анализ проводили в поперечных сечениях ступеней от их центра до боковой наружной поверхности (рис. 1). Перед проведением металлографического анализа измеряли фактическую толщину сечения в месте, подготовленном для исследования. Графики, описывающие полученные закономерности, строили по данным металлографического анализа структуры в центре каждой ступени в зависимости от скорости охлаждения  $V_{\text{охл}}$ , определяемой по формуле, [5]:

$$V_{\text{охл}} = 1,40583 + 29,6826 / \delta,$$

где  $\delta$  – толщина ступени, мм.

После модифицирования в ковше лигатурой ЖКМК-4Р в структуре высокопрочного чугуна, содержащего 2,42 % кремния, количество цементита в ступенях толщиной 2,0; 3,5; 7,0 и 12,0 мм, охлаждающихся со скоростью соответственно 13,4; 7,1; 2,8 и 1,1 °С/с, составило 40, 35, 13 и 4 %. В структуре ступеней, охлаждающихся со скоростью 13,4 и 7,1 °С/с, образуется как первичный игольчатый, так и эвтектический цементит (ледебурит), а в структуре ступеней, охлаждающихся с меньшей скоростью, только эвтектический цементит. В структуре ступеней, охлаждающихся со скоростью 2,8 и 1,1 °С/с, наряду с включениями графита правильной шаровидной формы ШГф5, наблюдали включения неправильной шаровидной формы ШГф4, а местами компактной ШГф3 и вермикулярной ВГф2, ВГф3 (ГОСТ 3443-87), что соответствует степени сфероидизации графита ниже 85 %. При степени сфероидизации графита ниже общепринятой для чугуна с шаровидным графитом уровня 85 % существенно снижаются механические свойства высокопрочного чугуна. Влияние кремния и скорости охлаждения на другие параметры структуры в образцах с цементитом не изучали.

При содержании кремния 3,98 %, цементит в количестве 6 % наблюдали только в

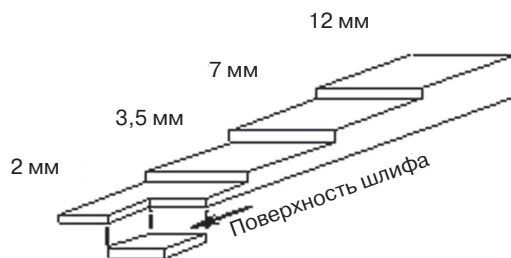


Рис. 1. Схема ступенчатой пробы и вырезки шлифов

## Кристаллизация и структурообразование сплавов

микроструктуре ступени толщиной 2 мм. В микроструктуре более толстых ступеней цементит отсутствовал. Степень сфероидизации графита в структуре ступеней, охлаждающихся со скоростью от 13,4 до 1,1 °С/с, изменяется от 90 до 80 % соответственно. В структуре ступеней, охлаждающихся со скоростью от 7,1 до 1,1 °С/с, количество включений шаровидного графита уменьшается от 900 до 240 шт/мм<sup>2</sup>, а количество феррита увеличивается от 50 до 67 % соответственно.

Результаты исследования влияния кремния и скорости охлаждения на параметры структуры высокопрочного чугуна после графитизирующего модифицирования в предкристаллизационном периоде представлены на рис. 2. Максимальное количество включений шаровидного графита образуется в структуре ступени, охлажда-

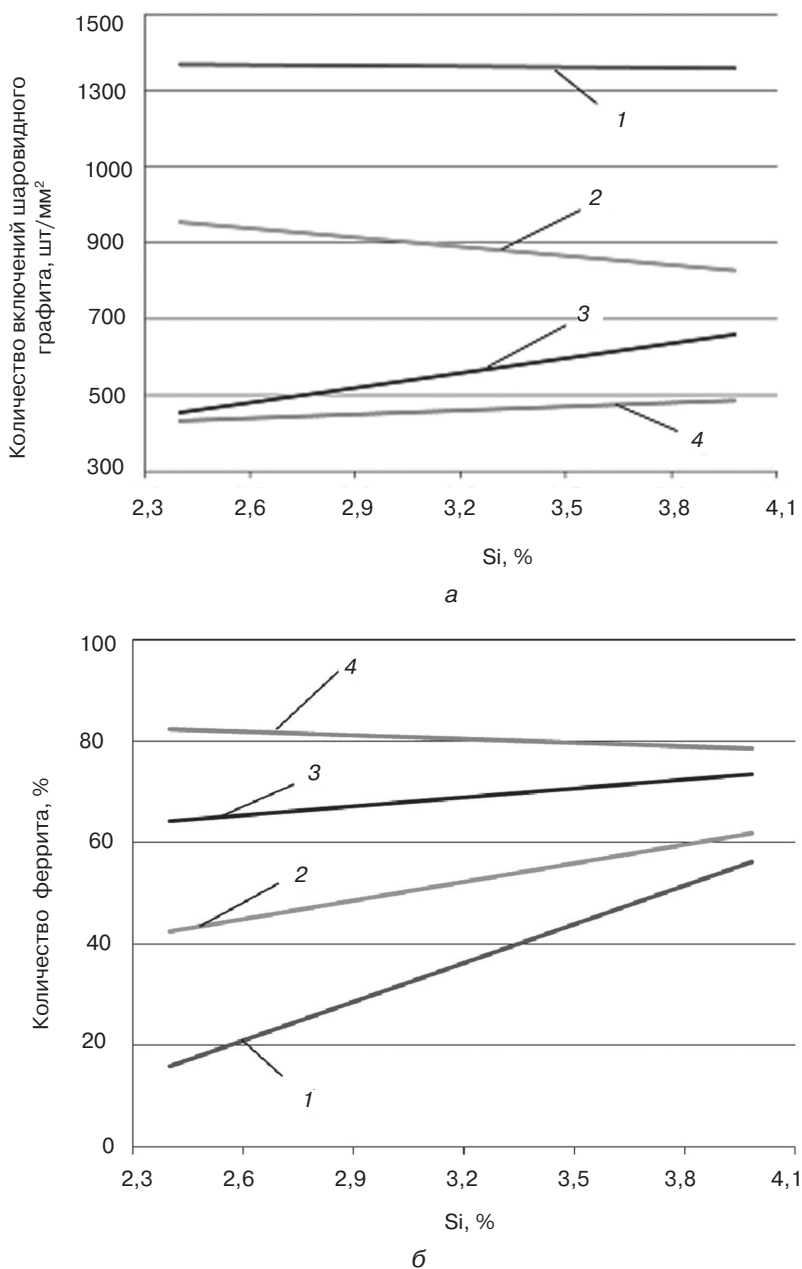


Рис. 2. Влияние содержания кремния и скорости охлаждения 13,4 (1); 7,1 (2); 2,8 (3); 1,1 (4) °С/с ступеней технологической пробы на микроструктуру высокопрочного чугуна

ющей со скоростью 13,4 °С/с, что соответствует толщине 2 мм. С увеличением содержания кремния от 2,42 до 3,98 % количество включений изменяется незначительно и для скоростей охлаждения 13,4; 7,1; 2,8 и 1,1 °С/с в среднем составляет 1380, 885, 535 и 440 шт/мм<sup>2</sup> соответственно. В структуре ступеней, охлаждающихся со скоростью 13,4; 7,1 и 2,8 °С/с, увеличение содержания кремния способствует увеличению количества феррита от 15 до 55, от 43 до 62 и от 64 до 74 % соответственно. При минимальной скорости охлаждения 1,1 °С/с с увеличением содержания кремния количество феррита изменяется незначительно и в среднем составляет 80 %.

С увеличением содержания кремния в ступенях, охлаждающихся со скоростью 13,4; 7,1; 2,8 и 1,1 °С/с, твердость увеличивается не значительно и в среднем составляет 2330, 2230, 2070 и 1900 МПа соответственно (рис. 3). При уменьшении скорости охлаждения твердость снижается, что связано, главным образом, с уменьшением количества перлита в структуре ступенчатых проб. Несмотря на увеличение количества феррита с увеличением содержания кремния, твердость увеличивается. Это связано с упрочнением феррита по мере повышения степени легирования кремнием.

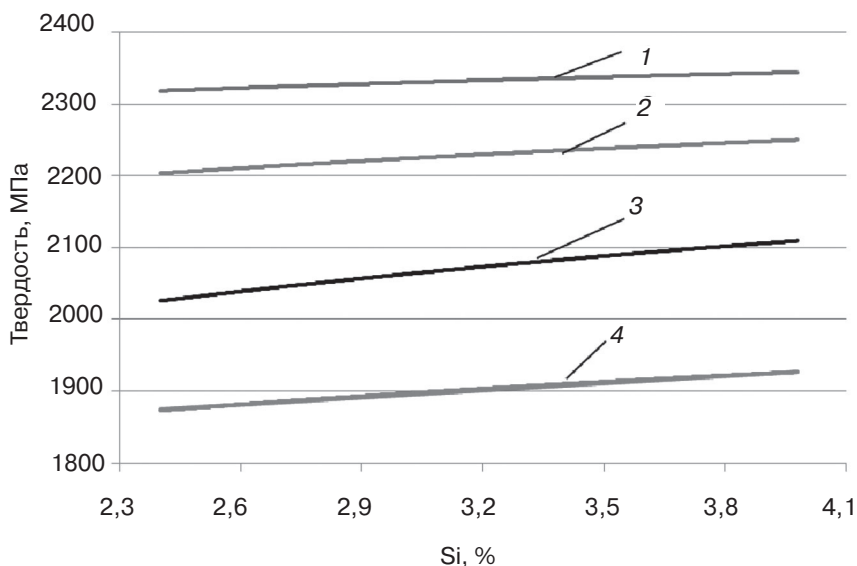


Рис. 3. Влияние содержания кремния и скорости охлаждения 13,4 (1); 7,1 (2); 2,8 (3); 1,1 (4) °С/с технологической пробы на твердость высокопрочного чугуна

Установлено, что высокая эффективность графитизирующего модифицирования в предкристаллизационном периоде по предотвращению образования отбела в тонкостенных отливках позволяет значительно повысить степень измельчения структуры высокопрочного чугуна за счет открывающейся возможности повышения скорости охлаждения отливок до 13,4 °С/с. При высокой скорости охлаждения (13,4 °С/с) повышение содержания кремния от 2,42 до 3,98 % обеспечивает увеличение количества феррита в металлической основе в 3,6 раза. Определены условия получения из высокопрочного чугуна тонкостенных изделий с минимальной толщиной стенки 2,0-2,5 мм без отбела с высоким уровнем технологических и механических свойств без применения характерного для традиционных процессов ковшового модифицирования энергоемкого высокотемпературного отжига.



### Список литературы

1. Pedersen K. M., Tiedje N. S. Undercooling, nodule count and carbides in thin walled ductile iron // Foundry Trade J. – 2009. – 182. – № 3662. – P. 54-57.
2. Torbjorn Skaland. A new method for chill and shrinkage control in ladle treated ductile iron // Foundry Trade Journal – 2004. – №12. – P. 396-400.
3. Болдырев Д. А. Основные текущие и перспективные направления исследовательских работ, проводимых в чугунолитейном производстве МТП ОАО «АВТОВАЗ» // Литейщик России. – 2010. – № 12. – С. 21-26.
4. Бубликов В. Б., Берчук Д. Н., Бачинский Ю. Д., Берчук Е. Н., Овсянников В. А. Влияние модификаторов при внутриформенном графитизирующем модифицировании на структуру высокопрочного чугуна // Металл и литье Украины. – 2014. – № 8. – С. 6-11.
5. Берчук Д. Н. Влияние позднего графитизирующего модифицирования и скорости охлаждения на формирование структуры тонкостенных отливок из высокопрочного чугуна // Металл и литье Украины. – 2012. – № 5. – С. 36-41.



### References

1. Pedersen K. M., Tiedje N. S. (2009). Undercooling, nodule count and carbides in thin walled ductile iron. Foundry Trade J., 182, № 3662, pp. 54-57. [in English].
2. Torbjorn Skaland. (2004). A new method for chill and shrinkage control in ladle treated ductile iron. Foundry Trade Journal, № 12, pp. 396-400. [in English].
3. Boldyrev D. A. (2010). Osnovnye tekushhie i perspektivnye napravleniia issledovatel'skikh rabot, provodimykh v chugunoliteynom proizvodstve MTP OAO «AVTOVAZ». [Major current and future directions of research works carried out in the iron foundries ICC of "AVTOVAZ"]. Liteishnik Rossii, № 12, pp. 21-26. [in Russian].
4. Bublikov V. B., Berchuk D. N., Bachinskii Yu. D., Berchuk E. N., Ovsiannikov V. A. (2014). Vliianie modifikatorov pri vnutfornennom grafitiziruiushhem modifitsirovanii na strukturu vysokoprochnogo chuguna. [The impact modifiers with in-mold to inoculation on the structure of ductile iron]. Metall i lite Ukrainy, № 8, pp. 6-11. [in Russian].
5. Berchuk D. N. (2012). Vliianie pozdnego grafitiziruiushhego modifitsirovaniia i skorosti ohlazhdeniia na formirovanie struktury tonkostennykh otlivok iz vysokoprochnogo chuguna. [Effect of late inoculation and cooling rate on the structure of thin-walled castings made of ductile cast iron]. Metall i lite Ukrainy, № 5, pp. 36-41. [in Russian].

Поступила 08. 09.2016