

тизации металлической основы и повышение прочностных показателей высокопрочного чугуна легирование никелем менее эффективно, чем медью. Определены оптимальные технологические условия применения легирования никелем для повышения механических свойств тонкостенных отливок из высокопрочного чугуна, получаемого внутриформенным модифицированием.



Список литературы

1. Возможности высокопрочного чугуна с шаровидным графитом неисчерпаемы / Н. Н. Александров, Н. И. Бех, М. В. Радченко и др. Часть 1 // Литейн. пр-во. – 2013. – № 11. – С. 7-11.
2. Бобр Ю. Г. Легированные чугуны. – М.: Металлургия, 1976. – 286 с.
3. Гиршович Н. Г. Кристаллизация и свойства чугуна в отливках. – М.: Машиностроение, 1966. – 562 с.
4. Ващенко К. И., Шумихин В. С. Плавка и внепечная обработка чугуна для отливок. – Киев: Вища школа, 1992. – 246 с.
5. Чугун: Справочник / Под ред. А. Д. Шермана и А. А. Жукова. – М.: Металлургия, 1991. – 576 с.
6. Zhang Xinning, Qu Yingdong, Yang Hongwang, Li Rongde. Low temperature impact toughness and fracture mechanism of cast QT400-18L ductile iron with different Ni additions // China Foundry. – 2013. – № 5, Vol. 10. – P. 310-314.
7. Особенности влияния кремния на структуру и механические свойства отливок из модифицированного в литейной форме высокопрочного чугуна / В. Б. Бубликов, А. А. Ясинский, Д. Н. Берчук и др. // Процессы литья. – 2011. – № 6. – С. 23-39.
8. Влияние меди на структуру и механические свойства высокопрочного чугуна, получаемого модифицированием в литейной форме / В. Б. Бубликов, А. А. Ясинский, Д. Н. Берчук и др. // Там же. – 2012. – № 2. – С. 30-39.
9. Влияние никеля на структуру и механические свойства отливок из высокопрочного чугуна / В. Б. Бубликов, А. А. Ясинский, Л. Н. Сыропоршневу, Д. Н. Берчук и др. // Там же. – 2011. – № 2. – С. 24-34.

Поступила 11.06.2014

УДК 669.162.275:669-154

Ю. Д. Бачинский

Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины, Киев

ВЛИЯНИЕ ВНУТРИФОРМЕННОГО МОДИФИЦИРОВАНИЯ КОМПЛЕКСНЫМИ FeSiMg ЛИГАТУРАМИ НА СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЕ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ВЫСОКОПРОЧНОГО ЧУГУНА

Представлены результаты исследования микроструктуры комплексных FeSiMg лигатур для получения высокопрочного чугуна. Проведено исследование модифицирующей способности изученных лигатур в условиях внутриформенного модифицирования расплава. Установлено, что внутриформенное модифицирование представленными комплексными лигатурами обеспечивает получение в литом состоянии высокопрочного чугуна с повышенными прочностью и относительным удлинением, в сравнении с требуемыми по стандарту.

Ключевые слова: комплексная FeSiMg лигатура, фазовый состав, внутриформенное модифицирование, высокопрочный чугун, структура.

Наведено результати дослідження мікроструктури комплексних FeSiMg лігатур для отримання високоміцного чавуну. Проведено дослідження модифікуючої здатності досліджених лігатур в умовах внутрішньоформового модифікування розплаву. Встановлено, що внутрішньоформове модифікування представленими комплексними лігатурами забезпечує отримання в литому стані високоміцного чавуну з підвищеними міцністю і відносним подовженням, в порівнянні з необхідними по стандарту.

Ключові слова: комплексна FeSiMg лігатура, фазовий склад, внутрішньоформове модифікування, високоміцний чавун, структура.

Results of research of microstructure of complex FeSiMg master alloys for ductile cast iron production are presented. Research of modifying ability of investigated master alloys in the conditions of in-mould melt modifying is carried out. It is established that the in-mould modifying with complex master alloys provides reception in cast state of ductile cast iron with high strength and elongation in comparison with the required by standard.

Keywords: complex FeSiMg master alloy, phase composition, in-mould modifying, ductile cast iron, structure.

Надежность машин и оборудования в значительной мере определяется структурой, механическими и эксплуатационными характеристиками литых изделий. Основными факторами регулирования структуры металлической матрицы, которая определяет физико-механические и эксплуатационные свойства высокопрочного чугуна с шаровидным графитом, являются качество исходного расплава, параметры модифицирования (способ, количество и очередность ввода присадок), химический состав, легирование, скорость охлаждения отливок, термическая обработка. Повышение свойств высокопрочного чугуна и создание прогрессивных технологий, обеспечивающих улучшение качества отливок при снижении стоимости их производства, являются актуальными направлениями научных разработок, результаты которых будут востребованы промышленными предприятиями [1, 2].

Формированию шаровидного графита способствуют многие элементы (магний, церий, иттрий, натрий и другие), но наиболее часто используют обработку расплава чугуна относительно дешевыми (с экономической точки зрения) и доступными FeSi-Mg лигатурами. Лигатуры, содержащие помимо магния другие модифицирующие элементы, получили название комплексных [3, 4]. Такие лигатуры оказывают заметное влияние на структурообразование металлической основы, изменение состояния границ зерен и другие факторы, которые при шаровидной форме графита определяют уровень механических и служебных свойств высокопрочного чугуна. Но данные о таком влиянии модификаторов очень ограничены и часто противоречивы, хотя имеют важное значение как для теории, так и практики производства высокопрочного чугуна.

Цель работы и методика исследований

Целью работы является исследование фазового состава комплексных ферросилиций-магниевых лигатур и их влияния на формирование структуры тонкостенных отливок из высокопрочного чугуна.

Рассмотрен фазовый состав четырех FeSiMg лигатур для внутриформенного модифицирования, химический состав которых представлен в табл. 1 (ФСМг7 – стандартная универсальная лигатура, ВМ – специальные лигатуры для внутриформенного модифицирования).

Наличие в составе лигатуры магния в количестве 7,1-11,0 %мас. ускоряет ее растворение и нейтрализует действие поверхностно-активных элементов – серы и кислорода, что способствует улучшению условий для выделения при кристаллизации

Таблица 1. Химический состав исследуемых FeSiMg лигатур

Номер образца	Лигатура	Массовая доля элементов, %								
		Mg	Ca	PЗМ	Ba	V	Mn	Cu	Si	Fe
1	ФСМг7	6,6	0,5	0,95	–	–	–	–	45,6	остальное
2	ФСМг7(ВМ)	7,8	1,5	0,75	–	–	–	–	60,0	остальное
3	ФСМг9Вд5(ВМ)	9,1	1,5	0,68	2,0	4,0	4,0	1,0	51,0	остальное
4	ФСМг9Д30(ВМ)	9,7	1,5	0,65	1,5	–	–	30,0	41,0	остальное

графита шаровидной формы. При содержании магния менее 7,1 %мас. в структуре отливки возможно формирование графита нешаровидной формы (вермикулярного или пластинчатого), а введение магния более 11,0 %мас. не влияет на улучшение структуры чугуна с шаровидным графитом и его прочностных характеристик и приводит к эпизодическому прорыву паров магния через стояк, что сопровождается пирозэффектом и разбрызгиванием жидкого чугуна.

Содержание кремния в составе лигатуры менее 55,0 %мас. тормозит растворение и снижает графитизирующий эффект при модифицировании, а более 70,0 %мас. повышает хрупкость лигатуры, вследствие чего при дроблении увеличивается выход пылевидной фракции с размером частиц менее 0,3 мм, которая плохо растворяется в чугуне и может приводить к образованию неметаллических включений в структуре отливок.

Барий характеризуется сильным графитизирующим влиянием на структурообразование чугуна и способствует получению тонкостенных отливок без отбела в литом состоянии. Он обеспечивает увеличение числа центров кристаллизации шаровидного графита. Введение в состав лигатуры бария в определенной мере, тормозит выделение паров магния при модифицировании вследствие образования интерметаллических соединений с магнием, которые диссоциируют при температурах на 300-400 °С выше, чем температура кипения магния [5]. При содержании бария > 2,5 %мас. не наблюдается дальнейшего повышения графитизации структуры тонкостенных отливок.

Марганец вводится в состав лигатуры для увеличения количества перлита и повышения прочности отливок из чугуна с шаровидным графитом. Он также снижает температуру плавления лигатуры и тем самым способствует повышению скорости ее растворения.

Ванадий в количестве 3,0-5,0 %мас. вводится для повышения прочностных характеристик чугуна с шаровидным графитом за счет упрочнения твердого раствора и измельчения микроструктуры металлической основы образующимися мелкодисперсными карбидами и карбонитридами [3].

Медь в количестве 26,0-35,0 %мас. в составе лигатуры используют для увеличения скорости ее растворения и повышения прочностных характеристик чугуна с шаровидным графитом за счет увеличения количества перлита в структуре металлической основы. Она снижает температуру плавления лигатуры за счет формирования в ее структуре легкоплавкой эвтектики с магнием и кремнием и тем самым способствует повышению скорости растворения [5]. При содержании меди < 26,0 %мас. существенно уменьшается ее влияние на структурообразование и повышение прочностных показателей чугуна с шаровидным графитом. При содержании меди более 35,0 %мас. в лигатуре содержание кремния уменьшается до критического и его влияние на графитизацию структуры резко снижается.

Кристаллизация и структурообразование сплавов

Микроструктуру и фазовый состав лигатур исследовали на рентгеновском электронном микроанализаторе РЭММА-102. На основе результатов микрорентгеноспектрального анализа идентифицировали фазы, наблюдаемые в микроструктуре лигатур.

Изучали влияние внутриформенного модифицирования исследуемыми модифицирующими сплавами на структурообразование и твердость ступенчатых проб из высокопрочного чугуна. После модифицирования в литейной форме указанными лигатурами в количестве 1,0 % от массы заливаемого расплава чугун имел следующий химический состав (%мас.): 3,19-3,34 C; 2,54-3,16 Si; 0,25-0,36 Mn; 0,01-0,13 V; 0,10-0,12 Cr; 0,01-0,60 Cu; 0,043-0,071 Mg; 0,017-0,019 S; 0,043-0,049 P. Модифицированный расплав поступал в форму для отливки технологической ступенчатой пробы с толщиной сечений на модели 1,5; 2,5; 5,0; 10,0 мм. Графические зависимости строили по результатам металлографического анализа в центре ступеней.

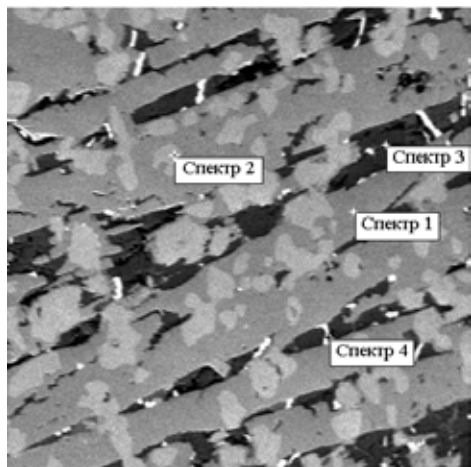


Рис. 1. Микроструктура лигатуры ФСМг7

Полученные результаты. В микроструктуре лигатуры ФСМг7 наблюдается четыре основные фазы (рис. 1, табл. 2). Основную часть площади микроструктуры занимает лебоит FeSi_2 ($t_{\text{пл}} \sim 1220^\circ\text{C}$). В лебоите в виде светлых пятен присутствует фаза FeSi , кристаллизация которой, в соответствии с диаграммой состояния системы Fe-Si [6], происходит при более высокой температуре (1410°C) по сравнению с лебоитом. Магний сосредоточен в фазе черного цвета, представляющей собой силицид магния Mg_2Si ($t_{\text{пл}} \sim 1078^\circ\text{C}$). Четвертая фаза является сложным силицидом, в состав которого наряду с кремнием входят РЗМ и кальций.

Высококремниевая лигатура ФСМг7(ВМ) с массовой долей кремния $\sim 60\%$ состоит из

Таблица 2. Химический состав фаз лигатуры ФСМг7

Номер спектра	Массовая / атомная доля элементов, %							Фаза
	Si	Fe	Al	Mg	Ca	РЗМ	Mn	
1	$\frac{46,66}{62,10}$	$\frac{49,77}{33,31}$	$\frac{2,87}{3,98}$	$\frac{0,31}{0,48}$	–	$\frac{0,31}{0,08}$	$\frac{0,07}{0,05}$	FeSi_2
2	$\frac{28,76}{43,73}$	$\frac{68,21}{52,17}$	$\frac{2,12}{3,36}$	$\frac{0,18}{0,32}$	$\frac{0,13}{0,14}$	$\frac{0,41}{0,12}$	$\frac{0,18}{0,14}$	FeSi
3	$\frac{56,26}{53,23}$	$\frac{0,96}{0,46}$	–	$\frac{42,24}{46,17}$	–	$\frac{0,42}{0,08}$	$\frac{0,12}{0,06}$	Mg_2Si
4	$\frac{33,89}{65,76}$	–	$\frac{3,21}{6,47}$	–	$\frac{3,33}{4,53}$	$\frac{59,57}{23,23}$	–	Si-РЗМ-Ca

трех фаз – FeSi_2 , Si и Mg_2Si (рис. 2, табл. 3). Основная фаза – лебоит FeSi_2 . В лигатуре достаточно большое количество фазы кремния, которая, находясь в плавящемся слое, в результате диффузии в нее железа из чугуна быстро переходит в более легкоплавкое соединение FeSi_2 . Магний находится в виде фазы Mg_2Si , располагающейся, в основном, в кристаллах кремния.

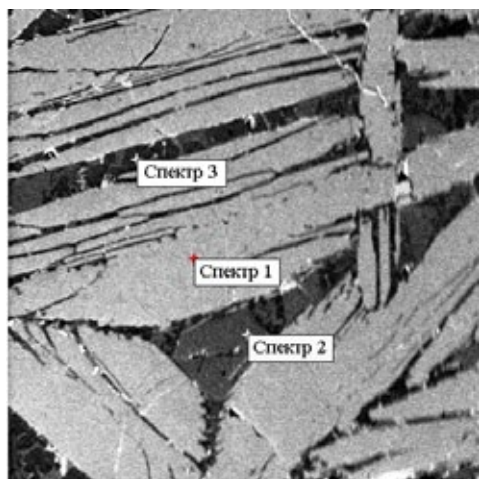


Рис. 2. Микроструктура лигатуры ФСМг7 (ВМ)

Таблица 3. Химический состав фаз лигатуры ФСМг7(ВМ)

Номер спектра	Массовая / атомная доля элемента, %			Фаза
	Si	Fe	Mg	
1	$\frac{47,67}{64,35}$	$\frac{51,74}{35,13}$	$\frac{0,12}{0,19}$	FeSi ₂
2	$\frac{99,60}{99,80}$	$\frac{0,29}{0,14}$	–	Si
3	$\frac{37,87}{34,60}$	$\frac{0,29}{0,13}$	$\frac{61,83}{65,26}$	Mg ₂ Si

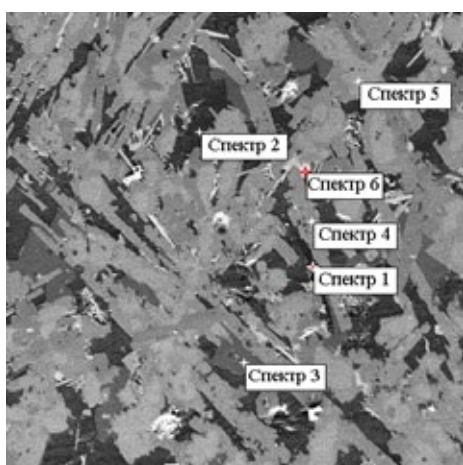


Рис. 3. Микроструктура лигатуры ФСМг9Вд5 (ВМ)

Микроструктура лигатуры ФСМг9Вд5(ВМ) (рис. 3, табл. 4) представлена шестью фазами: лебоитом FeSi₂ с небольшим количеством марганца; кремнием; силицидом магния Mg₂Si; силицидом бария с небольшим количеством алюминия и меди; силицидом ванадия VSi₂ [7, 8]; силицидом железа с небольшим количеством марганца, меди и ~2 % Mg.

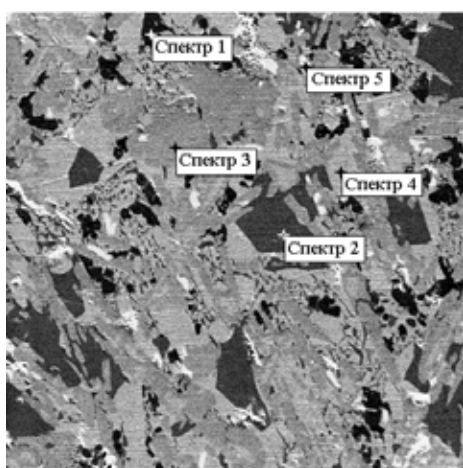


Рис. 4. Микроструктура лигатуры ФСМг9Д30 (ВМ)

Микроструктура лигатуры ФСМг9Д30(ВМ) (рис. 4, табл. 5) представлена пятью фазами. Магний в лигатуре находится в двух фазах: Mg₂Si и Cu-Si-Mg. Наибольшее количество площади занимают фазы FeSi₂ и Cu-Si-Mg. Тройная фаза Cu-Si-Mg в основном состоит из меди (~75 %), кремний и магний присутствуют в ней примерно в одинаковых массовых долях (12,29 и 11,14 % соответственно). В структуре наблюдаются крупные темные кристаллы фазы кремния (спектр 2). Предположительно это остатки кремния исходного ферросилиция, на базе которого была выплавлена лигатура.

Кальций (массовая доля 6,61 %) входит в состав тройной медистой фазы Cu-Si-Ca, которая, по сравнению с другими медистыми фазами, содержит меньше меди и почти в 2 раза больше кремния. Пять фаз относятся к легкоплавким, шестая – кремний с температурой плавления 1410 °С в результате встречного диффузионного переноса в плавящийся слой железа из чугуна в процессе плавления быстро переходит в легкоплавкий лебоит с температурой плавления 1220 °С.

Модифицирование лигатурой ФСМг7(ВМ) обеспечивает получение всех ступеней пробы без образования структурно-свободного цементита (рис. 5). При модифицировании

Таблица 4. Химический состав фаз лигатуры ФСМг9Вд5(ВМ)

Номер спектра	Массовая / атомная доля элемента, %								Фаза
	Si	Fe	Al	Mg	Cu	V	Mn	Ba	
1	$\frac{46,30}{43,08}$	$\frac{0,68}{0,32}$	–	$\frac{52,37}{56,31}$	$\frac{0,52}{0,21}$	–	$\frac{0,04}{0,02}$	–	Mg ₂ Si
2	$\frac{97,66}{98,12}$	$\frac{0,67}{0,34}$	–	$\frac{1,06}{1,23}$	$\frac{0,35}{0,16}$	$\frac{0,11}{0,06}$	$\frac{0,04}{0,02}$	–	Si
3	$\frac{43,78}{58,33}$	$\frac{1,20}{0,80}$	–	$\frac{0,57}{0,87}$	$\frac{0,02}{0,01}$	$\frac{50,15}{36,84}$	$\frac{0,51}{0,20}$	–	VSi ₂
4	$\frac{47,09}{63,48}$	$\frac{46,98}{31,85}$	–	$\frac{0,70}{1,10}$	$\frac{0,35}{0,21}$	–	$\frac{4,57}{3,15}$	–	FeSi ₂
5	$\frac{37,52}{62,92}$	$\frac{1,02}{0,86}$	$\frac{5,94}{10,37}$	$\frac{0,73}{1,41}$	$\frac{5,50}{4,08}$	$\frac{1,76}{1,62}$	$\frac{0,20}{0,17}$	$\frac{44,27}{15,18}$	Ba-Si-Al-Cu
6	$\frac{44,74}{58,02}$	$\frac{33,06}{21,56}$	$\frac{3,72}{5,02}$	$\frac{2,01}{3,02}$	$\frac{3,98}{2,28}$	$\frac{0,16}{0,11}$	$\frac{4,72}{3,13}$	–	Si-Fe-Cu-Mn

лигатурой ФСМг7 цементит (~15 %) формируется по всему поперечному сечению ступени толщиной 2,5 мм и на краю ступени толщиной 3,0 мм. В результате модифицирования лигатурой ФСМг9Д 30 (ВМ) в структуре ступени толщиной 2,0 мм

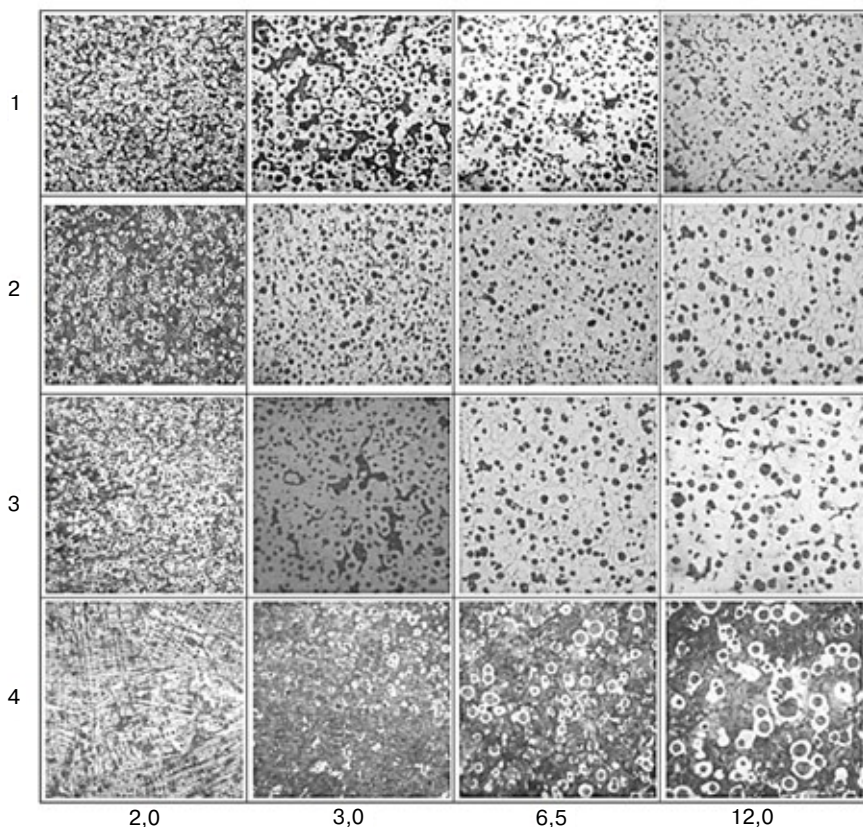


Рис. 5. Влияние магниевых лигатур на микроструктуру высокопрочного чугуна в зависимости от толщины ступеней технологической пробы

Таблица 5. Химический состав фаз лигатуры ФСМг9Д30 (ВМ)

Номер спектра	Массовая / атомная доля элемента, %								Фаза
	Si	Fe	Al	Mg	Cu	Ba	Mn	Ca	
1	45,55 42,86	0,06 0,03	–	51,42 55,90	–	0,09 0,02	–	0,01 0,01	Mg ₂ Si
2	98,09 98,37	0,36 0,18	–	1,05 1,22	0,43 0,19	–	0,06 0,03	–	Si
3	43,24 60,01	54,13 37,78	–	0,57 0,92	1,08 0,66	0,20 0,06	0,62 0,44	0,04 0,03	FeSi ₂
4	12,29 20,79	0,94 0,80	–	11,14 21,76	75,42 56,40	–	0,03 0,02	0,19 0,22	Cu-Si-Mg
5	22,36 38,62	0,77 0,66	0,94 1,70	–	59,63 45,07	6,28 2,22	0,11 0,10	6,61 8,00	Cu-Si-Ca

образовалось 40 % цементита, а в структуре ступени толщиной 3,0 мм – 20 %. При модифицировании лигатурой ФСМг9Вд5 (ВМ) в структуре ступени сечением 2,0 мм сформировался цементит в количестве 25 %. Учитывая образование отбела в тонких сечениях, другие параметры структуры отбеленных сечений в дальнейшем не рассматривались.

Показатель степени сфероидизации графита (ССГ) при модифицировании исследуемыми лигатурами находился на уровне 90-95 %. В структуре ступеней высокопрочного чугуна, наряду с включениями графита правильной шаровидной формы ШГф5, наблюдались включения неправильной шаровидной формы ШГф4.

Одним из общепринятых критериев оценки графитизирующего действия лигатур при модифицировании в форме является плотность распределения включений шаровидного графита в структуре чугуна. Модифицирование лигатурой ФСМг7(ВМ), по сравнению с остальными лигатурами, обеспечивает наиболее высокий уровень графитизации структуры тонкостенных отливок из высокопрочного чугуна. Так, при модифицировании лигатурой ФСМг7(ВМ) в структуре ступени сечением 2,0 мм количество включений шаровидного графита составило 1683 шт/мм², а в структуре ступеней толщиной 3,0-12,0 мм – 1183-785 шт/мм² соответственно (рис. 6).

Более низкое содержание кремния в лигатуре ФСМг7 приводит к формированию немного меньшего количества графитных включений – от 960 шт/мм² в сечении толщиной 3,0 мм до 724 шт/мм² для сечения 12,0 мм. При модифицировании лигатурами ФСМг9Вд5(ВМ) и ФСМг9Д30(ВМ) количество графитных включений в сечениях толщиной 3,0-12,0 и 6,5-12,0 мм составило 724-480 и 355-300 шт/мм² соответственно.

При модифицировании лигатурой ФСМг7(ВМ) в сечении 2,0 мм сформировалась перлитно-ферритная металлическая основа с 48 % феррита, а в структуре ступеней 3,0-12,0 мм – феррито-перлитная с 90-95 % феррита. В структуре ступеней, кристаллизация которых проходила без образования цементита, количество феррита в металлической основе при модифицировании лигатурой ФСМг9Вд5(ВМ) составило 90-95 %, а при модифицировании лигатурой ФСМг9Д30(ВМ), при увеличении толщины сечения, количество феррита увеличилось с 15 до 25 %. Пониженное количество включений шаровидного графита и феррита, при модифицировании лигатурой ФСМг9Д30(ВМ) обусловлено как перлитизирующим действием меди, так и невысоким содержанием кремния (41 %) в лигатуре, что снизило ее графитизирующую способность.

Влияние магниевых лигатур на твердость ступеней технологической пробы представлено на рис. 7. Твердость отливок из высокопрочного чугуна функционально связана с их структурой.

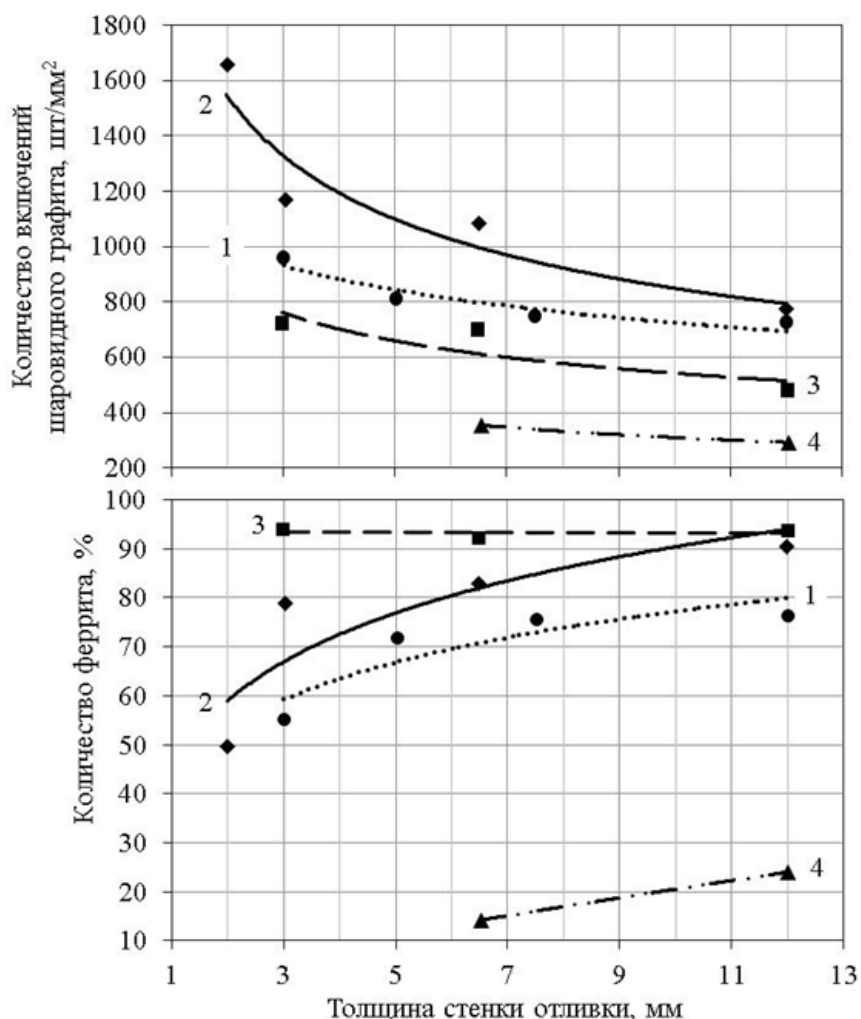


Рис. 6. Влияние толщины ступени на микроструктуру высокопрочного чугуна

С повышением уровня графитизирующего действия лигатур при модифицировании в литейной форме твердость снижается. Наиболее высокая твердость высокопрочного чугуна (~3020 МПа) наблюдается в ступени толщиной 6,5 мм при модифицировании лигатурой ФСМг9Д30(ВМ), действие которой, по сравнению с остальными лигатурами, характеризуется более низким уровнем графитизации структуры. В ступенях толщиной 12,0 мм при модифицировании исследуемыми лигатурами твердость изменялась незначительно, в пределах 2037-2147 МПа.

Данные о химическом составе, структуре и механических свойствах отливок (толщина стенки 12 мм) из высокопрочного чугуна, полученного методом модифицирования расплава в литейных формах, приведены в табл. 6. Механические свойства определялись на стандартных образцах диаметром 5,0 мм, заготовки которых вырезали из отливок.

Внутриформенное модифицирование лигатурой ФСМг7 (ВМ) обеспечивает получение механических свойств, значительно превышающих требования стандарта к марке высокопрочного чугуна ВЧ500-7. Применение лигатуры ФСМг9Вд5 (ВМ) позволяет повысить показатели прочности σ_B и $\sigma_{0,2}$ на 15 и 9 % соответственно. Внутриформенное модифицирование лигатурой ФСМг9Д30 (ВМ) с медью позволяет значительно повысить степень перехода магния в чугун отливок (на 30-40 %), активно способствует перлитизации металлической основы и увеличивает σ_B на 34, $\sigma_{0,2}$ – на 15 %, обеспечивая получение марки высокопрочного чугуна ВЧ700-2 с

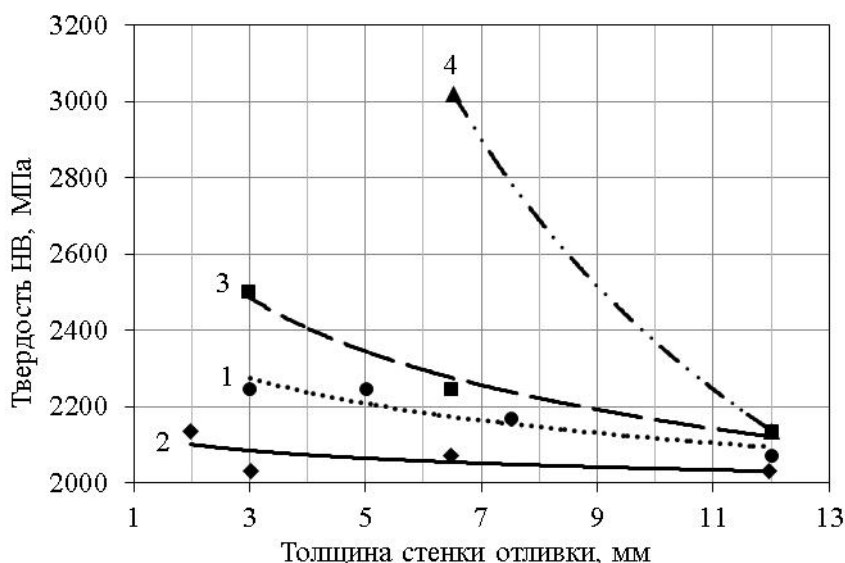


Рис. 7. Влияние толщины ступени на твердость высокопрочного чугуна

Таблица 6. Химический состав, структура и механические свойства высокопрочного чугуна, модифицированного в литейной форме исследуемыми FeSiMg лигатурами

Лигатура	Массовая доля элементов, %						Структура металлической основы	Механические свойства		
	C	Si	Mn	Mg	Cu	V		σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %
1	3,81	2,48	0,43	0,041	-	-	П30 (Ф70)	564	418	8,6
2	3,86	2,73	0,39	0,039	-	-	П20 (Ф80)	541	396	12,7
3	3,71	2,66	0,41	0,042	-	0,11	П40 (Ф60)	620	432	13,3
4	3,78	2,43	0,32	0,071	0,38	-	П70 (Ф30)	725	458	7,0

повышенным более чем в 2 раза, по сравнению с требованием стандарта, относительным удлинением. Таким образом, применение комплексных FeSiMg лигатур с улучшенной технологичностью при внутриформенном модифицировании позволяет существенно повысить механические свойства отливок из высокопрочного чугуна.

Выводы

Применение для малоинерционных процессов внутриформенного модифицирования комплексных FeSiMg лигатур, содержащих повышенное количество кремния (ФСМг7 (ВМ)), барий, ванадий, марганец (ФСМг9Вд5 (ВМ)), медь (ФСМг9Д30 (ВМ)), обеспечивает высокую степень сфероидизации графита (90-95 %), но по-разному влияет на образование цементитной фазы в структуре тонких сечений, степень графитизации и соотношение феррит/перлит в металлической основе. Модифицирование лигатурой ФСМг7 (ВМ) способствует наиболее высокому уровню графитизации и ферритизации структуры высокопрочного чугуна в тонкостенных отливках.

Внутриформенное модифицирование лигатурами ФСМг7 (ВМ) и ФСМг9Вд5 (ВМ) обеспечивает получение в литом состоянии высокопрочного чугуна с преимущественно ферритной структурой, показателями прочности (σ_B) > 500 и 600 МПа, соответственно и относительным удлинением (σ) > 12 %, что значительно превышает показатели соответствующих по прочности стандартных марок

ВЧ500-7 и ВЧ600-3 (ДСТУ 3925-99). При внутриформенном модифицировании лигатурой ФСМг9Д30 (ВМ) с высокой массовой долей меди (30-35 %) повышается усвоение магния чугуном на 30-40 %, формируется преимущественно перлитная металлическая основа, увеличиваются показатели прочности (σ_B и $\sigma_{0,2}$), соответственно на 34 и 15 %, обеспечивая получение марки высокопрочного чугуна ВЧ700-2 с повышенной более чем в 2 раза пластичностью ($\delta \geq 5\%$) в литом состоянии (без применения термической обработки).



Список литературы

1. Перспективные направления развития технологий высокопрочных и специальных чугунов / В. Б. Бубликов, Б. Г. Зеленый, А. А. Шейко и др. // Процессы литья. – 2007. – №1, 2. – С. 32-39.
2. Бубликов В. Б. Высокопрочные и специальные чугуны // Литейн. пр-во. – 2012. – №9. – С. 6-7.
3. Литовка В. И. Повышение качества высокопрочного чугуна в отливках. – Киев: Наук. думка, 1987. – 208 с.
4. Dawson J. V. Inoculating materials and procedures in the production of iron castings // Foundry Trade Journal. – 1985. – V. 158, № 3304. – P. 315-318, 320-322.
5. Лякишев Н. П. Диаграммы состояния двойных металлических систем. В 3-х томах. – М.: Машиностроение, 1996-1997.
6. Банных О. А., Будберг П. Б., Алисова С. П. Диаграммы состояния двойных и многокомпонентных систем на основе железа. – М.: Металлургия, 1986. – 440 с.
7. Кочержинский Ю. А., Кулик О. Г., Шишкин Е. А. Диаграмма состояния системы ванадий-кремний. Структура фаз, фазовые превращения и диаграммы состояния металлических систем. – М.: Наука, 1974. – С. 136-139.
8. Alloy Phase Diagrams // ASM Handbook, «ASM International». – 1992. – V. 3. – 1741 p.

Поступила 11.06.2014

**К сведению читателей
и подписчиков!**
**Телефон редакции
журнала «Процессы литья»:**
(044) 424-04-10