

УДК 669.162.275:669-154

**В. Б. Бубликов, Ю. Д. Бачинский, В. П. Латенко,
Д. Н. Берчук, В. А. Тиньков*, А. И. Хоменко**,
В. Я. Хоружий, Д. С. Козак, В. В. Суменкова**

Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины, Киев

*Институт металлофизики НАН Украины, Киев

**Институт проблем материаловедения НАН Украины, Киев

ВЛИЯНИЕ ФАЗОВОГО СОСТАВА FeSiMg ЛИГАТУР НА ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ ОТЛИВОК ИЗ ВЫСОКОПРОЧНОГО ЧУГУНА

Установлено качественное и количественное различие фазового состава 4-х разновидностей FeSiMg лигатур, содержащих от 6,5 до 9,4 %мас. Mg, используемых для получения высокопрочного чугуна. Проведено сравнительное исследование модифицирующей способности исследуемых лигатур в условиях внутриформенного модифицирования расплава. Показано, что все лигатуры обеспечивают высокую степень сфероидизации включений графита. По предотвращению образования цементита в структуре тонкостенных отливок лучшей является FeSiMg лигатура с содержанием в ней 2,4 %мас. Ca.

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

Встановлено якісну та кількісну відмінність фазового складу 4-х різновидів FeSiMg лігатур, які містять від 6,5 до 9,4 %мас. Mg, використовуваних для отримання високоміцного чавуну. Проведено порівняльне дослідження модифікуючої здатності досліджуваних лігатур в умовах внутрішньоформового модифікування розплаву. Показано, що всі лігатури забезпечують високий ступінь сфероїдизації включень графіту. По попередженню утворення цементиту в структурі тонкостінних виливків кращою є FeSiMg лігатура з вмістом в ній 2,4 %мас. Ca.

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

Qualitative and quantitative distinction of phase composition of 4 kinds of FeSiMg master alloys, containing from 6,5 to 9,4 %wt. of Mg, used in production of ductile cast iron is established. Comparative research of modifying ability of investigated master alloys in the conditions of in-mould melt modifying is carried out. It is shown that all master alloys provide high degree of graphite inclusions spheroidization. On prevention of cementite formation in structure of thin-wall castings the best is FeSiMg master alloy with the content of 2,4 %wt. of Ca.

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

Постановка проблемы

В машиностроении широко применяется высокопрочный чугун с шаровидным графитом, который получают обработкой (модифицированием) расплава магнием. Температура плавления магния составляет 657 °С, кипения – 1102 °С. Магний при вводе в жидкий чугун плавится и переходит в пар, что сопровождается пироэффектом, обусловленным окислением выходящего из чугуна пара магния кислородом атмосферы, и образованием значительного количества дыма. Для улучшения условий проведения операции модифицирования, уменьшения пироэффекта и дымовыделения магний вводят в чугун в составе специально выплавляемых лигатур **NiMg, CuMg, FeSiMg, FeSiMgCa** и др. **В настоящее время для получения чугуна с шаровидным графитом широко применяются относительно дешевые FeSiMg (ФСМг) лигатуры с содержанием от 3 до 10 % Mg, которые практически вытеснили более дорогие лигатуры, выплавляемые на основе никеля и меди. В технологиях внутриформенного и ковшового модифицирования применяют главным образом FeSiMg лигатуры с 6-7 % Mg [1].**

Практикой установлено, что **FeSiMg лигатуры примерно с одинаковым содержанием магния (в пределах одной стандартной марки), но разных производителей, могут значительно отличаться влиянием на такие параметры структуры отливок, как степень сфероидизации графита, количество графитной фазы, плотность распределения включений шаровидного графита, наличие цементитной фазы, соотношение феррит/перлит в металлической основе и др. Полученная в отливках структура, в свою очередь, влияет на величину показателей механических свойств, обрабатываемость резанием на станках, определяет необходимость проведения термической обработки [2]. Различная модифицирующая способность FeSiMg лигатур обусловлена их металлургической наследственностью, определяемой используемыми шихтовыми материалами, наличием демодифицирующих элементов (кислород, сера, титан и др.), режимами плавки и разливки, условиями кристаллизации, скоростью охлаждения. С повышением толщины слитков лигатуры увеличивается их химическая неоднородность. Так, количество более легких магнийсодержащих фаз в верхней части слитков может быть значительно больше, чем в нижней. С увеличением макронеоднородности по составу повышается вероятность того, что в конкретной порции дробленой лигатуры содержание химических элементов, в частности магния, может оказаться как значительно меньше нижнего регламентированного предела, так и больше верхнего.**

Для повышения модифицирующей способности в состав лигатур наряду с магнием могут также быть введены кальций, РЗМ, барий и другие химические элементы [3- 5]. В результате магниевые лигатуры могут значительно отличаться по фазовому составу и микроструктуре, что влияет на механизм дробления, определяющий как выход заданного фракционного состава, так и условия плавления и растворения в расплаве чугуна [6]. Кинетика перехода магния и других химических элементов из лигатуры в чугун в значительной мере определяет результативность модифицирования, особенно внутриформенного, осуществляемого непосредственно в литейных формах в процессе их заливки [7]. Для более объективной оценки качества FeSiMg лигатур наряду с контролем соответствия химического состава, указанного в сертификате производителя, целесообразно проводить исследования микроструктуры и фазового состава.

Анализ последних исследований и публикаций

В системе Fe-Mg-Si не существует тройных фаз. Согласно работе [8], при температуре несколько выше 1085 °С протекает перитектическая реакция



Образующееся соединение Mg_2Si содержит примерно 66,7 % мас. Mg и

33,3 %мас. Si. Присутствующие в составе ФСМг двойные фазы FeSi и FeSi₂ растворяют при 800 °С до 0,03 и 0,05 %мас. Mg соответственно. Растворимость железа в Mg₂Si при 800 °С достигает 0,3 %мас. Двойная фаза Fe₅Si₃ растворяет до 0,5 и 1,1 %мас. Mg при 800 и 1000 °С соответственно. Растворимость кремния в (Mg) составляет менее 0,1 %мас. Растворимость же магния в (Si) практически отсутствует [9]. В двойной системе Mg-Si соединение Mg₂Si образует с кремнием эвтектику Mg₂Si+Si при 940 °С. Концентрация кремния в эвтектике составляет 54 %ат. В двойной системе по перитектоидной реакции при 805 °С образуется еще одно соединение – MgSi, концентрация кремния в котором составляет примерно 50 %ат. Структура тройного сплава Fe-Mg-Si при температуре меньше 945,6 °С в соответствии со схемами реакций [8] должна состоять из следующих фаз: βFeSi₂, Mg₂Si, (Si).

Большая часть стандартизованных ферросилиций-магниевых (ФСМг) лигатур содержит 40-50 %мас. Si. Считается, что если содержание кремния в лигатуре ниже 43 %мас., то его может не хватить для формирования силицидов модифицирующих элементов (Mg, Ca, PЗМ, Ba и др). Силициды – единственные стабильные соединения Mg, Ca, Ba, PЗМ в сплавах на основе ферросилиция. Небольшое количество свободной фазы кремния в микроструктуре лигатур ФСМг свидетельствует об определенном его избытке [10].

Химическая активность Mg₂Si в контакте с жидким чугуном по сравнению с металлическим магнием значительно меньше. При растворении Mg₂Si в расплаве чугуна определенная часть магния испаряется, но с меньшей интенсивностью, чем металлический магний. Для снижения химической активности (пироэффекта и дымовыделения) в FeSiMg лигатуру вводится кальций, что уменьшает интенсивность реакционного взаимодействия с расплавленным чугуном, улучшает усвоение магния, повышает эффективность модифицирования [3, 10]. Для нейтрализации в чугуне возможных примесей демодифицирующих элементов в состав ФСМг лигатур вводят 0,8-2,0 %мас. PЗМ. Применяются также лигатуры марки ФСМг7 с лантаном [11].

В работе [6] обсуждается вопрос окисленности магния в FeSiMg лигатурах и ее влияние на результаты сфероидизирующей обработки при получении высокопрочного чугуна. Установили, что повышение степени окисленности магния в лигатуре выше определенного уровня может негативно влиять на эффективность внутриформенного модифицирования. В то же время результаты ковшового модифицирования менее чувствительны к степени окисленности лигатуры. Несмотря на неоднозначность полученных в работе [6] результатов, очевидно, что с повышением степени окисленности магния в лигатуре увеличивается вероятность дополнительного загрязнения чугуна неметаллическими включениями. Если достаточно значительная часть магния находится в составе оксидов, то снижается модифицирующая способность лигатуры. Однако, экспериментально установленное (и трактуемое авторами как положительный результат) влияние высокой степени окисленности магния в лигатуре на увеличение предела прочности при растяжении с 500 до 600 МПа в высокопрочном чугуне, модифицированном в ковше, по нашему мнению, свидетельствует также о значительном снижении графитизирующей способности модифицирования.

Выделение нерешенной части проблемы

Многочисленные исследования взаимосвязи химического состава FeSiMg лигатур с параметрами структуры отливок из высокопрочного чугуна не дают ответ на вопрос – почему применяемые на практике лигатуры с идентичным содержанием в них магния порой дают неудовлетворительные результаты модифицирования. Это наблюдается эпизодически при смене производителя, партий поставки, а иногда и в пределах одной партии поставленной лигатуры [6]. Вероятной причиной может быть различие в фазовом составе, которое обусловлено особенностями технологий, используемой шихты, методами и режимами получения и кристаллизации расплава,

Кристаллизация и структурообразование сплавов

скоростью охлаждения затвердевшей лигатуры и другими факторами. Нельзя исключить и возможные нарушения технологического процесса.

Различие качественного и количественного фазовых составов лигатур влияет на изменение условий плавания и степень перехода магния и других химических элементов в чугун и может стать причиной неудовлетворительного модифицирования. С учетом вышеизложенного представляется актуальным проведение системного исследования микроструктуры и фазового состава **FeSiMg лигатур различных производителей** как основополагающего фактора для развития работ по созданию более эффективных модификаторов с управляемой кинетикой (скоростью) их плавания в железоуглеродистых расплавах.

Цель и методика исследований. Целью работы являлось исследование фазового состава FeSiMg лигатур и его влияние на формирование структуры тонкостенных отливок из высокопрочного чугуна.

Исследовали 4 состава FeSiMg лигатур, применяемых для модифицирования при производстве высокопрочного чугуна с шаровидным графитом (табл. 1).

Таблица 1. Химический состав исследованных FeSiMg лигатур

Лига-тура	Массовая доля элементов, %				
	Mg	Ca	PЗМ	Si	Fe
1	6,87	0,58	0,85	46,3	остальное
2	6,62	2,40	0,45	49,6	"-
3	7,49	0,45	0,72	55,3	"-
4	9,40	0,40	-	41,2	"-

Микроструктуру и фазовый состав лигатур исследовали на сканирующем электронном микроскопе JSM 6490LV. Часть исследований была выполнена на рентгеновском электронном микроанализаторе РЭММА-102. На основе результатов микрорентгеноспектрального анализа идентифицировали фазы, наблюдаемые в микроструктуре лигатур. Методом количественного металлографического анализа определяли площадь, занимаемую в микроструктуре каждой из фаз. Для

расчетов использовали двумерный фактор формы Φ_2 , обусловленный величиной отношения периметра круга, равновеликого площади рассматриваемой фигуры, к периметру этой фигуры [12]. Двумерный фактор формы Φ_2 определяется выражением

$$\Phi_2 = 2\sqrt{\pi F} / P = 3,545\sqrt{F} / P,$$

где F – площадь фигуры; P – периметр фигуры.

Сравнительное испытание модифицирующей способности исследованных составов лигатур проводили в условиях внутриформенного модифицирования расплава по методике, изложенной в работе [13]. Чугун плавил в индукционной печи емкостью 10 кг. Шихта состояла из заготовок, отлитых из переплава чушкового передельного чугуна (50 %), и возврата высокопрочного чугуна (50 %). Химический состав шихтового чугуна следующий (%мас.): 4,12 C; 0,95 Si; 0,25 Mn; 0,026 S; 0,055 P. Содержание кремния в высокопрочном чугуне варьировалось в пределах $2,75 \pm 0,20$ %. Модифицирование проводили в расположенной в отдельной форме литниково-модифицирующей системе, состоящей из стояка, реакционной камеры и шлакоуловителя, соединенных литниковыми каналами. Расход лигатуры составлял 1,2 % от массы заливаемого расплава. Модифицированный в реакционной камере расплав из шлакоуловителя через вертикальный сливной канал поступал в стояк нижерасположенной формы для отливки технологической ступенчатой пробы с толщиной сечений на модели 2,5; 3,0; 5,0; 10,0 и 15,0 мм. Ступенчатая поверхность технологической пробы при заливке находилась сверху. Жидкий металл поступал в торец ступени толщиной 15 мм, что обеспечивало последовательное

заполнение ступеней, начиная от наиболее удаленной от стояка ступени толщиной 2,5 мм. Перед проведением металлографического анализа измеряли фактическую толщину вырезанных из ступенчатой пробы образцов в месте, подготовленном для исследования. Металлографический анализ проводили в поперечных сечениях ступеней от их центра до боковой наружной поверхности. Графики, описывающие влияние исследованных лигатур на параметры структуры, строили по результатам металлографического анализа в центре ступеней.

Анализ полученных данных, обоснование научных результатов

Исследованные **FeSiMg** лигатуры по химическому составу (см. табл. 1) существенно различались по содержанию магния (лигатура 4) и кальция (лигатура 2). В составе лигатуры 4 не было PЗМ. Лигатуры также значительно различались содержанием кремния – от 41,2 в лигатуре 4 до 55,3 %мас. в лигатуре 3. Соответственно с уменьшением содержания кремния в лигатурах возрастало содержание железа.

В микроструктуре лигатуры 1 наблюдаются четыре основные фазы (рис. 1, табл. 2). Лебоит (FeSi_2) занимает почти 60 % площади микроструктуры. В лебоите в виде светлых пятен наблюдается фаза FeSi , кристаллизация которой в соответствии с диаграммой состояния системы Fe-Si [9] начинается при более высокой температуре по сравнению с лебоитом. Большая часть магния сосредоточена в фазе черного цвета, представляющей собой силицид магния Mg_2Si , количество которого в микроструктуре составляет около 25 %. Четвертая фаза является сложным силицидом, в состав которого наряду с кремнием входят PЗМ, магний и кальций. Количество этой фазы составляет 2,9 %. В составе фаз лигатуры 1 имеется небольшое количество примесных элементов – марганца в железокремнистых фазах (0,41 %мас. в FeSi_2 и 0,67 %мас. в FeSi) и меди в фазе Si-PЗМ-Ca-Mg.

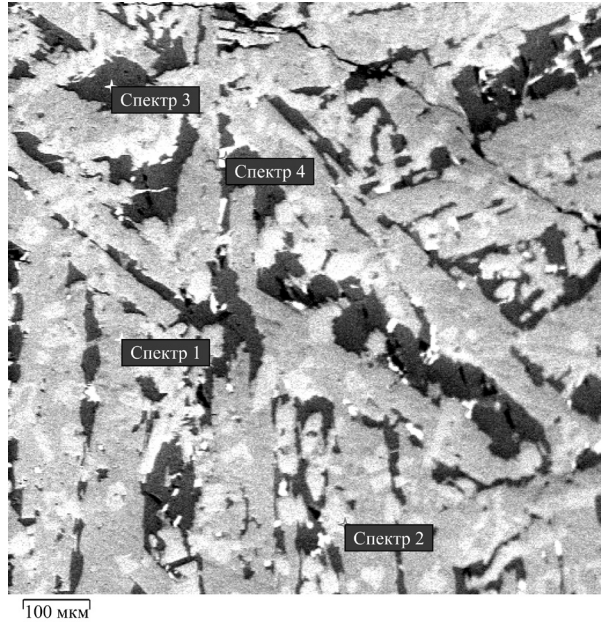


Рис. 1. Микроструктура лигатуры 1

Микроструктура лигатуры 2 состоит из 5-ти фаз (рис. 2, табл. 3). Две из них – силициды железа FeSi_2 и FeSi . Магний находится в трех фазах: Mg_2Si ,

Таблица 2. Химический состав фаз лигатуры 1

Номер спектра	Фаза	Количество, %	Химический состав, %мас. / %ат.					
			Si	Fe	Mg	Ca	PЗМ	Cu
1	FeSi_2	58,97	45,52	54,07	-	-	-	-
			62,42	37,29				
2	FeSi	13,55	27,97	71,36	-	-	-	-
			43,57	55,90				
3	Mg_2Si	24,58	36,00	2,78	61,22	-	-	-
			33,28	1,31	65,41			
4	Si-PЗМ-Ca-Mg	2,90	21,91	-	4,77	11,20	57,80	3,69
			44,87		11,28	16,07	23,78	3,34

Таблица 3. Химический состав фаз лигатуры 2

Номер спектра	Фаза	Количество, %	Химический состав, %мас. / %ат.				
			Si	Fe	Mg	Ca	PЗМ
1	FeSi ₂	63,91	46,37	53,06	0,58	–	–
			62,90	36,20	0,90		
2	FeSi	17,51	28,37	71,47	0,15	–	–
			44,00	55,73	0,27		
3	Mg ₂ Si	1,92	35,30	0,63	62,06	2,01	–
			32,47	0,29	65,94	1,30	
4	Si-Ca-Mg	16,58	29,12	0,46	17,47	52,95	–
			33,61	0,27	23,30	42,82	
5	Si-PЗМ-Ca-Mg	0,09	23,72	1,43	1,18	8,42	65,26
			52,97	1,61	3,04	13,17	29,20

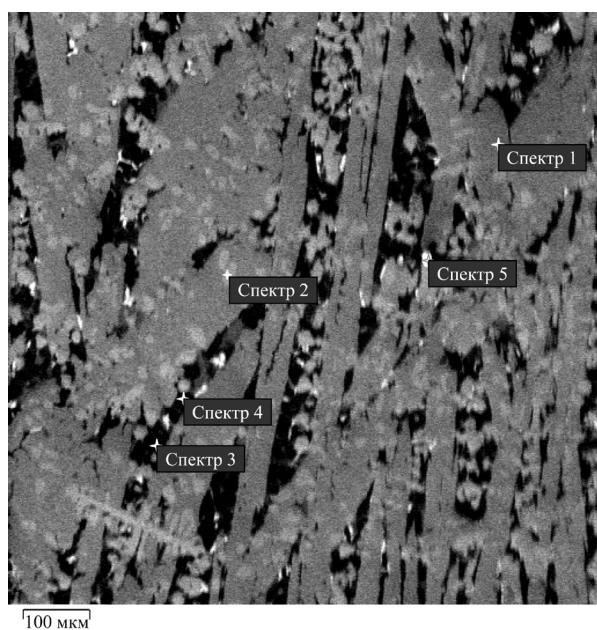


Рис. 2. Микроструктура лигатуры 2

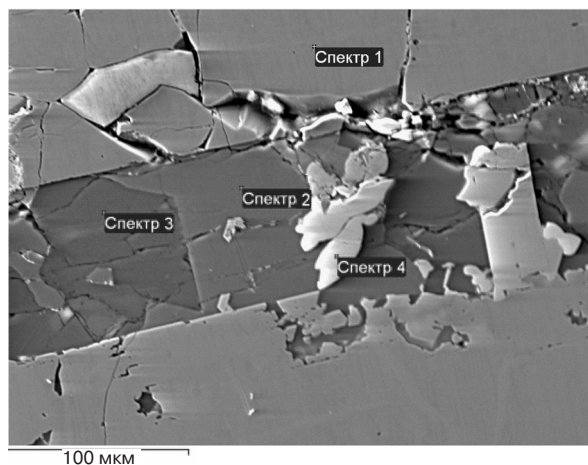


Рис. 3. Микроструктура лигатуры 3

Si-Ca-Mg и Si-PЗМ-Ca-Mg. Высокое содержание кальция в лигатуре 2 проявилось в формировании фазы Si-Ca-Mg, занимающей около 17 % площади. В этой фазе сосредоточена большая часть магния. Площадь силицида магния в микроструктуре составляет около 2 %, еще меньшую площадь занимает PЗМ-содержащая фаза Si-PЗМ-Ca-Mg.

В микроструктуре лигатуры 3 (рис. 3, табл. 4) фазы ферросилиция представлены лебоитом и кремнием в количестве около 50 и 25 % соответственно. Наличие в лигатуре кремния в виде отдельной фазы свидетельствует о применении в шихте при выплавке ферросилиция с высоким содержанием кремния марок ФС65 или ФС75. Третьей фазой является силицид магния Mg₂Si, четвертой – PЗМ-содержащая фаза Si-PЗМ-Ca. В составе лигатуры в небольшом количестве обнаружены примесные элементы – фосфор (~0,26 %мас.) в составе фазы Mg₂Si и медь (~4,84 %мас.), никель (~0,59 %мас.), фтор (~0,82 %мас.) в составе фазы Si-PЗМ-Ca.

PЗМ в составе лигатур 1, 2, 3 представлены элементами, входящими в состав цериевого мишметалла Ce, La, Nd, Pr (табл. 5).

Микроструктура лигатуры 4 (рис. 4, табл. 6) состоит из четырех основных фаз: две из них (FeSi₂ и

Таблица 4. Химический состав фаз лигатуры 3

Номер спектра	Фаза	Количество, %	Химический состав, %мас. / %ат.					
			Si	Fe	Al	Mg	Ca	PЗМ
1	FeSi ₂	49,68	54,15	45,70	0,15	–	–	–
			70,05	29,74	0,21			
2	Si	24,69	100,00	–	–	–	–	–
			100,00					
3	Mg ₂ Si	23,21	33,84	0,18	–	65,72	–	–
			30,74	0,08		68,96		
4	Si-PЗМ-Ca	2,42	29,07	–	0,68	–	7,51	56,48
			59,15		1,42		10,53	22,63

Таблица 5. Химический состав PЗМ в PЗМ-содержащих фазах исследованных FeSiMg лигатур

Лигатура	Массовая доля элементов, %мас. / %ат.			
	Ce	La	Nd	Pr
1	23,00	30,00	0,80	4,00
	9,50	12,30	0,32	1,60
2	35,00	20,40	6,30	3,50
	15,70	9,20	2,80	1,60
3	33,70	15,51	6,90	–
	13,50	6,50	2,70	

FeSi) относятся к системе Fe-Si; третьей является силицид магния Mg₂Si; четвертая Mg-Si-O наряду с магнием и кремнием содержит кислород. Соотношение магния и кремния в этой фазе примерно соответствует соединению Mg₂Si. В составе фазы FeSi лигатуры 4 присутствуют в небольшом количестве примесные химические элементы – хром (0,82 %мас.) и марганец (0,45 %мас.).

Среди исследованных лигатура 4 отличается наименьшим содержанием кремния, максимальным (~34 %) количеством фазы Mg₂Si и наличием фазы Mg-Si-O с содержанием кислорода 15,58 %мас. Высокая степень окисленности лигатуры 4, видимо, является следствием несовершенства технологических приемов ввода магния и разливки лигатуры.

Модифицирующую способность исследованных FeSiMg лигатур оценивали в условиях внутрiformенного модифицирования по их влиянию на формирование микроструктуры высокопрочного чугуна в зависимости от скорости охлаждения, определяемой толщиной ступеней технологической пробы. Металлографическим анализом определяли степень сфероидизации графита, количество структурно-свободного цементита, плотность распределения включений шаровидного графита, количество феррита и перлита в металлической матрице.

Установили, что все исследованные лигатуры обеспечивают высокую степень сфероидизации графита (ССГ более 90 % в ступенях толщиной 10 и 15 мм, 95-97 %

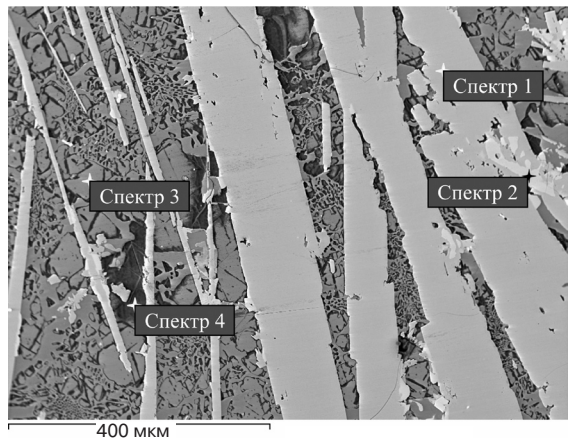


Рис. 4. Микроструктура лигатуры 4

Кристаллизация и структурообразование сплавов

Таблица 6. Химический состав фаз лигатуры 4

Номер спектра	Фаза	Количество, %	Химический состав, %мас. / %ат.				
			Si	Fe	Mg	P	O
1	FeSi ₂	42,77	$\frac{55,30}{71,10}$	$\frac{44,70}{28,90}$	–	–	–
2	FeSi	7,48	$\frac{36,48}{53,29}$	$\frac{62,42}{45,72}$	–	–	–
2	Mg ₂ Si	33,87	$\frac{34,07}{30,86}$	–	$\frac{64,85}{67,86}$	$\frac{0,57}{0,47}$	$\frac{0,51}{0,81}$
4	Mg-Si-O	15,89	$\frac{32,51}{27,09}$	–	$\frac{51,60}{49,67}$	–	$\frac{15,88}{23,24}$

– в ступенях толщиной 2,5; 3,0; 5,0 мм), но значительно отличаются влиянием на степень графитизации структуры, которую характеризуют такие ее параметры, как количество структурно-свободного цементита (или его отсутствие), плотность распределения включений шаровидного графита, количество феррита в металлической основе.

Количество цементита определяли в центре и на краю поперечного сечения каждой ступени. Влияние исследованных лигатур на количество цементита в микроструктуре ступеней технологической пробы представлено в табл. 7.

Таблица 7. Влияние FeSiMg лигатур на количество цементита в микроструктуре ступеней технологической пробы

Лига-тура	Место в поперечном сечении ступеней	Количество цементита (%) при толщине ступеней, мм		
		2,5	3	5
1	середина	15	-	-
	край	15	15	12
2	середина	-	-	-
	край	-	-	-
3	середина	15	-	-
	край	15	12	-
4	середина	15	12	7
	край	15	12	12

По способности предотвращать образование метастабильной фазы (цементита) при кристаллизации лучшей является лигатура 2, при модифицировании которой структурно-свободный цементит не образуется даже в ступени толщиной 2,5 мм, заполняемой наиболее охлажденной в процессе движения по литейной форме порцией расплава.

Второе место занимает лигатура 3, при модифицировании которой цементит (примерно 15 %) формируется по всему поперечному сечению ступени толщиной 2,5 мм, а также на краю ступени толщиной 3,0 мм. На третьем месте находится лигатура 1, влияние которой на образование цементита в ступенях толщиной 2,5 и 3,0 мм подобно влиянию лигатуры 3, за исключением того, что цементит (12 %) присутствует также в микроструктуре края ступени толщиной 5,0 мм. Наиболее высокая склонность высокопрочного чугуна к образованию цементита зафиксирована при модифицировании лигатурой 4 – цементит имеется по всему сечению ступеней толщиной 2,5; 3,0 и 5,0 мм.

Сравнительное испытание лигатур показало, что максимальная степень графитизации структуры достигается при модифицировании лигатурой 2, в которой

высокое содержание кальция и почти весь магний сосредоточены в тройной фазе Si-Ca-Mg, тогда как в остальных трех лигатурах преобладающая часть магния находится в составе фазы Mg_2Si . В результате модифицирования лигатурой 2 при кристаллизации технологической пробы цементит не образуется даже в ступени толщиной 2,5 мм, охлаждающейся с максимально высокой скоростью ($10,5\text{ }^{\circ}C/c$) в интервале температур от начала эвтектической кристаллизации до завершения эвтектоидного превращения. При таких условиях кристаллизации формируется наибольшее количество включений шаровидного графита, а при эвтектоидном превращении образуется максимальное количество феррита (рис. 5).

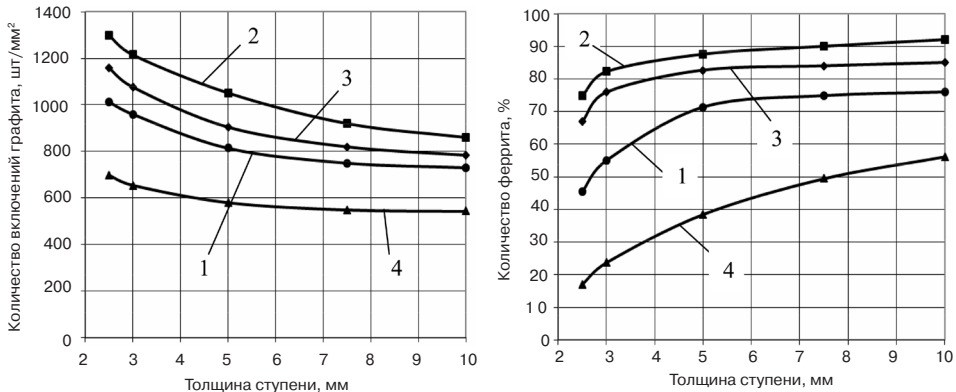


Рис. 5. Влияние FeSiMg лигатур на количество включений графита и количество феррита в микроструктуре высокопрочного чугуна в зависимости от толщины ступеней технологической пробы: 1 – лигатура 1; 2 – лигатура 2; 3 – лигатура 3; 4 – лигатура 4

По мере увеличения в структуре количества цементита при модифицировании лигатурами 3; 1; 4 соответственно уменьшается количество включений шаровидного графита и количество феррита в металлической основе ступеней технологической пробы. Контрастно низкую графитизирующую способность лигатуры 4 можно объяснить, в первую очередь, наличием в структуре примерно 16 % фазы Mg-Si-O, содержащей 23,2 %ат. кислорода, а также высоким содержанием магния (соответственно максимальным для исследованных лигатур количеством фазы Mg_2Si), низким содержанием кремния (соответственно минимальным для исследованных лигатур количеством фаз $FeSi_2$ и $FeSi$), отсутствием в составе лигатуры P3M.

Выводы

Установлено значительное различие качественного и количественного фазового состава 4-х разновидностей FeSiMg лигатур с содержанием от 6,5 до 9,4 %мас. Mg. В трех из них фазы ферросилиция представлены лебоитом ($FeSi_2$) и $FeSi$, а в одной – лебоитом и кремнием. Лигатура с кальцием (2,4 %мас.) отличается от остальных наличием тройной фазы Si-Ca-Mg, в составе которой находится большая часть магния. В остальных лигатурах основная часть магния сосредоточена в фазе Mg_2Si . Лигатура с повышенным содержанием магния (9,4 %мас.) отличается наличием значительного количества фазы Mg-Si-O с содержанием 23,2 %ат. кислорода.

Исследованные лигатуры обеспечивают требуемую высокую степень сфероидизации включений графита ($\geq 90\%$) и значительно различаются влиянием на образование при кристаллизации метастабильной фазы (цементита) в структуре отливок. По графитизирующей способности лучшей является лигатура с кальцием, использование которой при модифицировании предотвращает образование цемен-

Кристаллизация и структурообразование сплавов

тита в самой тонкой ступени (2,5 мм) технологической пробы. Две другие лигатуры, аналогичные по химическому составу, но с более низким содержанием кальция (0,45 и 0,58 %мас.), характеризуются значительно меньшей графитизирующей способностью. Самая низкая графитизирующая способность (цементит по всему сечению ступеней толщиной 2,5; 3,0; 5,0 мм) у лигатуры с повышенным содержанием магния и высокой степенью окисленности.

Результаты исследования показали, что наряду с химическим составом микро-структура и фазовый состав FeSiMg лигатур относятся к числу главных факторов, определяющих эффективность процессов модифицирования в технологиях высокопрочного чугуна.



Список литературы

1. *Csonka J. M., Woods J. E.* Ductile Iron Trends: Reducing Cost, Improving Quality // *Modern Casting*. – 2002. – № 5. – P. 27-29.
2. *Бубликов В. Б., Берчук Д. Н., Ясинский А. А.* Влияние технологических факторов на формирование структуры тонкостенных отливок из высокопрочного чугуна, получаемого внутриформенным модифицированием // *Процессы литья*. – 2011. – № 3. – С. 34-44.
3. *Бубликов В. Б.* Кальций в высокопрочном чугуне // Там же. – 2007. – № 5. – С. 4-10.
4. *Суменкова В. В., Бубликов В. Б.* Влияние кальция, РЗМ, циркония в составе низкомагневых лигатур на структурообразование и механические свойства высокопрочного чугуна // Там же. – 2005. – № 2. – С. 40-44.
5. Особенности влияния основных типов магнийсодержащих модификаторов на структурообразование и механические свойства высокопрочного чугуна / В. Б. Бубликов, А. И. Великий, Н. П. Моисеева и др. // Там же. – 2001. – № 4. – С. 28-33
6. *Панов А. Г., Корниенко А. Е.* О влиянии окисленности Fe-Si-Mg лигатур на свойства ЧШГ, полученного разными методами модифицирования // *Литейщик России*. – 2010. – №1. – С. 27-34.
7. *Бубликов В. Б.* Межфазное взаимодействие при внутриформенном модифицировании чугуна // *Процессы литья*. – 1997. – № 3. – С. 39-48.
8. *Effenberg G., Ilyenko S.* Ternary Alloy Systems: Phase Diagrams, Crystallographic and Thermodynamic Data // Springer. – 2009. – V. 11. – P. 135-147.
9. *Барабаш О. П., Коваль Ю. Н.* Структура и свойства металлов и сплавов. Кристаллическая структура металлов и сплавов: Справочник. – Киев: Наук. думка, 1986. – 44 с.
10. *Скаланд Т.* Производство высокопрочного чугуна. Сравнение альтернативных методов обработки магнием на ВЧ // *Литейн. пр-во*. – 2011. – № 3. – С. 28-37.
11. *Болдырев Д. А.* Внутриформенное модифицирование чугуна магниевым модификатором с лантаном // Там же. – 2006. – № 5. – С. 10-12.
12. *Салтыков С. А.* Стереометрическая металлография. – М.: Металлургия, 1970. – 333 с.
13. 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. 28-39.

Поступила 01.12.2011