

**В. Б. Бубликов, В. П. Латенко, Ю. Д. Бачинский,
В. В. Суменкова, Е. П. Нестерук, В. А. Тиньков*,
В. Я. Хоружий, Д. С. Козак**

Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины, Киев

*Институт металлофизики НАН Украины, Киев

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ В СИСТЕМЕ «ПЛАВЯЩИЙСЯ ФЕРРОСИЛИЦИЙ-ЖИДКИЙ ЧУГУН»

Исследованы физико-химические процессы при плавлении ферросилиция марки ФС75 в жидком чугуна. В плавящемся слое ферросилиция наблюдается интенсивный встречный диффузионный перенос железа в ферросилиций и кремния в чугун, в значительной мере определяющий характер и кинетику изменения фазового состава, температуры и скорости плавления. Получены экспериментальные данные о распределении кремния в зоне контакта ферросилиция с чугуном. Проанализировано модифицирующее влияние ферросилиция на кристаллизацию чугуна.

Ключевые слова: чугун, плавление, модифицирование, ферросилиций марки ФС75, диффузия, фазовый состав.

Досліджено фізико-хімічні процеси при плавленні феросиліцію марки ФС75 в рідкому чавуні. В шарі феросиліцію, що плавиться, спостерігається інтенсивний зустрічний дифузійний перенос заліза в феросиліцій та кремнію в чавун, значною мірою визначаючий характер та кінетику зміни фазового складу, температури та швидкості плавлення. Отримано експериментальні дані про розподіл кремнію в зоні контакту феросиліцію з чавуном. Проаналізовано модифікуючий вплив феросиліцію на кристалізацію чавуну.

Ключові слова: чавун, плавлення, модифікування, феросиліцій марки ФС75, дифузія, фазовий склад.

Physical and chemical processes of ferrosilicon FeSi-75 melting in liquid cast iron are investigated. In a ferrosilicon melting layer intensive opposite diffusion transfer of iron in ferrosilicon and silicon in the cast iron appreciably defining character and kinetics of phase composition, temperature and speed of melting change is observed. Experimental data about silicon distribution in a ferrosilicon contact zone with cast iron are received. Ferrosilicon modifying action on cast iron crystallization is analysed.

Keywords: cast iron, melting, modifying, FeSi-75, diffusion, phase composition.

Постановка проблемы

Основой современных технологий получения высококачественного чугуна является модифицирование [1]. Поэтому для дальнейшего совершенствования технологий, улучшения качества и повышения свойств чугуна перспективными являются развитие научных основ процессов модифицирования и создание новых эффективных модификаторов. При модифицировании происходят нагрев, плавление, растворение, физико-химическое и химическое взаимодействие компонентов модифицирующего сплава с жидким чугуном. Модифицирование обеспечивает получение в структуре чугуна определенной формы и морфологии графитных включений, предотвращает образование отбела в охлаждающихся с высокой скоростью отливках, повышает технологичность, механические и служебные свойства литых изделий. Эффективность модифицирования в значительной мере определяется условиями растворения модифицирующих элементов в

жидком чугуна. Различие качественного и количественного фазового состава модификаторов влияет на кинетику перехода модифицирующих элементов в чугун и таким образом предопределяет результативность действия модифицирования на кристаллизацию и дальнейшее формирование структуры отливок. Самыми распространенными модификаторами чугуна являются ферросилиций и магниевые лигатуры на основе ферросилиция [2-5].

Анализ последних исследований и публикаций. Анализ сортамента модификаторов для чугуна показывает, что они производятся, главным образом, на основе ферросилиция. Графитизирующие модификаторы содержат 60-75 % Si, а сфероидизирующие графит магниевые лигатуры – 40-50 % Si [3, 4]. Наиболее распространенным графитизирующим модификатором является ферросилиций марки ФС75. Модифицирующее действие ферросилиция усиливается введением в его состав бария, кальция, стронция, РЗМ, алюминия и других активных модифицирующих элементов [1, 4-6]. К главным факторам, определяющим эффективность модифицирования, относятся теплофизические процессы, обеспечивающие расплавление модификатора [7], и протекающие параллельно физико-химические процессы переноса модифицирующих элементов в расплав чугуна [8].

В соответствии с диаграммой состояния Fe-Si [9-12] в структуре ферросилиция возможно наличие промежуточных соединений Fe_3Si , Fe_2Si , Fe_5Si_3 , $FeSi$, $FeSi_2^B$, $FeSi_2^H$, твердых растворов и кремния. Среди силицидов железа наиболее устойчива к температуре плавления фаза ϵ ($FeSi$), в которой содержится 33,2-34,2 % мас. или 49,0-50,5 ат. % Si – она существует во всем интервале температур и имеет температуру плавления 1410 °С. Соединение $FeSi_2^B$ устойчиво в диапазоне температур 955-1220 °С, а его состав близок к $FeSi_5$ [11]. Структура высококремнистого ферросилиция состоит из кристаллов кремния и эвтектики (Si + лебоит).

Выделение нерешенной части проблемы. Важнейшим показателем уровня технологии и качества тонкостенных чугунных отливок является отсутствие в их структуре цементитной фазы. Модифицирование управляет формированием структуры и свойств чугуна посредством минимизации величины интервала переохлаждения и увеличения количества центров кристаллизации графита. Важнейшей функцией модифицирования является предотвращение образования цементита в структуре тонкостенных отливок. Это достигается исключением возможности переохлаждения расплава ниже температуры образования метастабильной эвтектики (ледебурита).

Графитизирующий эффект от модифицирования ферросилицием ФС75, изготовленного разными заводами, неодинаков, что объясняется различием в содержании некоторых примесных элементов, являющихся модификаторами чугуна. Наличие в составе ФС75 таких активных модифицирующих элементов, как кальций, алюминий, титан, барий и другие может в значительной мере влиять на результативность модифицирования. Основным источником примесных элементов в ФС75 является исходное сырье. При выплавке одновременно с кремнием восстанавливаются и другие элементы, которые входят в состав ферросилиция. Алюминий, кальций, титан, фосфор, магний и некоторые другие вносятся кварцитом и золой коксика. Стальная стружка, которую используют в шихте, и частично контактные щеки, которые обычно отливают из сплавов на медной основе, служат основными источниками попадания в ферросилиций хрома, марганца, меди и сурьмы. Кроме природы сырьевых материалов на содержание примесей в ферросилиции также влияет различие в технологических приемах его выплавки и рафинирования [12, 13].

Ход эвтектической кристаллизации также зависит от способа введения модифицирующих добавок в жидкий чугун. Когда металл находится в ковше, эффект модифицирования теряется со временем. Считается, что выдержка расплава в ковше в течение 5 мин снижает эффективность модифицирования на 50 %. Принципиальное отличие внутриформенного и ковшового методов обработки расплава состоит в том,

что в первом случае реализуется эффект позднего модифицирования, когда время между модифицированием и началом кристаллизации отливок сведено к минимуму. Особенно эффективно позднее модифицирование влияет на зарождение и рост графитной фазы [6]. При вводе ферросилиция возникает термическая и химическая неоднородность в расплаве чугуна, образуются микрзоны, обогащенные кремнием. Модифицирующая способность ферросилиция повышается, если в его составе имеется небольшое количество таких активных модифицирующих элементов, как кальций, алюминий, барий, стронций, цирконий, церий и марганец [1], способствующих образованию дополнительных центров кристаллизации, что позволяет эффективно управлять величиной эвтектического переохлаждения, формированием графитной фазы и в целом структурой и свойствами чугунной отливки.

В последнее время для изготовления небольших литейных форм широко применяются высокопроизводительные автоматические линии с кратковременным циклом заливки одной формы – 5-10 с. Разрабатываемые применительно к указанным условиям процессы позднего модифицирования должны быть малоинерционными, что ставит задачу создания новых быстрорастворимых модификаторов. С учетом того, что ферросилиций является базовым сплавом для производства многих графитизирующих модификаторов и магниевых лигатур, актуальным является исследование физико-химического взаимодействия плавящегося ферросилиция с жидким чугуном, результаты которого послужат основой для создания быстрорастворимых модификаторов с повышенной модифицирующей способностью.

Цель и методика исследований. Целью работы являлось экспериментальное исследование физико-химических процессов, протекающих при модифицировании, в системе «плавящийся ферросилиций-жидкий чугун».

На первом этапе исследование фазовых изменений в плавящемся ферросилиции проводили с использованием закалочного-структурного метода. Образцы в форме прямоугольной призмы с поперечным сечением 10×10 мм с применением алмазного круга вырезали из кусков промышленного ферросилиция ФС75. К торцу образца огнеупорной обмазкой прикрепляли стальные штанги диаметром 3 мм, длиной 350 мм. Закрепленный на штанге образец погружали в нагретый до необходимой температуры жидкий чугун, находящийся в тигле выключенной индукционной электропечи емкостью 10 кг. Глубина погружения образца составляла 100 мм. После выдержки ~5 с образец извлекали из расплава чугуна и охлаждали на воздухе [14]. Исследование фазового состава плавившихся образцов ферросилиция проводили на сканирующем электронном микроскопе JSM 6490 LV.

На втором этапе для исследования переноса химических элементов в зоне контакта ферросилиция с чугуном изготавливали образцы двух типов в виде пластины размером 12×56 мм толщиной 5 мм массой ~10 г и в виде ступенчатой пластины размером 17×56 мм с толщиной ступенек 5; 3; 2 мм массой ~23 г. Указанные образцы фиксированно размещали вдоль оси цилиндрической полости диаметром 55 мм, расположенной в песчано-глинистой литейной форме. Заполнение форм с образцами ферросилиция проводили через сифонную литниковую систему жидким чугуном с температурой 1400-1420 °С. Масса цилиндрического слитка с остатком плавившегося ферросилиция составляла ~2,3 кг. Темплеты и шлифы для металлографического и микрорентгеноспектрального анализов вырезали из зон, где располагались образцы ферросилиция. Металлографический анализ структур в контактной зоне проводили на оптическом микроскопе МИМ-7. Фазовый и химический составы исследовали на рентгеновском электронном микроанализаторе РЭММА-102.

Анализ полученных данных, обоснование научных результатов. Микроструктура исходного ферросилиция ФС75 (рис. 1) состоит из двух фаз (табл. 1): крупных кристаллов кремния темного цвета и более светлого лебоита (FeSi_2).

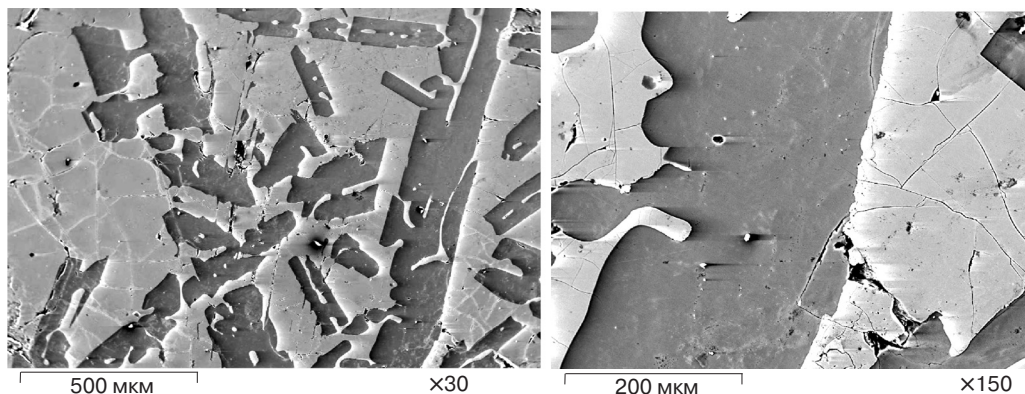


Рис. 1. Микроструктура ферросилиция ФС75

Таблица 1. Фазовый состав ферросилиция ФС75

Фаза	Химический состав, %мас. / %ат.	
	Si	Fe
Si	100/100	–
FeSi ₂	56,51/43,49	72,10/27,90

По данным микрорентгеноспектрального анализа в составе ферросилиция наряду с кремнием и железом также имеются (в %мас.): 0,32-0,42 Al; 0,26 Mn и небольшое количество бария. Согласно опубликованным вариантам диаграммы состояния Fe-Si, температура плавления кремния составляет 1414 °C (1430 °C), а лебоита – 1202 °C (1207 °C). Температурный интервал

плавления стандартного ферросилиция марки ФС75 – 1210-1315 °C [12]. По данным работы [8] температура ликвидуса, при которой начинается плавление 75%-ного ферросилиция, составляет 1360 °C.

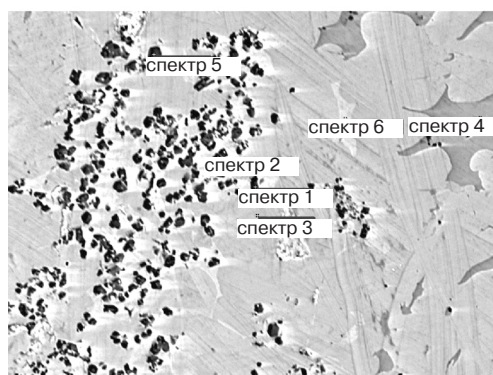
Микроструктура затвердевшего при охлаждении на воздухе плавившегося слоя образца вблизи границы с чугуном (рис. 2, табл. 2) состоит из остатков кристаллов кремния округлой формы (спектры 1 и 5), соединения FeSi (спектр 3), остатков лебоита (спектр 4), соединения Fe₂Si (спектр 6) с высоким содержанием железа (80,9 %мас.). Встречаются также похожие по цвету и форме на кремний включения черного цвета, в состав которых наряду с кремнием и железом входят примесные элементы алюминий, кальций, кислород, сера (спектр 2). В округлых включениях кристаллического кремния содержится 2,11-16,54 %мас. Fe.

Таким образом установлено, что в плавящемся слое на поверхности образца интенсивно протекают процессы переноса кремния из ферросилиция в чугун и железа – из чугуна в ферросилиций. В результате этого в плавящемся слое уменьшается количество кристаллического кремния. Большая его часть, обогащаясь железом, переходит в лебоит. Лебоит, имевшийся в структуре исходного ферросилиция, как и лебоит, образующийся из кристаллов кремния, насыщаясь железом, переходят в FeSi (ε) и далее по мере повышения содержания железа в ферросилиции последовательно образуются соединения Fe₅Si₃ (η), Fe₂Si (α'') и Fe₃Si (α'). Соединения Fe₂Si, FeSi и FeSi₂ плавятся конгруэнтно соответственно при 1210, 1410 и 1220 °C [11]. В рассматриваемом случае (см. рис. 2) микроструктура у наружной поверхности плавящегося слоя состоит, главным образом, из FeSi (ε) и округлых включений кремния в небольшом количестве. Температура плавления этих фаз составляет более 1410 °C. Ускорению процесса плавления способствует наличие в микроструктуре ферросилиция эвтектик FeSi+FeSi₂ и FeSi+Fe₂Si с температурами плавления соответственно 1215 и 1204 °C.

Микроструктура затвердевшего плавившегося слоя вблизи его границы с ферросилицием (рис. 3, табл. 3) состоит из двух основных фаз: кремния (спектр 1) и

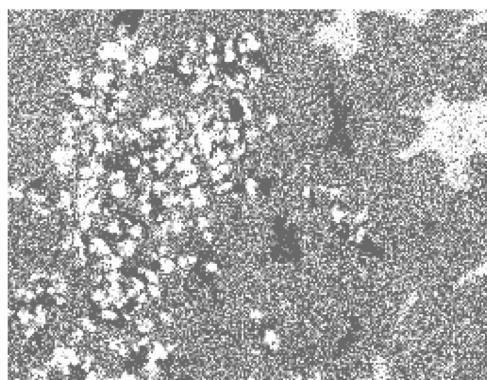
Таблица 2. Химический состав фаз в микроструктуре наружной части плавившегося слоя ферросилиция

Номер спектра	Химический состав, %мас. / %ат.								
	Si	Fe	Al	O	S	Ca	Cr	Mn	Ni
1	$\frac{83,46}{90,94}$	$\frac{16,54}{9,06}$	–	–	–	–	–	–	–
2	$\frac{86,63}{89,41}$	$\frac{9,32}{4,84}$	$\frac{0,60}{0,64}$	$\frac{2,31}{4,18}$	$\frac{0,56}{0,50}$	$\frac{0,59}{0,42}$	–	–	–
3	$\frac{33,07}{49,56}$	$\frac{66,93}{50,44}$	–	–	–	–	–	–	–
4	$\frac{52,48}{68,33}$	$\frac{46,75}{30,61}$	$\frac{0,78}{1,05}$	–	–	–	–	–	–
5	$\frac{97,48}{98,49}$	$\frac{2,11}{1,07}$	$\frac{0,41}{0,43}$	–	–	–	–	–	–
6	$\frac{17,36}{29,28}$	$\frac{80,90}{68,64}$	$\frac{0,65}{1,14}$	–	–	–	$\frac{0,25}{0,43}$	$\frac{0,49}{0,42}$	$\frac{0,35}{0,29}$
Суммарный спектр	$\frac{36,49}{53,14}$	$\frac{62,77}{45,97}$	$\frac{0,46}{0,69}$	–	–	–	–	$\frac{0,28}{0,21}$	–



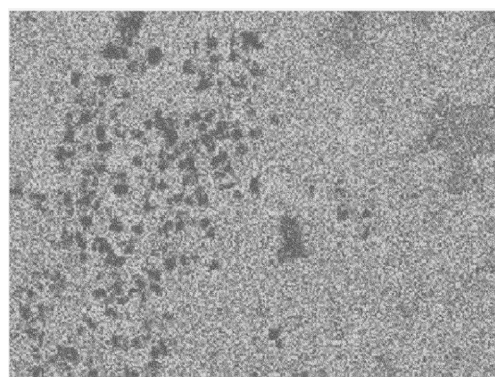
100 мкм

а



Si ka1

б



Fe Ka1

в

Рис. 2. Микроструктура плавившегося слоя ферросилиция (а) вблизи границы с чугуном, распределение в составляющих микроструктуры Si (б) и Fe (в) в рентгеновском излучении этих элементов

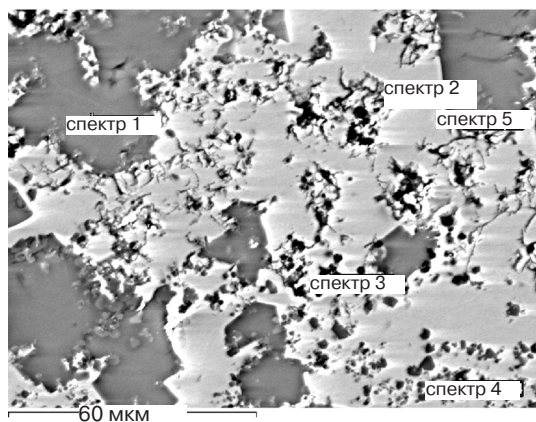


Рис. 3. Микроструктура плавившегося слоя вблизи его границы с ферросилицием

лебоита (спектр 2). Кристаллы кремния в результате встречного диффузионного переноса железа и кремния начали дробиться и приобрели округлую форму. В лебоите наблюдаются небольшие округлые включения черного цвета (спектры 3-5). Предположительно это результат начальной стадии процесса распада метастабильной модификации соединения $FeSi_2^B$ [12], образовавшейся вследствие быстрого охлаждения образца, извлеченного из жидкого чугуна. В состав включений черного цвета входят (в %мас.): 60-80 Si; 11-30 Fe; примесные элементы Al, Ca, Ti, Cu, а также кислород и сера. Таким образом, можно

предположить, что на субграницах лебоита сосредотачиваются оксиды и сульфиды примесных элементов. При этом не исключается наличие в составе включений небольшого количества оксидов железа и кремния, а также сульфидов железа.

Таблица 3. Химический состав основных фаз и включений в зоне плавления вблизи ферросилиция

Номер спектра	Химический состав, %мас. / %ат.							
	Si	Fe	Al	O	S	Ca	Ti	Cu
1	$\frac{99,52}{99,76}$	$\frac{0,48}{0,24}$	-	-	-	-	-	-
2	$\frac{55,35}{71,14}$	$\frac{44,65}{28,86}$	-	-	-	-	-	-
3	$\frac{60,08}{69,50}$	$\frac{28,98}{16,86}$	$\frac{2,57}{3,09}$	$\frac{3,20}{6,50}$	$\frac{1,20}{1,21}$	$\frac{2,44}{1,93}$	$\frac{0,45}{0,31}$	$\frac{1,09}{0,56}$
4	$\frac{52,48}{68,33}$	$\frac{46,75}{30,61}$	$\frac{0,72}{0,85}$	$\frac{1,91}{3,79}$	$\frac{0,39}{0,38}$	$\frac{0,48}{0,38}$	-	-
5	$\frac{97,48}{98,49}$	$\frac{2,11}{1,07}$	$\frac{2,74}{3,00}$	$\frac{1,80}{3,32}$	$\frac{0,93}{0,86}$	$\frac{1,99}{1,47}$	$\frac{0,62}{0,38}$	-

Образование при охлаждении в структуре плавящегося слоя образца лебоита в метастабильном состоянии также подтверждается наблюдаемой склонностью к рассыпанию плавившегося слоя в течение нескольких часов нахождения на воздухе, в то время как сердцевина образца из исходного ферросилиция не распадается (остается монолитной).

В микроструктуре плавившегося слоя ферросилиция встречаются участки графитной фазы (рис. 4, а; спектры 1 и 2) в виде округлых включений. На рис. 4, б-г представлено распределение на поверхности образца углерода, кремния, железа, полученное съемкой в рентгеновском излучении этих элементов C (K_a), Si (K_a), Fe (K_a). Наряду с углеродом в составе графитных включений присутствуют кремний, железо, алюминий, кальций, кислород (табл. 4). В небольшом количестве в микроструктуре также обнаружены включения карбида кремния SiC (спектр 3). Наличие в плавящемся слое небольшого количества SiC подтверждено также рентгенофазовым анализом на установке ДРОН-3М.

На втором этапе исследовали распределение кремния в зоне контакта образцов ферросилиция с чугуном. Для этого образцы ферросилиция в виде пластины и

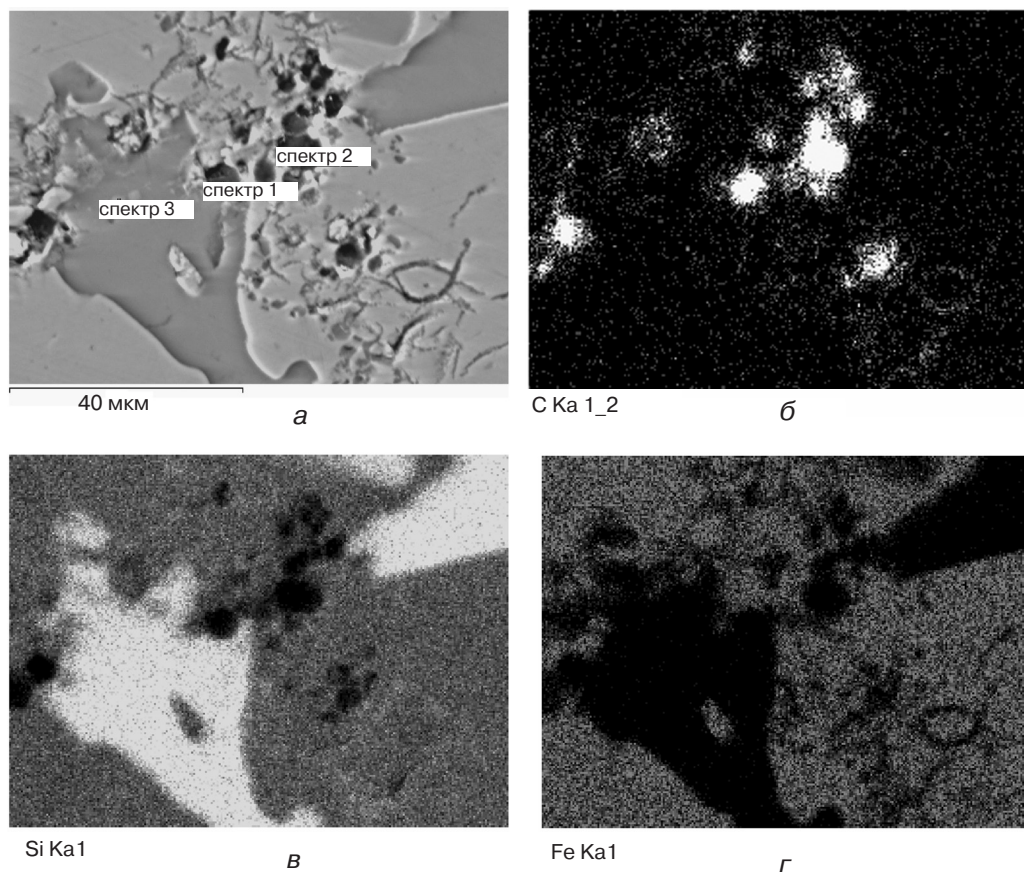


Рис. 4. Микроструктура плавившегося слоя ферросилиция с углеродсодержащими включениями (а); распределение С (б), Si (в), Fe (г) в составляющих микроструктуры

Таблица 4. Химический состав фаз, содержащих углерод, в микроструктуре плавящегося слоя ферросилиция

Номер спектра	Химический состав, %мас. / %ат.						
	C	Si	O	Fe	Al	Ca	Cr
1	91,54	6,49	1,46	0,34	0,09	0,08	–
	95,81	2,91	1,14	0,08	0,04	0,03	–
2	95,85	2,45	–	1,14	0,27	0,29	–
	98,46	1,08	–	0,25	0,12	0,09	–
3	26,67	72,89	–	0,44	–	–	–
	46,03	53,80	–	0,16	–	–	–
Суммарный спектр	–	70,37	–	28,28	–	–	0,22
		81,93		16,56			0,14

ступенчатой пластины размещали для получения цилиндрических чугуновых отливок диаметром 55 мм в литейных формах. Формы заливали чугуном с температурой 1400-1420 °С. Из представленных на рис. 5 поперечного разреза отливки с пластинной и продольного разреза отливки со ступенчатой пластиной из ферросилиция следует, что угловые части обоих образцов в результате контакта с жидким чугуном растворились. Ступенчатая пластина отклонилась от первоначального вертикального положения в литейной форме примерно на 30°, что можно объяснить



Рис. 5. Разрез чугуновых отливок с остатками образцов ферросилиция, первоначально имевших форму пластины (а), и ступенчатой пластины (б)

действием архимедовой силы, обусловленной разностью плотностей расплава чугуна ($\sim 6,8 \text{ г/см}^3$) и ферросилиция ($\sim 3,0 \text{ г/см}^3$), на образец, разогретый до температуры пластичного твердого состояния. Значительную часть в объеме остатков образцов ферросилиция занимают поры.

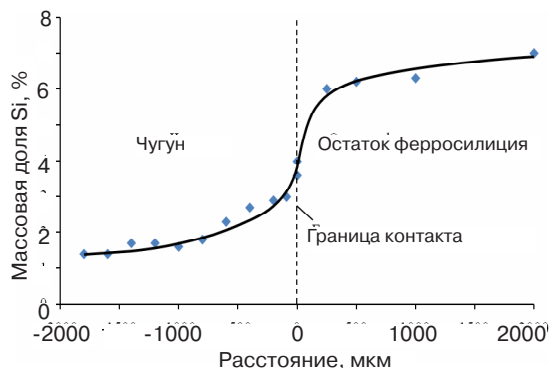


Рис. 6. Распределение кремния в зоне контакта чугуна с ферросилицием (пластина толщиной 5 мм)

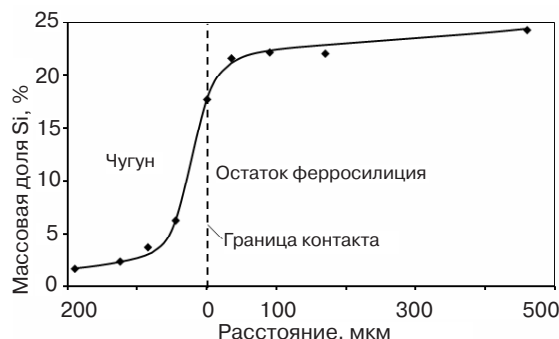


Рис. 7. Распределение кремния в зоне контакта чугуна с ферросилицием (ступенчатая пластина, толщина ступени 5 мм)

Результаты исследования распределения кремния вблизи границы контакта чугуна с образцом ферросилиция, имевшего форму пластины, представлены на рис. 6. Массовая доля кремния в остатке ферросилиция вблизи границы с чугуном составляет $\sim 6\%$, а по мере удаления от границы возрастает до $7-8\%$. Концентрация кремния на границе чугуна с ферросилицием – 4% , в приграничном слое чугуна постепенно снижается и на расстоянии 1500 мкм равна содержанию кремния в исходном чугуне ($\sim 1,5\%$).

На рис. 7 представлено распределение кремния возле границы контакта чугуна со ступенью толщиной 5 мм образца ферросилиция ступенчатой формы. Массовая доля кремния в исходном чугуне составляет $1,68\%$, на границе контакта – 17% , в центре нерастворившегося остатка ферросилиция – $\sim 24\%$, глубина зафиксированной в отливке зоны диффузии кремния из ферросилиция в чугун – 190 мкм . На расстоянии от границы с ферросилицием $45; 85; 125; 190 \text{ мкм}$ массовое содержание кремния в чугуне составляет соответственно $6,27; 3,70; 2,36$ и $1,68\%$. Таким образом,

зафиксированная в затвердевшей отливке концентрация кремния в расплаве чугуна вблизи плавящегося ферросилиция в $3-10$ раз превышает среднее содержание кремния в чугуне. Очевидно, что концентрация кремния в зонах расплава вблизи

Получение и обработка расплавов

плавящихся частиц ферросилиция в результате модифицирования жидкого чугуна может быть и более высокой.

Вследствие высокого содержания кремния в зоне чугуна, примыкающей к ферросилицию, образуется ферритная металлическая основа (рис. 8), в то время как в исходном чугуне с содержанием 1,68 % Si – перлитоферритная металлическая основа П85(Ф15), местами П92(Ф8). Остаток ферросилиция состоит преимущественно из соединения Fe_2Si и практически представляет собой высококремнистый чугун – ферросилид с твердостью 430-460 НВ [15]. Поэтому после модифицирования нельзя допускать попадания остатков плавящихся частиц ферросилиция в металл чугунных отливок, так как вследствие этого могут возникнуть большие проблемы из-за резкого ухудшения обрабатываемости резанием, снижения герметичности и конструкционной прочности тонкостенных деталей.

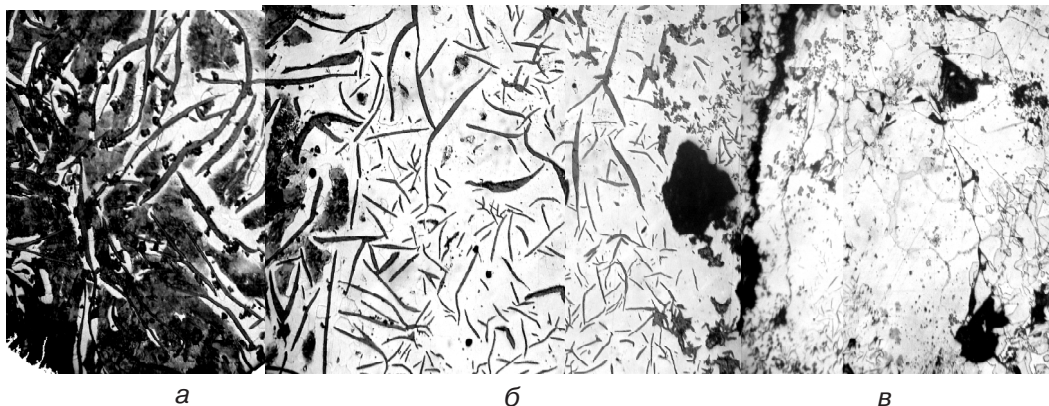


Рис. 8. Микроструктура вблизи границы контакта чугуна с ферросилицием (ступенчатая пластина, толщина пластины 5 мм): а – чугун; б – зона чугуна, обогащенная кремнием; в – остаток образца ферросилиция

Различия в концентрации кремния в зонах контакта чугуна с образцами ферросилиция в виде пластины и ступенчатой пластины можно объяснить тем, что при постоянной массе жидкого чугуна (~2,3 кг) процессы плавления и растворения ферросилиция в опыте с пластиной массой 10 г происходили существенно быстрее, чем в опыте со ступенчатой пластиной массой 23 г. Поэтому, в частности, содержание кремния в остатке ферросилиция в опытах с пластиной составляет 6-8 %, а в опыте со ступенчатой пластиной – 22-24 %.

Выводы

- Экспериментально установлено, что в плавящемся слое ферросилиция интенсивно протекают физико-химические процессы переноса железа в ферросилиций и кремния в чугун. Наиболее быстро обменные процессы протекают в зоне вблизи наружной поверхности плавящегося слоя. Обогащаясь железом, кремний ферросилиция переходит в лебоит ($FeSi_2$), а тот, в свою очередь, в $FeSi$ (ϵ). Далее, по мере повышения концентрации железа, могут образовываться Fe_5Si_3 (η), Fe_2Si (α'') и Fe_3Si (α'). Указанные фазы ферросилиция плавятся в диапазоне 1200-1410 °С и их количественное соотношение в плавящемся слое определяет температуру и скорость плавления.

Вблизи внутренней поверхности плавящийся слой состоит из двух основных фаз – кремния и лебоита. В этой зоне наблюдается дробление кристаллов кремния и округление их остатков. Соответственно увеличивается доля лебоита.

- Экспериментально зафиксированная концентрация кремния в затвердевшем чугуне вблизи плавящегося ферросилиция в 3-10 раз превышает среднюю его концентрацию в чугуне отливки.

- Показано, что основной фазой в структуре остатков, плавившихся в жидком чугуна частиц ферросилиция, является твердый раствор кремния в α -железе.
- Экспериментально установленное присутствие в плавящемся ферросилиции отдельной фазы карбида кремния (SiC), имеющего требуемые кристаллографические характеристики для гетерогенного зарождения центров кристаллизации графита, и образование в расплаве чугуна обогащенных кремнием микрообъемов, в которых кремний вытесняет растворенный углерод, увеличивая его флуктуационную активность, способствуют образованию дополнительных центров кристаллизации графита и ускоренному их росту при затвердевании модифицированного чугуна.



Список литературы

1. Пирс Дж. Модифицирование чугунов. Практика и исследования // *Металлургия машиностроения*. – 2008. – № 3. – С. 20-25.
2. Дынин А. Я. Компания НПП – 10 лет непрерывного роста! // *Литейн. пр-во*. – 2006. – № 5. – С. 6-8.
3. Давыдов С. В. Новые технологии модифицирования чугунов // *Металлургия машиностроения*. – 2010. – № 3. – С. 8-13.
4. Андреев В. В., Капустина Л. С. Роль активных элементов в повышении эффективности графитизирующих модификаторов // *Литейн. пр-во*. – 2006. – № 4. – С. 18-20.
5. Csonka J. M. Hickman and Other. Ductile Iron Trends: Reducing Cost, Improving Quality // *Modern Casting*. – 2002. – № 5. – P. 27-29.
6. Бубликов В. Б., Берчук Д. Н. Повышение степени модифицирования высокопрочного чугуна // *Металлургия машиностроения*. – 2006. – № 5. – С. 31-35.
7. Теплофизика взаимодействия модификаторов с жидким чугуном / Н. И. Тарасевич, В. Б. Бубликов, И. В. Корниец, В. В. Суменкова, Е. П. Нестерук // *Процессы литья*. – 2007. – № 6. – С. 39-46.
8. Верховлюк А. М. Кинетические особенности растворения твердых материалов в расплавах на основе железа // *Там же*. – 2004. – № 3. – С. 10-20.
9. Гасик М. И., Лякишев Н. П., Емлин Б. И. Теория и технология производства ферросплавов. – М.: *Металлургия*, 1988. – 784 с.
10. Банных О. А., Будберг П. Б., Алисова С. П. Диаграммы состояния двойных и многокомпонентных систем на основе железа. – М.: *Металлургия*, 1986. – 231 с.
11. Барабаш О. П., Коваль Ю. Н. Структура и свойства металлов и сплавов. Кристаллическая структура металлов и сплавов: Справочник. – Киев: *Наук. думка*, 1986. – 598 с.
12. Гасик Л. Н., Игнатъев В. С., Гасик М. И. Структура и качество промышленных ферросплавов и лигатур. – Киев: *Техніка*, 1975. – 151 с.
13. Єременко А. П. Підвищення ефективності графітузуючого модифікуванню високоміцного чавуну: Автореф. дис. . . . канд. техн. наук. – Київ, 1999. – 20 с.
14. Экспериментальное определение скорости растворения ферросилиция ФС75 в жидком чугуна / В. Б. Бубликов, В. П. Латенко, Е. П. Нестерук, В. В. Суменкова // *Процессы литья*. – 2008. – № 6. – С. 27-31.
15. Справочник по чугуна литью / Под ред. Н. Г. Гиршовича. – Л.: *Машиностроение*, 1978. – 758 с.

Поступила 10.05.2011