
ПОЛУЧЕНИЕ И ОБРАБОТКА РАСПЛАВОВ

УДК 669.162.275:669-154

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

Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины, Киев

*Институт проблем материаловедения НАН Украины, Киев

**Институт металлофизики НАН Украины, Киев

ИЗМЕНЕНИЕ ФАЗОВОГО СОСТАВА ФЕРРОСИЛИЦИЙ- МАГНИЕВОЙ ЛИГАТУРЫ ФСМ₇ В ПРОЦЕССЕ ЕЕ ПЛАВЛЕНИЯ В ЖИДКОМ ЧУГУНЕ

Приведены результаты исследования процесса плавления ферросилициймагниевоы лигатуры ФСМ₇ в жидком чугуне. Установлено, что в плавящемся слое ферросилициймагниевоы лигатуры наблюдается интенсивный перенос кремния и магния в чугун, а железа – в лигатуру. Показано, что массообменные процессы оказывают решающее влияние на изменение фазового состава, температуру и скорость плавления лигатуры. Получены экспериментальные данные о распределении химических элементов в зоне контакта лигатуры с чугуном.

Ключевые слова: чугун, магниевоы лигатура, фазовый состав, плавление, диффузия.

Наведено результати дослідження процесу плавлення ферросиліціймагнієвоы лігатури ФСМ₇ в рідкому чавуні. Встановлено, що в шарі ферросиліціймагнієвоы лігатури, що плавиться, спостерігається інтенсивний перенос кремнію і магнію в чавун, а заліза – в лігатуру. Показано, що масообмінні процеси справляють вирішальний вплив на зміну фазового складу, температуру і швидкість плавлення лігатури. Отримано експериментальні дані про розподіл хімічних елементів в зоні контакту лігатури з чавуном.

Ключові слова: чавун, магнієвоы лігатура, фазовий склад, плавлення, дифузія.

Results of research of process of ferrosilicon-magnesium master alloy Mg₇-FeSi melting in liquid cast iron are presented in the article. It is established that in a melting layer of a ferrosilicon-magnesium master alloy intensive transfer of Si and Mg to cast iron and Fe in a master alloy is observed. It is shown that mass-exchange processes make decisive influence on change of phase structure, temperature and speed of melting of master alloy. Experimental data about distribution of chemical elements in a contact zone of master alloy with cast iron are received.

Keywords: cast iron, magnesium master alloy, phase composition, melting, diffusion.

Постановка проблеми.

Одной из особенностей высокопрочного чугуна с шаровидным графитом является возможность в широких пределах изменять структуру металлической

основы, определяющей уровень механических и эксплуатационных свойств. Основной технологической операцией получения отливок из высокопрочного чугуна, удовлетворяющего требованиям стандартов, является модифицирование, которое направлено на достижение двух основных целей: получение шаровидной формы графита и предотвращение образования структурно-свободного цемента. Шаровидный графит в чугуне можно получить в результате обработки расплава присадками, содержащими магний, кальций, церий, иттрий, неодим, празеодим и другие РЗМ, но магний является обязательным компонентом практически всех применяемых в промышленности сфероидизирующих модификаторов [1-3]. В настоящее время в мире производится большое количество различных по химическому составу сфероидизирующих магниевых лигатур для получения высокопрочного чугуна.

Увеличение производства высококачественных чугунных отливок в определенной мере сдерживается по причине недостаточно высокого качества модификаторов для сфероидизирующей и графитизирующей обработки расплава. Из-за значительного колебания содержания магния и других модифицирующих элементов в составе лигатур и ферросплавов снижается стабильность результатов модифицирования. Применение некоторых видов ферросплавов для модифицирования затруднено из-за их низкой растворимости в чугуне и образования шлака с высоким содержанием тугоплавких оксидов, силикатов и сульфидов [4]. Для более объективной оценки эффективности магниевых лигатур (наряду с контролем химического состава) целесообразно определение их фазового состава и исследование физико-химического взаимодействия плавящейся лигатуры с расплавом чугуна.

Анализ последних исследований и публикаций. При типовом для украинских предприятий процессе модифицирования ферросилициймагниевыми лигатурами в открытых ковшах степень усвоения магния чугуном находится в пределах 25-30 %, в автономных проточных реакторах периодического действия (Flotret, Inconnod) этот показатель повышается до 40-60 %, а в проточных реакторах, расположенных внутри литейных форм, достигает 80 % и более [5, 6]. Многолетний опыт свидетельствует, что для получения высокопрочного чугуна на литейных предприятиях Украины оптимальным является модифицирование ферросилициймагниевого лигатурой ФСМг, содержащей 6,5-8,5 % Mg.

Процесс взаимодействия модификаторов с жидким металлом сложный и многообразный. К основным его этапам относятся: погружение в жидкий металл, нагрев до температуры начала плавления, физико-химическое взаимодействие компонентов модификаторов с жидким металлом в процессе плавления и растворения, распределение модифицирующих элементов в объеме расплава, образование неметаллических включений. Скорость плавления и растворения твердого модифицирующего сплава в металлическом расплаве влияет на равномерность распределения и полноту усвоения модифицирующих элементов [7].

К главным факторам, определяющим эффективность модифицирования, относятся теплофизические процессы, обеспечивающие расплавление модификатора [8] и параллельно протекающие физико-химические процессы переноса модифицирующих элементов в расплав чугуна [9].

В работе [10] приводятся результаты исследования растворения магниесодержащих ферросплавов при модифицировании в литейной форме, когда навеска модификатора растворяется в реакционной камере. Однако механизм растворения модификаторов при этом не был изучен.

Температура плавления ферросилициймагневых лигатур находится в пределах диапазона 1250-1350 °С, что ниже температуры процесса модифицирования, которая составляет 1400-1460 °С. В таких условиях межфазного взаимодействия сначала происходит плавление лигатуры, а затем жидкофазное растворение и химическое взаимодействие компонентов лигатуры с компонентами чугуна.

При плавлении частицы магниевой лигатуры в жидком чугуне на ее поверхности

возможно намерзание чугуновой корочки [8]. Это происходит в тех случаях, когда скорость поглощения тепла в процессе нагрева лигатуры выше скорости его подвода, которая определяется теплоемкостью, теплопроводностью и температурой плавления фазовых составляющих лигатуры. В зависимости от конкретных условий (величины теплого потока, теплофизических свойств и некоторых других) лигатура может плавиться по бескорковому механизму. В случае образования твердой оболочки намерзшего чугуна процесс плавления тормозится. Внутри твердой оболочки происходит повышение давления как за счет перехода в жидкое состояние легкоплавких соединений, в частности, силицида магния Mg_2Si , который плавится конгруэнтно при $1078\text{ }^\circ\text{C}$ [11], так и за счет перехода магния в газообразное состояние, что приводит к нарушению сплошности или разрыву чугуновой оболочки. Намороженный слой состоит из чугуна и продуктов окисления компонентов лигатуры. На скорость плавления влияют также фракционный состав лигатуры, ее количество и интенсивность перемешивания жидкого чугуна [12].

Выделение нерешенной части проблемы. Перспективным направлением развития технологий высокопрочного чугуна представляется применение поздних методов модифицирования, приближенных к кристаллизации. Модифицирование в литейных формах, по сравнению с ковшовым, характеризуется более высокой экологичностью, технологичностью и экономичностью. Сближение процессов модифицирования и кристаллизации во времени способствует увеличению числа центров кристаллизации шаровидного графита, обеспечивает более высокую степень сфероидизации графитных включений и эффективно предотвращает образование отбела в структуре тонкостенных отливок [13, 14]. Поэтому актуальным является создание малоинерционных процессов внутриформенного модифицирования на основе исследования закономерностей физико-химических и тепломассообменных процессов, протекающих при плавлении магниевых лигатур в жидком чугуне.

Цель и методика исследований. Целью работы являлось исследование особенностей процесса плавления в жидком чугуне сфероидизирующей магниевой лигатуры ФСМг7 следующего химического состава (в %мас.): 7,2 Mg; 0,45 Ca; 1,76 Al; 53,2 Si; Fe – остальное. Исследование проводили с использованием закалочного-структурного метода. Вырезанные из больших кусков лигатуры ФСМг7 образцы (размером $\sim 15 \times 15 \times 15$ мм, массой 12-15 г) закрепляли на штанге из стальной проволоки и погружали на глубину 100 мм в жидкий чугун, находящийся в индукционной печи емкостью 10 кг. После выдержки при температуре расплава $1400\text{ }^\circ\text{C}$ в течение ~ 5 с образцы извлекали и охлаждали на воздухе. Микроструктуру и фазовый состав исходной магниевой лигатуры, зоны плавления и затвердевшего плавившегося слоя исследовали на сканирующем электронном микроскопе JSM 6490LV. Часть исследований была выполнена на рентгеновском электронном микроанализаторе РЭММА-102. Площади, занимаемые фазами в исходной лигатуре и в плавящемся слое, определяли методом количественной металлографии [15].

Анализ полученных данных, обоснование научных результатов. Структура исходной ферросилициймагниевого лигатуры ФСМг7 соответствовала диаграмме состояния тройного сплава Fe-Mg-Si в области температур ниже $945,6\text{ }^\circ\text{C}$ [16] и состояла из трех основных фаз (табл. 1): лебоита ($FeSi_2$), кремния и силицида магния (Mg_2Si), площадь которых в приведенной на рис. 1 микроструктуре составляла 68,49; 22,48 и 9,03 % соответственно. Соотношение фазовых составляющих в объеме массивного куска лигатуры, из которого вырезали образцы для исследования процесса плавления, варьировалось в достаточно широких пределах. Так, например, в некоторых участках микроструктуры образцов площадь, занятая соединением Mg_2Si , достигала 20 %. При этом, как правило, уменьшалось количество лебоита, а количество кремния изменялось незначительно. Основной фазой, формирующей микроструктуру лигатуры, является $FeSi_2$ в виде крупных серых кристаллов. В составе этой фазы в небольшом количестве присутствуют магний, а также хром и марганец. Кремний в лигатуре находится как в виде самостоятельной фазы, так и в связанном состоянии в

Таблица 1. Микроструктура и химический состав фаз исходной магниевой лигатуры ФСМг7

Номер спектра	Фаза	Количество, %	Химический состав, %мас. / %ат.			
			Mg	Si	Fe	примеси, %мас.
1	FeSi ₂	68,49	$\frac{0,12}{0,19}$	$\frac{47,67}{64,35}$	$\frac{51,74}{35,13}$	0,23 Cr, 0,24 Mn
2	Si	22,48	–	$\frac{99,60}{99,80}$	$\frac{0,29}{0,14}$	0,09 Cr
3	Mg ₂ Si	9,03	$\frac{61,83}{65,26}$	$\frac{37,87}{34,60}$	$\frac{0,29}{0,13}$	–

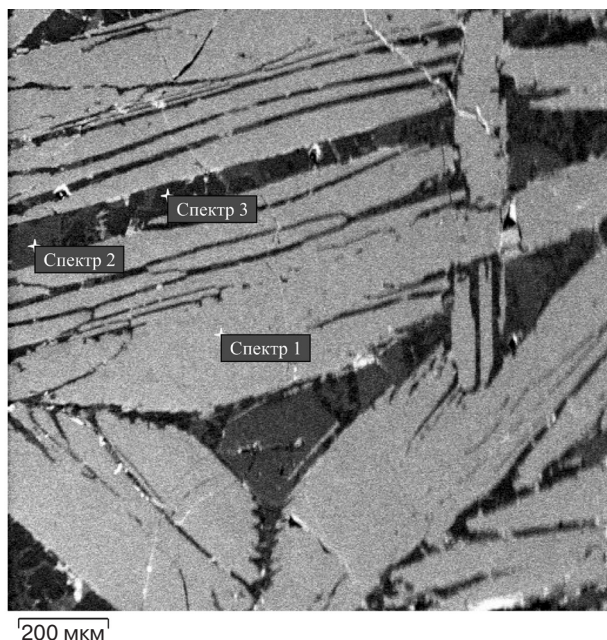


Рис. 1. Микроструктура исходной магниевой лигатуры ФСМг7

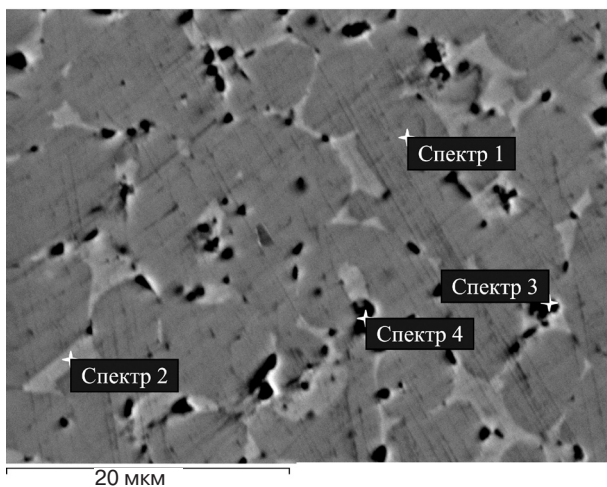


Рис. 2. Микроструктура плавившегося слоя лигатуры вблизи границы с чугуном

фазах FeSi₂ и Mg₂Si. Фаза кремния представлена темно-серыми кристаллами. Кристаллы соединения Mg₂Si черного цвета. Согласно опубликованным диаграммам состояния двойных систем Fe-Si и Mg-Si [11], температура плавления кремния составляет, в °С: 1414 (1430), FeSi₂ – 1212 (1220), Mg₂Si – 1078 (1085).

При плавлении лигатуры в жидком чугуне, в соответствии с законом действия масс, интенсивно протекает перенос химических элементов. Магний и кремний из лигатуры переходят в чугун, а железо – из чугуна в лигатуру. Вследствие диффузии высококремнистые фазы трансформируются в высокожелезистые. Микроструктура затвердевшего при охлаждении на воздухе плавившегося слоя лигатуры вблизи поверхности контакта с расплавом чугуна (рис. 2, табл. 2) представлена преимущественно соединениями FeSi (80,23 %) и Fe₂Si (15,33 %), а также небольшим количеством магниесодержащих фаз Fe-Si-Mg (3,18 %) и Fe-Si-Mg-O (1,26 %). В зоне плавления со стороны чугуна все фазы содержат много железа. Соединение Fe₂Si, в котором содержится (в %мас.) 79,58 Fe, 18,56 Si и небольшое количество алюминия, кальция, марганца, никеля и хрома, фактически представляет собой ферросилид. Преобладающая в структуре (~80 %) фаза серого цвета (FeSi) плавится конгруэнтно при высокой темпера-

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

Номер спектра	Фаза	Количество, %	Химический состав, %мас. / %ат.									
			Mg	Si	Fe	Ca	Al	Mn	Cr	Ni	Cu	O
1	FeSi	80,23	–	$\frac{33,36}{49,67}$	$\frac{66,11}{49,51}$	–	$\frac{0,53}{0,82}$	–	–	–	–	–
2	Fe ₂ Si	15,33	$\frac{0,38}{0,74}$	$\frac{18,56}{30,97}$	$\frac{79,58}{66,78}$	$\frac{0,38}{0,74}$	$\frac{0,29}{0,50}$	$\frac{0,50}{0,43}$	$\frac{0,23}{0,21}$	$\frac{0,46}{0,36}$	–	–
3	Fe-Si-Mg	3,18	$\frac{7,30}{11,80}$	$\frac{31,92}{44,66}$	$\frac{58,68}{41,29}$	$\frac{1,15}{1,13}$	$\frac{0,59}{0,86}$	$\frac{0,37}{0,26}$	–	–	–	–
4	Fe-Si-Mg-O	1,26	$\frac{7,83}{12,25}$	$\frac{24,97}{33,82}$	$\frac{57,95}{39,48}$	$\frac{1,74}{1,65}$	$\frac{0,42}{0,59}$	$\frac{0,38}{0,27}$	–	–	$\frac{2,01}{1,20}$	$\frac{4,32}{10,28}$

туре – 1410 °С [11]. По границам этой фазы располагается светло-серая фаза Fe₂Si. Магнийсодержащие фазы в виде отдельных черных включений также располагаются вблизи границ зерен FeSi. Таким образом в плавящемся слое магниевой лигатуры, как и в плавящемся слое ферросилиция ФС75 [17], наблюдается интенсивный перенос кремния в чугун и железа в лигатуру. В результате этого кристаллический кремний переходит в лебоит, который совместно с лебоитом исходной структуры магниевой лигатуры, обогащаясь железом, переходит в FeSi () и далее, по мере повышения концентрации железа образуется соединение Fe₂Si, которое плавится конгруэнтно при температуре 1210 °С [11].

По фазовому составу исследуемая магниевая лигатура ФСМг7 отличается от ферросилиция ФС75 наличием магнийсодержащей фазы Mg₂Si, температура плавления которой минимум на 120 °С меньше, чем температура плавления легкоплавких эвтектик (1204-1205 °С), образующихся в двойной системе Fe-Si. Поэтому очевидно, что при погружении магниевой лигатуры в жидкий чугун с температурой 1400 °С первой должна начать плавиться фаза Mg₂Si ($t_{пл} \approx 1085$ °С). В микроструктуре вблизи наружной поверхности плавившегося слоя наблюдаются остатки магнийсодержащей фазы с высокой степенью насыщения железом (~58 %) в виде отдельных округлых включений черного цвета, некоторые из них являются оксидами (содержат кислород). По сравнению с исходной лигатурой содержание магния в участках плавившегося слоя с подобной микроструктурой уменьшилось почти в 20 раз.

В плавившемся слое также имеются характерные участки микроструктуры с большим количеством фазы Mg₂Si (рис. 3, табл. 3). Можно предположить, что такая микроструктура характерна для начальной стадии процесса плавления в местах с повышенным количеством легкоплавкой фазы Mg₂Si. В анализируемой микроструктуре фаза Mg₂Si имеет почти такое же содержание химических элементов магния, кремния и железа, как и в исходной лигатуре. В отличие от исходной крупнокристаллической структуры магниевой лигатуры (см. рис. 1) кристаллы в затвердевшем при охлаждении на воздухе плавящемся слое измельчаются и приобретают округлую форму.

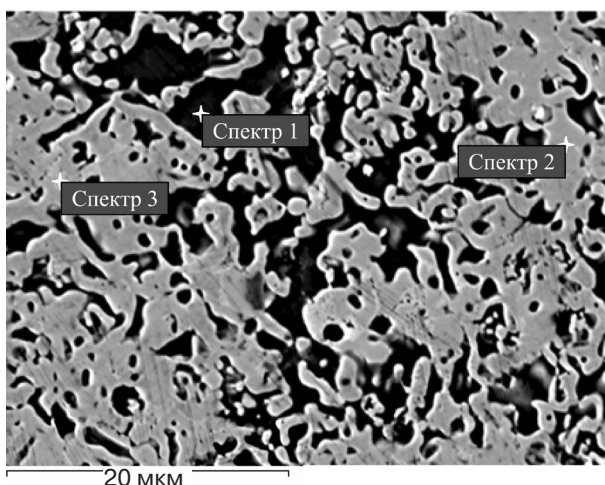


Рис. 3. Микроструктура зоны плавления с большим количеством фазы Mg₂Si

Таблица 3. Химический состав фаз зоны плавления с большим количеством Mg_2Si

Номер спектра	Фаза	Количество, %	Химический состав, %мас. / %ат.								
			Mg	Si	Fe	Al	Ti	Mn	Cr	Ni	P
1	Mg_2Si	34,28	65,38	33,22	1,03	–	–	–	–	–	0,38
			68,91	30,31	0,47						0,32
2	$FeSi$	40,42	–	33,32	65,59	0,81	–	–	–	0,28	–
				49,53	49,02	1,26				0,20	
3	Fe_2Si	25,30	0,75	19,07	77,03	0,63	0,28	1,12	0,31	0,80	–
			1,43	31,46	63,90	1,09	0,27	0,95	0,28	0,63	

Если химический состав фазы Mg_2Si практически не изменился, то в результате диффузии железа характерные для ферросилиция фазы кремний и $FeSi_2$ (лебоит) трансформировались в высокожелезистые фазы $FeSi$ и Fe_2Si . В последующем магний из образовавшегося $Mg-Si$ расплава постепенно переходит в парообразное состояние (температура кипения магния составляет $1107\text{ }^\circ\text{C}$) и в виде пузырьков по каналам, заполненным расплавом, переносится к поверхности плавящегося слоя лигатуры и далее поступает в жидкий чугун.

Сфероидизирующее действие магния в расплаве чугуна проявляется следующим образом. Первоначально проходят процессы десульфурации, раскисления и нейтрализации вредных примесей, способствующих образованию в чугуне при кристаллизации пластинчатого графита. Затем часть магния, не связанная в химических соединениях, находящаяся в чугуне, обеспечивает создание специфических условий кристаллизации, при которых формируются включения графита шаровидной формы.

Одновременно с переходом магния в чугун в магнийсодержащую фазу диффундирует железо. В конечном итоге участки лигатуры изначально с большим количеством фазы Mg_2Si (см. табл. 3) постепенно трансформируются, их фазовый состав становится подобным зафиксированному в плавящемся слое вблизи границы с чугуном, где процесс плавления начался раньше (см. табл. 2).

В затвердевшем плавившемся слое ближе к его границе с магниевой лигатурой имеются участки с микроструктурой (рис. 4, табл. 4), характерной для стадии активного диффузионного переноса химических элементов, предшествующей началу процесса плавления легкоплавкой фазы Mg_2Si . По сравнению с исходным состоянием магниевой лигатуры (см. рис. 1, табл. 1), в результате встречного диффузионного переноса железа и кремния сформировались участки обогащенной железом фазы $FeSi$ в количестве 20,53 %, а количество фазы кремния уменьшилось более чем в 6 раз (с 22,48 до 3,48 %). При этом количество лебоита $FeSi_2$ практически не изменилось, что объясняется компенсацией той части лебоита, которая трансформировалась в фазу $FeSi$, а также образованием дополнительного лебоита в результате насыщения фазы кремния железом [17]. В некоторых участках с подобной микроструктурой наблюдаются уменьшение количества соедине-

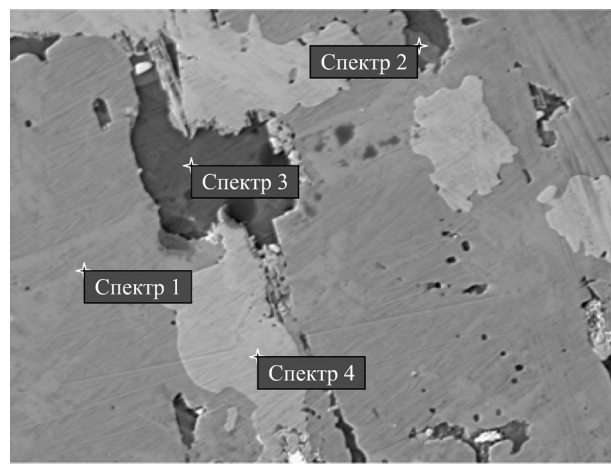


Рис. 4. Микроструктура плавившегося слоя вблизи его границы с лигатурой

нания

Таблица 4. Химический состав фаз плавившегося слоя вблизи его границы с лигатурой

Номер спектра	Фаза	Количество, %	Химический состав, %мас. / %ат.						
			Mg	Si	Fe	Ca	Al	Mn	Cr
1	FeSi ₂	68,04	–	$\frac{51,69}{67,43}$	$\frac{46,17}{30,29}$	–	$\frac{1,21}{1,65}$	$\frac{0,52}{0,34}$	$\frac{0,41}{0,29}$
2	Si	3,48	$\frac{3,20}{3,72}$	$\frac{93,32}{93,89}$	$\frac{0,91}{0,46}$	$\frac{2,21}{1,56}$	$\frac{0,35}{0,37}$	–	–
3	Mg ₂ Si	7,95	$\frac{66,12}{69,45}$	$\frac{32,83}{29,85}$	$\frac{0,45}{0,21}$	–	–	–	–
4	FeSi	20,53	–	$\frac{34,56}{51,21}$	$\frac{65,16}{48,56}$	–	–	–	$\frac{0,28}{0,23}$

ния Mg₂Si и частичная его трансформация в соединения с пониженным содержанием магния (до 27-17 %мас.) и, соответственно, повышенным содержанием кремния (до 72-73 %мас.).

Таким образом, при плавлении ферросилициймагниевого лигатуры наблюдается интенсивный перенос химических элементов: кремний и магний из лигатуры переходят в чугун, а железо – из чугуна в лигатуру. Уже на стадии нагрева лигатуры до температуры начала плавления активизируется встречный диффузионный перенос кремния и железа, в результате которого многократно уменьшается количество фазы кремния и формируются участки обогащенной железом фазы FeSi. На этой стадии наблюдается также начало трансформации соединения Mg₂Si в соединения с более низким содержанием магния. При достижении температуры ~1085 °C начинается плавление соединения Mg₂Si.

Магний из образующегося Mg-Si-расплава по мере повышения температуры постепенно переходит в парообразное состояние и через заполненные расплавом каналы, а частично через несплошности и поры, переносится к поверхности раздела системы лигатура-чугун. Далее магний поступает в жидкий чугун, взаимодействует с его компонентами и создает условия для образования шаровидного графита при кристаллизации расплава. В процессе плавления магнийсодержащей фазы в результате интенсификации обменных процессов лебодит (FeSi₂) и остатки кремния трансформируются в высокожелезистые соединения FeSi и Fe₂Si. По мере перехода магния в чугун в магнийсодержащую фазу активно диффундирует железо.

После завершения активной части стадии перехода магния в чугун (вследствие изменения химического состава) микроструктура затвердевшего плавившегося слоя на 80 % состоит из тугоплавкой фазы FeSi с температурой плавления ~1410 °C. По границам зерен FeSi располагаются фазы Fe₂Si (~15 %) и небольшое количество высокожелезистых магнийсодержащих фаз Fe-Si-Mg и Fe-Si-Mg-O. Таким образом, к моменту завершения стадии перехода магния в чугун достигается высокая степень насыщения железом плавящегося слоя лигатуры. Вследствие этого значительно возрастает температура ликвидуса и резко снижается скорость плавления.

Необходимо отметить, что в целом, в условиях проведенного экспериментального исследования, плавление ферросилициймагниевого лигатуры в жидком чугуне проходило без намерзания на образце чугунной корочки [8]. Но в одном из опытов, когда время выдержки образца в жидком чугуне при температуре 1400 °C было уменьшено с 5,0 с до 2,4 с, в нижней части образца на его плавящейся поверхности затвердел фрагмент чугуна в форме сегмента со сферической поверхностью размером основания ~6 мм и наибольшей толщиной 2 мм. Из места контакта образца магниевой лигатуры с затвердевшим фрагментом чугуна был изготовлен шлиф и проведено его исследование на рентгеновском электронном микроанализаторе РЭММА-102. При затвердевании вблизи границы с лигатурой сформировался слой толщиной 130-180 мкм из чугуна с шаровидным графитом, а на большем удалении

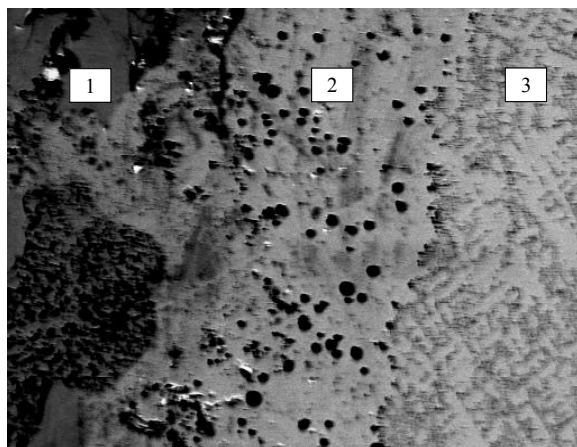


Рис. 5. Микроструктура вблизи границы контакта магниевой лигатуры с затвердевшим фрагментом чугуна: 1 – лигатура; 2 – чугун с шаровидным графитом; 3 – доэвтектический чугун с пластинчатым графитом, $\times 400$

от лигатуры образовался слой доэвтектического чугуна с пластинчатым графитом и крупными кристаллами дендритов (рис. 5).

На поверхности лигатуры у границы с чугуном наблюдается переходной слой толщиной ~ 100 мкм. Результаты исследования изменения содержания магния, кремния, железа вблизи границы контакта образца магниевой лигатуры с чугуном представлены в табл. 5 и на рис. 6. При уменьшении расстояния до границы контакта с чугуном от 1950 до 250 мкм содержание в лигатуре кремния и железа изменяется незначительно, в то время как содержание магния уменьшается в 3,5 раза (с 4,49 до 1,29 %мас.). Это подтверждает ранее высказанное

предположение о том, что после расплавления легкоплавкой фазы Mg_2Si магний переходит в состояние пара и быстро переносится в чугун, тогда как при температурах, незначительно превышающих температуру ликвидуса соединения Mg_2Si , перенос кремния и железа по диффузионному механизму протекает значительно медленнее. Диффузионный перенос кремния и железа на расстоянии 155 мкм от границы с чугуном активизируется и на границе с переходным слоем содержание

Таблица 5. Содержание химических элементов вблизи границы контакта образца магниевой лигатуры с чугуном

Наименование	Расстояние от контактной поверхности, мкм	Химический состав, %мас.		
		Mg	Si	Fe
Лигатура	1950	4,49	40,14	54,95
	1100	3,34	38,46	57,89
	400	1,97	42,39	54,85
	250	1,37	41,99	56,40
	155	1,29	33,83	63,90
Переходной слой	102	1,08	23,96	74,30
	70	0,71	18,66	80,10
	40	0,59	11,44	87,44
Граница контакта лигатуры с чугуном	0	0,41	6,47	92,83
Чугун	10	0,30	3,37	95,95
	20	0,19	3,27	95,93
	30	0,06	3,40	96,00
	150	0,03	2,87	97,06
	200	-	2,01	97,83

Получение и обработка расплавов

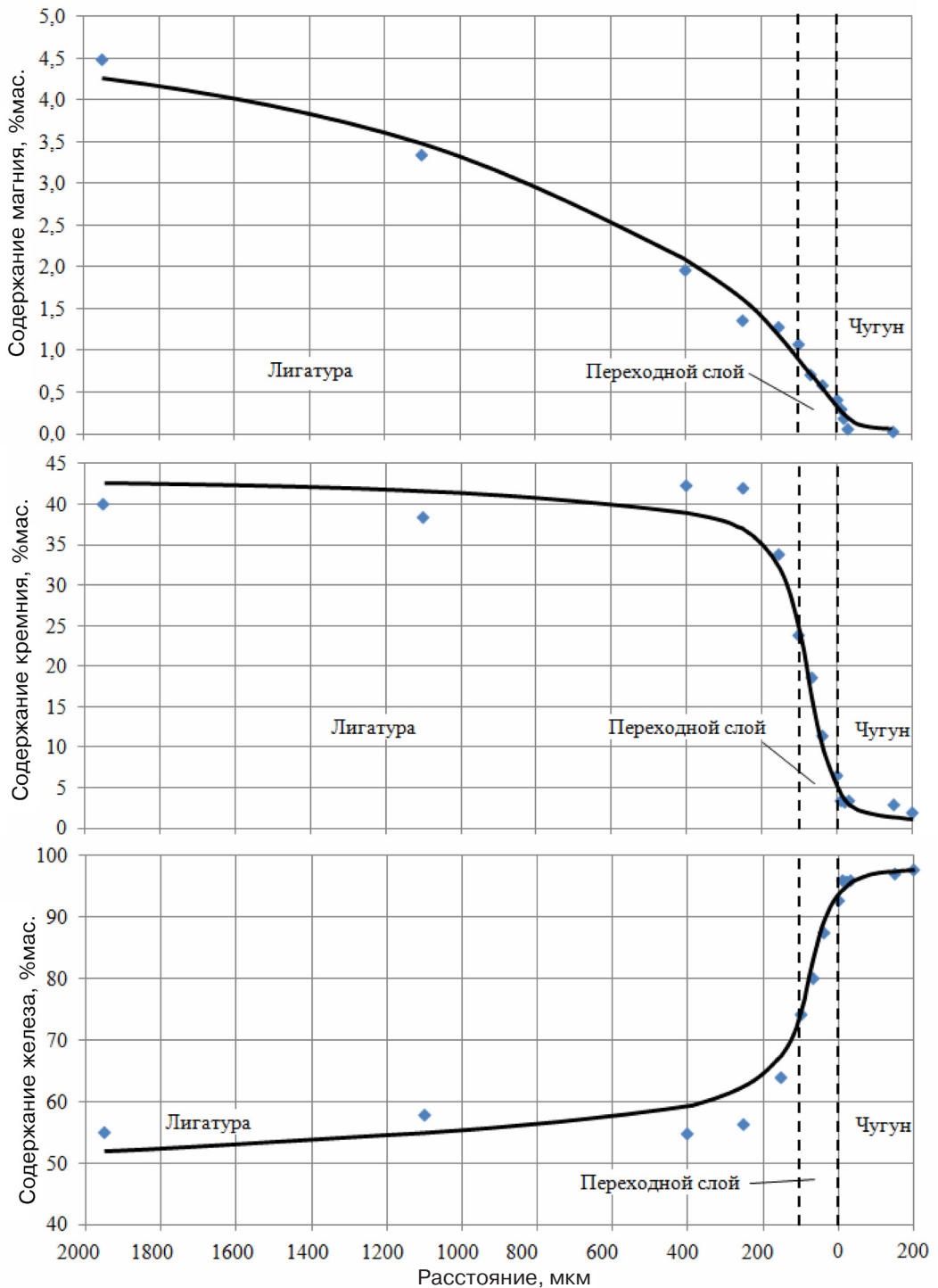


Рис. 6. Распределение химических элементов в зоне контакта магниевой лигатуры ФСМг7 с жидким чугуном (время выдержки образца 2,4 с при температуре расплава 1400 °С)

кремния в лигатуре уменьшается с 38,46-42,39 до 33,83, а железа увеличивается с 56,40-57,89 до 63,9 %мас. В переходном слое интенсивность переноса кремния возрастает почти в 4 раза, а встречного переноса железа – только на 12 %мас. Содержание магния в переходном слое толщиной около 100 мкм уменьшается с 1,08 до 0,41 %мас. (в 2,6 раза). Вблизи границы с лигатурой содержание в чугуне магния весьма высокое – 0,30 %мас. в 10 мкм от границы и 0,19 %мас. – в 20 мкм

от границы. Затем снижается до 0,06 %мас. на расстоянии 30 мкм и 0,03 %мас. – на расстоянии 150 мкм. На расстоянии 200 мкм от границы с лигатурой в слое чугуна с пластинчатым графитом магний не обнаружен, а содержание кремния снижается до минимального – 2,01 %мас. При дальнейшем увеличении расстояния от границы контакта с лигатурой содержание кремния в чугуне постепенно снижается и приближается к его содержанию в исходном расплаве – 1,75-1,85 %мас.

Выводы

- Экспериментально установлено, что в плавящемся слое ферросилиций-магниевого лигатуры ФСМг7 интенсивно протекают физико-химические процессы переноса кремния и магния в чугун, а железа в лигатуру. Вследствие диффузии высококремнистые фазы трансформируются в высокожелезистые.

- На стадии нагрева до температуры начала плавления в структуре лигатуры, первоначально состоящей из трех основных фаз (лебоита, кремния и силицида магния), в результате встречного диффузионного переноса кремния и железа в несколько раз уменьшается количество фазы кремния и формируется аналогичное количество обогащенной железом фазы FeSi , температура плавления которой сопоставима с температурой плавления кремния (1414 °С). При этом количество фаз FeSi_2 и Mg_2Si изменяется незначительно.

- После нагрева поверхностного слоя лигатуры до температуры >1085 °С начинается плавление наиболее легкоплавкой фазы Mg_2Si . С повышением температуры магний из образующегося Mg-Si расплава постепенно переходит в парообразное состояние и через заполненные расплавом каналы переходит из лигатуры в жидкий чугун и взаимодействует с его компонентами, создавая условия для образования при кристаллизации шаровидного графита. Параллельно с плавлением магнийсодержащей фазы интенсифицируется массообмен, в результате которого ранее преобладающая в структуре фаза FeSi_2 с относительно невысокой (1212 °С) температурой плавления трансформируется в высокожелезистые соединения FeSi и Fe_2Si . Одновременно с переходом магния в чугун идет также активное насыщение магнийсодержащей фазы железом.

- После завершения активной части стадии перехода магния в чугун (в результате изменения химического состава) микроструктура вблизи наружной поверхности плавившегося слоя лигатуры на 80 % состоит из тугоплавкой фазы FeSi . По границам зерен FeSi располагается фаза Fe_2Si (15 %) и небольшое количество включений магнийсодержащей фазы с высоким (58 %мас.) содержанием железа. При таком фазовом составе значительно возрастает температура ликвидуса, снижается скорость плавления, резко уменьшается интенсивность массообмена, и сплав практически перестает выполнять функцию модификатора.

- Полученные научные результаты открывают перспективу создания быстрорастворимых магниевых лигатур и малоинерционных процессов внутриформенного модифицирования чугуна.



Список литературы

1. Csonka J. M., Hickman. Ductile Iron Trends Reducing Costs, Improving Quality // Modern Casting. – 2002. – № 5. – P. 27-29.
2. Barton R. Magnesium Treatment Process for Spheroidal Graphite Iron Production // Foundry Trade Journal. – 1987. – V. 161, № 3343. – P. 119-121.
3. Heine H. Comparing Seven Methods for Producing Ductile iron // Foundry Management and Technology. – 1987. – № 8. – P. 38-41.
4. Рябчиков И. В., Поволоцкий В. Д., Соловьев Н. М. Структура и свойства быстроохлажденных модификаторов // Литейн. пр-во. – 1994. – № 7. – С. 4-7.
5. Ковалевич Е. В. Способы модифицирования чугуна для получения шаровидной формы графита // Там же. – 2006. – № 4. – С. 9-14.

6. Lerner Y. S. Overview of Ductile Iron Treatment Methods // Foundry Trade Journal. – 2003. – V. 177. – P. 25-27.
7. Жучков В. И., Носков А. С., Завьялов А. Л. Растворение ферросплавов в жидком металле. – Свердловск: УрО АН СССР, 1990. – 134 с.
8. Теплофизика взаимодействия модификаторов с жидким чугуном / Н. И. Тарасевич, В. Б. Бубликов, И. В. Корниец и др. // Процессы литья. – 2007. – № 6. – С. 39-46.
9. Верховлюк А. М. Кинетические особенности растворения твердых материалов в расплавах на основе железа // Там же. – 2004. – № 3. – С. 10-20.
10. Внутриформенное модифицирование при получении автомобильных отливок из чугуна с шаровидным графитом / В. И. Литовка, В. В. Венгер, Н. Г. Руденко и др. // Литейн. пр-во. – 1986. – № 2. – С. 9-12.
11. Барабаш О. П., Коваль Ю. Н. Структура и свойства металлов и сплавов. Кристаллическая структура металлов и сплавов: Справочник. – Киев: Наук. думка, 1986. – 44 с.
12. Суменкова В. В., Корниец И. В. Исследование процесса растворения сфероидизирующих лигатур в чугуне // Процессы литья. – 1993. – № 4. – С. 10-14.
13. Бубликов В. Б., Берчук Д. Н., Ясинский А. А. Влияние технологических факторов на формирование структуры тонкостенных отливок из высокопрочного чугуна, получаемого внутриформенным модифицированием // Там же. – 2011. – № 3. – С. 34-44.
14. Бубликов В. Б., Берчук Д. Н. Повышение уровня модифицирования высокопрочного чугуна // Металлургия машиностроения. – 2006. – № 5. – С. 31-35.
15. Исследование процесса плавления ферросплава ФС65РЗМ15 в жидком чугуне / В. Б. Бубликов, В. П. Латенко, В. В. Суменкова и др. // Процессы литья. – 2010. – № 4. – С. 12-19.
16. Effenberg G., Ilyenko S. Ternary Alloy Systems: Phase Diagrams, Crystallographic and Thermodynamic Data // Springer. – 2009. – V. 11. – P. 135-147.
17. Экспериментальное исследование физико-химических процессов в системе «плавящийся ферросилиций-жидкий чугун» / В. Б. Бубликов, В. П. Латенко, Ю. Д. Бачинский и др. // Процессы литья. – 2011. – № 5. – С. 9-18.

Поступила 22.12.2011

УДК 629.746.047

Г. В. Ефимов, А. В. Ноговицын, В. Г. Ефимова*

Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины, Киев

*Национальный технический университет Украины «КПИ», Киев

КИНЕТИЧЕСКИЕ И ГИДРОДИНАМИЧЕСКИЕ АСПЕКТЫ УДАЛЕНИЯ НЕМЕТАЛЛИЧЕСКОЙ ФАЗЫ В ПРОМЕЖУТОЧНЫХ КОВШАХ МНЛЗ

Разработана эффективная гидродинамическая структура потоков в раздаточной камере промежуточного ковша, обеспечивающая максимально эффективные условия для коагуляции неметаллической фазы. Исследованы структуры газогидродинамических потоков. Используются физическое моделирование на прозрачных моделях и промышленные испытания. В результате проведенных исследований определено, что установка реакционной камеры в промежуточном ковше в сочетании с продувкой инертным газом создает оптимальные условия для коагуляции неметаллической фазы. Данные моделирования подтверждены промышленными испытаниями, которые показали снижение брака листового проката на 30-40 %.

Ключевые слова: промежуточный ковш, реакционная камера, неметаллические включения, гидродинамические потоки, коагуляция.