

УДК 669.131.622:669.74

Меняйло Е. В.

ФИЗИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ ПРОЦЕССА ФОРМИРОВАНИЯ ЗАРОДЫША ШАРОВИДНОГО ГРАФИТА В ЧУГУНЕ

В настоящее время существует более 20 гипотез зарождения шаровидного графита в чугунах [1–7]. Чугун с шаровидным графитом получают при введении в жидкий чугун модификаторов: магния или лигатур на его основе Fe–Si–Mg, Ni–Mg и др., реже – кальция, иттрия, церия и других РЗМ. Основным модификатором, обеспечивающим получение графита шаровидной формы, является магний. Так как объемы производства высокопрочного чугуна непрерывно увеличиваются за счет сокращения производства отливок из серого, ковкого чугунов и стали, вопрос образования шаровидного графита является актуальным. Наиболее близкой к рассматриваемой модели является «пузырьковая» гипотеза Горшкова А. А. [1], которая основана на образовании мелких газовых пузырьков, в полость которых растет графит. Однако продувка расплава аргоном и азотом не обеспечивает получение графита шаровидной формы, хотя пузырьки образуются.

Анализ существующих гипотез показал, что ни одна из них не в состоянии ответить на все сразу вопросы касательно:

- увеличения скорости ультразвуковых колебаний в расплаве после модифицирования магнием;
- отсутствия шаровидного графита при повышенном содержании вводимого магния;
- отсутствия шаровидного графита при длительной выдержке расплава после модифицирования;
- отсутствия шаровидного графита при модифицировании в автоклаве с давлением свыше 6 атм;
- лучшей степени глобулярности графита в нижней части отливки, по сравнению с ее верхней частью;
- отсутствия шаровидного графита при модифицировании чугуна, имеющего повышенную температуру;
- уменьшения плотности жидкого чугуна после модифицирования магнием;
- увеличения диаметра шаровидного включения при уменьшении скорости затвердевания и увеличении продолжительности кристаллизации отливки;
- причины понижения температуры солидус и отсутствия при этом уменьшения температуры ликвидус;
- причины повышенного содержания магния в тонком слое чугуна, прилегающем к графитовому включению, хотя магний не растворяется в железе и отсутствует в остальном объеме отливки.

Существующие гипотезы не рассматривают процесс образования графита шаровидной формы с точки зрения тепловых процессов: нагрева, расплавления и перехода магния в парообразное состояние, а затем при затвердевании и охлаждении отливки – формирование и/или демодифицирование шаровидного графита.

Цель работы стала разработка теплофизической модели процесса формирования шаровидного графита в чугунах при модифицировании магнием.

Основные результаты. Физическая модель формирования зародыша сферической формы.

При вводе в расплавленный чугун ($t \sim 1370\text{--}1400\text{ }^\circ\text{C}$) магния происходит его нагрев, плавление при температуре $\sim 649\text{ }^\circ\text{C}$ и кипение при $\sim 1103\text{ }^\circ\text{C}$ [8]. При плавлении от основной массы модификатора отделяются жидкие капли магния, которые при дальнейшем нагреве

делятся на более мелкие (рис. 1, б). После нагрева жидких капель магния до температуры кипения часть крупных пузырьков магния, соединяясь с серой и кислородом, быстро всплывает вверх, осуществляя одновременно дегазацию металла [5, 9]. Поэтому химическое связывание и удаление поверхностно активных веществ из расплава приводит к резкому повышению межфазного натяжения до 1600 эрг/см^2 ($160,09 \text{ Н/м}$) [10], что способствует образованию шаровидных комплексов.

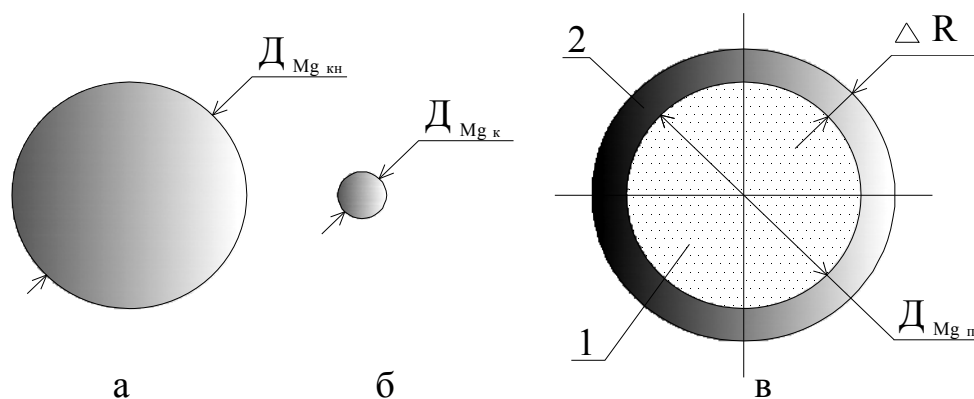


Рис. 1. Схема процесса плавления, кипения магния и формирования зародыша сферической формы из оболочки быстро затвердевшего слоя чугуна (2) и парообразного магния (1): а – жидкий магний после расплавления при температуре $\sim 649 \text{ }^\circ\text{C}$; б – жидкий магний после реакции взаимодействия с кислородом и серой при температуре начала кипения $\sim 1103 \text{ }^\circ\text{C}$; в – оболочка быстро затвердевшего слоя чугуна (2) и парообразного магния (1)

Переход оставшихся капель магния (рис. 1, б) в парообразное состояние сопровождается поглощением значительного количества тепловой энергии из чугуна. Согласно нашей модели из-за высоких значений теплоты испарения магния (128 кДж/моль [8]) вокруг парообразного магния (1) (рис. 1) образуется быстро затвердевший слой чугуна (2). При этом, температура затвердевшего слоя чугуна, прилегающего к парообразному магнию, уменьшается до температуры кипения магния ($\sim 1103 \text{ }^\circ\text{C}$). Давление паров магния внутри сферической оболочки затвердевшего слоя чугуна (2) уравнивается давлением расплавленного чугуна в ковше и поэтому смятие образовавшегося комплекса не происходит. Хотя затвердевший слой чугуна находится в пластическом состоянии, он является поверхностью раздела фаз и вместе с парообразным магнием образует чугуно-магниевый комплекс, который является зародышем для последующего образования шаровидного графита. Причем, пары магния должны насыщать затвердевший слой чугуна.

Для того чтобы зафиксировать наличие зародышей сферической формы была проведена заливка модифицированного и немодифицированного чугуна в медный неразъемный кокиль (рис. 2). Полученные образцы обрабатывали электролитической шлифовкой, а микроструктуры изучали при различном увеличении на предмет образования пор шаровидной формы (рис. 3).

До модифицирования на поверхности микрошлифа пористость не обнаружена (рис. 3, а, б). После модифицирования при увеличении 1000 отчетливо видны поры шаровидной формы (причем, в микроскопе эти сферические впадины видны более четко, чем на фотографии). Различные уровни плоскости шлифа и поры шаровидной формы подтверждаются интенсивностью отраженных лучей в глубине поры и отсутствием фокуса на основной поверхности шлифа (рис. 3, г). При увеличении 1000 в 18 полях зрения размер пор составлял от 3 до 5 мкм. Следует учесть, что небольшой размер полученных пор невозможно обнаружить при общепринятых методах подготовки шлифов с помощью алмазной пасты.



Рис. 2. Общий вид медного разъемного кокиля для получения образцов Ø35 мм и толщиной 6 мм

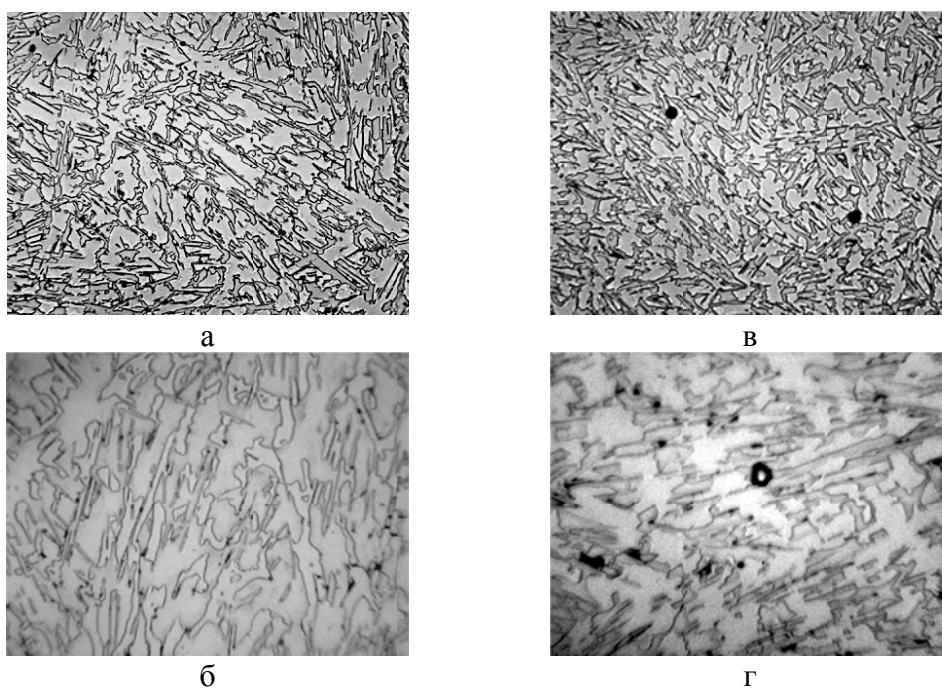


Рис. 3. Микроструктура образцов чугуна до модифицирования (а, б) и после модифицирования магнием (в, г) при увеличении:

а – чугун до модифицирования, $\times 500$; б – чугун до модифицирования, $\times 1000$, в – чугун после модифицирования, $\times 500$, б, г – после модифицирования, $\times 1000$

Исследование плотности 24 образцов чугуна до и после модифицирования с помощью метода гидростатического взвешивания образцов в четыреххлористом углероде и на воздухе [11] показало уменьшение плотности чугуна после модифицирования во всех экспериментах на 0,21–0,55 % (табл. 1). И это несмотря на то, что в микроструктуре после модифицирования весь углерод оказался в связанном состоянии, а плотность цементита выше по сравнению с графитом, отдельные включения которого встречаются в образцах чугуна до модифицирования. Это является еще одним доказательством образования пор после модифицирования чугуна. Кроме того, расчет плотности по правилу аддитивности при изменении химического состава чугуна показал на порядок меньшие значения уменьшения плотности образцов в основном за счет увеличения содержания магния после модифицирования чугуна. Таким образом, экспериментально установлено образование пористости в чугуне после модифицирования магнием.

Таблица 1

Плотность образцов чугуна до и после модифицирования по экспериментальным данным и расчетным по правилу аддитивности при изменении химического состава чугуна

№№ плавки	Экспериментальные данные				Расчетные данные по правилу аддитивности			
	Плотность чугуна, г/см ³		Изменение плотности		Плотность чугуна, г/см ³		Изменение плотности	
	до модифицирования	после модифицирования	г/см ³	%	до модифицирования	после модифицирования	г/см ³	%
2-78	7,4888	7,4728	-0,0160	-0,21	7,6019	7,6016	-0,0003	-0,004
2-119	7,4565	7,4221	-0,0344	-0,46	7,5938	7,5908	-0,0030	-0,040
2-122	7,4892	7,4682	-0,0210	-0,28	7,6467	7,6442	-0,0025	-0,033
3-191	7,4719	7,4440	-0,0279	-0,37	7,5997	7,5954	-0,0043	-0,057
1-107	7,5376	7,5075	-0,0301	-0,40	7,6883	7,6855	-0,0028	-0,036
3-16	7,6640	7,6217	-0,0423	-0,55	7,6348	7,6294	-0,0054	-0,071
3-198	7,5463	7,5206	-0,0257	-0,34	7,6163	7,6139	-0,0024	-0,032
1-344	7,5347	7,5120	-0,0227	-0,30	7,6503	7,6473	-0,0030	-0,039
2-289	7,5354	7,5181	-0,0173	-0,23	7,6211	7,6184	-0,0027	-0,035
2-270	7,537	7,3200	-0,0170	-0,23	7,6625	7,6618	-0,0007	-0,009
1-341	7,5795	7,5595	-0,0200	-0,26	7,6766	7,6740	-0,0026	-0,034
2-210	7,5699	7,5406	-0,0293	-0,39	7,6696	7,6662	-0,0034	-0,044

В [12] экспериментальными исследованиями установлено формирование в жидком чугуне неизвестных включений сразу после модифицирования магнием. До модифицирования в чугуне с пластинчатой формой графита скорость прохождения ультразвуковых волн в расплаве была 3868 и 3902 м/с (№№ 1–2 табл. 2), что ниже, чем после модифицирования.

Степень глобулярности графита в отливках оценивали по 10-ти бальной шкале [13], определяя средний двумерный фактор формы графита (Φ_f), который равен отношению периметра круга, равновеликого площади исследуемой фигуры, к периметру этой фигуры. Для идеального круга (шаровидного графита) значение Φ_f равно единице, а для других фигур оно тем меньше, чем больше отклоняется форма графита от идеально круглой. Так, в табл. 2 шаровидная форма графита постепенно приближается к пластинчатой (№№ 2–11 от 0,96 до 0,39).

Сразу после модифицирования чугуна магнием при температуре 1400 °С скорость прохождения ультразвуковых волн в расплаве возрастает с 3868 м/с до 4276 м/с. По мере увеличения продолжительности выдержки расплава до 24 минут и последовательном уменьшении температуры чугуна до 1280 °С форма графита Φ_f из шаровидной постепенно переходит в пластинчатую, а скорость прохождения ультразвуковых волн в расплаве уменьшается с 4276 м/с до 3985 м/с. Авторы этих исследований [12] сделали вывод, что после модифицирования в жидком перегретом чугуне образуются шаровидные включения графита. Однако появление графита в чугуне или увеличение его количества всегда приводит к замедлению скорости прохождения ультразвуковых колебаний, что также отмечают авторы [12, 14]. Поэтому утверждение о том, что после модифицирования магнием в жидком перегретом чугуне скорость прохождения ультразвуковых волн в расплаве увеличивается из-за формирования шаровидных включений графита неверно. Методом закалки из жидкого состояния включения графита также не обнаружены.

Таблица 2

Изменение скорости ультразвуковых волн в жидком чугуна до (№№ 1, 2) и после (№№ 3–11) модифицирования магнием при увеличении времени выдержки и уменьшении температуры расплава

№	Время выдержки, мин		Температура чугуна, °С	Скорость ультразвука, м/с	Остаточное содержание магния, %	Фактор формы графита, $\Phi_{\text{ф}}$
	до модифицирования	после модифицирования				
	0		1400	3868	0	0,10
	25		1280	3902	0	0,10
		0	1400	4276	0,050	0,96
		3	1390	4264	0,050	0,95
		6	1375	4256	0,049	0,92
		9	1360	4234	0,046	0,90
		12	1335	4192	0,041	0,84
		15	1315	4138	0,035	0,77
		18	1305	4054	0,026	0,62
		21	1290	4022	0,024	0,54
		24	1280	3985	0,022	0,39

Вертман А. А. и Самарин М. М. зафиксировали уменьшение плотности жидкого чугуна по мере увеличения содержания магния с помощью метода проникающего излучения [15]. Эти данные подтверждаются результатами исследований денсиметрии жидкого чугуна, проведенными немецкими исследователями [16]. К. И. Ващенко также отмечал, что плотность магниевых чугуна в твердом состоянии выше плотности серого чугуна, тогда как в жидком состоянии ниже [5].

Таким образом, установленное разными исследователями уменьшение плотности жидкого чугуна после модифицирования магнием должно быть подтверждено уменьшением скорости ультразвуковых волн. Однако скорость прохождения ультразвуковых волн в расплаве возрастает. Объяснить это можно с точки зрения нашей теплофизической модели: кипение магния сопровождается затвердеванием и охлаждением ближайших объемов чугуна до температуры ~ 1103 °С. Поэтому скорость ультразвуковых волн возрастает при прохождении по затвердевшей оболочке, внутри которой находится магний в парообразном состоянии. Таким образом, можно объяснить увеличение скорости ультразвука при уменьшении плотности жидкого чугуна после модифицирования.

Расчет, приведенный ниже, подтверждает предложенную модель формирования зародыша сферической формы из оболочки, быстро затвердевшего слоя чугуна и парообразного магния. Общее количество тепла, поглощаемое каплей магния (рис. 1) при ее нагреве и фазовых превращениях ($Q_{\text{Mg}\Sigma}$), приравняем к количеству тепла ($Q_{\text{ч}\Sigma}$), необходимого для быстрого охлаждения близлежащих объемов чугуна до температуры 1103 °С (перехода магния в пар):

$$Q_{\text{Mg}1} + Q_{\text{Mg}2} + Q_{\text{Mg}3} + Q_{\text{Mg}4} = Q_{\text{ч}1} + Q_{\text{ч}2} + Q_{\text{ч}3}, \quad (1)$$

где $Q_{\text{Mg}1}$ – теплота, поглощаемая каплей магния из чугуна при ее нагреве от 20 °С ($t_{\text{н}}$) до температуры начала плавления ($t_{\text{пл Mg}} = 649$ °С); $Q_{\text{Mg}2}$ – теплота плавления магния; $Q_{\text{Mg}3}$ – теплота, необходимая для перегрева жидкой капли магния до температуры кипения ($t_{\text{кип}}$); $Q_{\text{Mg}4}$ – теплота кипения магния; $Q_{\text{ч}1}$ – теплота, выделяемая при охлаждении чугуна от температуры перегрева ($t_{\text{пер ч}}$) до начала кристаллизации ($t_{\text{кр ч}}$); $Q_{\text{ч}2}$ – теплота, выделяемая

при фазовом переході чугуна из жидкого состояния в твердое; $Q_{ч3}$ – теплота, выделяемая при охлаждении затвердевшего чугуна от $t_{крч} = 1147^\circ\text{C}$ до температуры кипения магния $t_{кип} = 1103^\circ\text{C}$.

Заменяя Q_{Mg1} , Q_{Mg2} , Q_{Mg3} , Q_{Mg4} и $Q_{ч1}$, $Q_{ч2}$, $Q_{ч3}$ их значениями $g_{Mg\Sigma}$ и $g_{ч\Sigma}$ получили:

$$m_{Mgк} \cdot g_{Mg\Sigma} = m_{ч} g_{ч\Sigma}, \quad (2)$$

где $m_{Mgк}$ – масса капли магния; $m_{ч}$ – масса слоя чугуна, затвердевшего вокруг капли магния.

$$g_{Mg\Sigma} = c_{Mgтв} \cdot (t_{плMg} - t_{ч}) + L_{плMg} + c_{Mgж} \cdot (t_{кип} + t_{пл}) + L_{испMg}; \quad (3)$$

$$g_{ч\Sigma} = c_{чж} \cdot (t_{перч} - t_{крч}) + L_{ч} + c_{чтв} \cdot (t_{крч} - t_{кипMg}), \quad (4)$$

где $c_{Mgтв}$ – теплоемкость магния в твердом состоянии; $L_{плMg}$ – скрытая теплота плавления магния; $c_{Mgж}$ – теплоемкость магния в жидком состоянии; $L_{испMg}$ – скрытая теплота испарения магния; $c_{чж}$ – теплоемкость чугуна в жидком состоянии; $L_{ч}$ – скрытая теплота плавления чугуна; $c_{чтв}$ – теплоемкость чугуна в твердом состоянии

Решая (3)–(4) при $c_{Mgтв} = 1060 \text{ Дж/кг}\cdot\text{K}$, $L_{плMg} = 362140 \text{ Дж/кг}$, $c_{Mgж} = 1174 \text{ Дж/кг}\cdot\text{K}$, $L_{испMg} = 5267490 \text{ Дж/кг}$, $c_{чж} = 838 \text{ Дж/кг}\cdot\text{K}$, $t_{перч} = 1380^\circ\text{C}$, $L_{ч} = 263000 \text{ Дж/кг}$, $c_{чтв} = 700 \text{ Дж/кг}\cdot\text{K}$ [8, 10], получим $g_{Mg\Sigma} = 6835236 \text{ Дж/кг}$, $g_{ч\Sigma} = 485554 \text{ Дж/кг}$. Из уравнения (2):

$$\frac{m_{ч}}{m_{Mgк}} = 14,1. \quad (5)$$

Таким образом, масса быстро затвердевшего слоя чугуна в ~ 14 раз больше массы магния, введенного в расплав. Это подтверждает выдвинутую нами гипотезу.

Высокая упругость паров магния ($3,61 \cdot 10^2 \text{ Па}$ – выше, чем у Ca, Ba, Y и др. [8]) обуславливает устойчивость шаровидной формы образовавшегося комплекса. При формировании чугуно-магниевого комплекса (рис. 1) давление пара магния (p_1) внутри оболочки уравновешивает сумму давлений столба металла в ковше, атмосферного (p_0) и давления, обусловленного кривизной поверхности пузырька кипящего магния:

$$p_1 = p_0 + p_M + p_{RM}, \quad (6)$$

где p_M – давление столба металла в ковше принимаем $1,01 \cdot 10^5 \text{ Па}$ (1атм); p_{RM} – давление, обусловленное кривизной поверхности пузырька ($2\sigma/R_{Mгп}$); σ – поверхностное натяжение высокопрочного чугуна с остаточным содержанием магния 0,05% принимаем по [10] 1600 эрг/см^2 ($160,09 \text{ Н/м}$); $R_{Mгп}$ – радиус пузырька пара магния принимаем равным $2 \cdot 10^{-6} \text{ м}$ согласно экспериментально полученным данным исследования микроструктуры (рис. 3).

Исходная капля жидкого магния при переходе в парообразное состояние займет начальный объем:

$$V_{Mгп0} = m_{Mгк} \frac{A}{M_{Mг}}, \quad (7)$$

где $M_{Mг}$ – атомная масса магния, кг; $V_{Mгп0}$ – начальный объем пара магния, м^3 ; $A = 22,4 \cdot 10^{-3} \text{ м}^3$, а при увеличении температуры до 1103°C и давления согласно уравнению Клайперона объем магния в парообразном состоянии составит:

$$V_{Mгп} = 3,18 \cdot 10^{-3} m_{Mгк} \frac{A}{M_{Mг}}. \quad (8)$$

Допустим, вся капля магния при кипении переходит в газообразное состояние, тогда $m_{Mгк} = m_{Mгп}$, и, зная объем микропоры в реальной отливке, можно в первом приближении определить массу капли магния:

$$m_{\text{Mgк}} = \frac{1}{3,18 \cdot 10^{-3}} V_{\text{Mgп}} \frac{M_{\text{Mg}}}{A}. \quad (9)$$

Тогда радиус сферы, заполненный парообразным магнием, равен:

$$R_{\text{Mgп}} = R_{\text{Mgк}} \sqrt[3]{3,18 \cdot 10^{-3} \rho_{\text{Mgк}} \frac{A}{M_{\text{Mg}}}}. \quad (10)$$

Суммарный радиус образовавшегося комплекса – парообразного магния и быстро затвердевшего слоя чугуна, составит:

$$R_{\Sigma} = R_{\text{Mgп}} \sqrt[3]{\frac{1}{3,18 \cdot 10^{-3} \rho_{\text{ч}}} \frac{M_{\text{Mg}}}{A} \frac{g_{\text{Mg}\Sigma}}{g_{\text{ч}\Sigma}} + 1}. \quad (11)$$

Толщина затвердевшего слоя чугуна вокруг парообразного включения магния составит:

$$\Delta R = R_{\text{Mgп}} \left(\sqrt[3]{\frac{1}{3,18 \cdot 10^{-3} \rho_{\text{ч}}} \frac{M_{\text{Mg}}}{A} \frac{g_{\text{Mg}\Sigma}}{g_{\text{ч}\Sigma}} + 1} - 1 \right). \quad (12)$$

Таким образом, в соответствии с формулой (12), толщина затвердевшей оболочки чугуна вокруг парообразного магния увеличивается с увеличением атомной массы элемента модификатора и суммарного количества теплоты, поглощаемого каплей модификатора при ее нагреве и фазовых превращениях, и уменьшается с увеличением плотности модифицируемого сплава и суммарного количества теплоты, выделяемого сплавом при его охлаждении и затвердевании.

Например, подставив значения величин $\rho_{\text{ч}} = 7100 \text{ кг/м}^3$, $M_{\text{Mg}} = 24,3 \text{ г}$, $A = 22,4 \text{ л}$, $g_{\text{Mg}\Sigma}$ и $g_{\text{ч}\Sigma}$ в формулу (12) определим толщину затвердевшего слоя чугуна относительно радиуса парообразного включения магния:

$$\Delta R / R_{\text{Mgп}} \approx 0,2 \quad (13)$$

или

$$\Delta R \approx 0,34 \cdot R_{\text{Mgк}}. \quad (14)$$

Отношение радиуса парообразного включения магния к радиусу жидкой капли магния согласно составит:

$$R_{\text{Mgп}} / R_{\text{Mgк}} = \sqrt[3]{3,18 \cdot 10^{-3} \rho_{\text{Mgк}} \frac{A}{M_{\text{Mg}}}} \approx 1,7. \quad (15)$$

Таким образом, в первом приближении радиус парообразного включения магния в 1,7 раза больше радиуса жидкой капли магния. Толщина затвердевшего слоя чугуна составляет ~0,34 радиуса жидкой капли магния.

Приведенные выше расчетные формулы подтверждают предложенную теплофизическую модель образования комплекса, состоящего из сферической оболочки затвердевшего чугуна. После модифицирования в расплаве формируются шарообразные комплексы, состоящие из парообразного магния и быстро затвердевшего вокруг него слоя чугуна, которые являются зародышами для последующего образования шаровидного графита.

Масса затвердевшего чугуна в 14,1 раза больше массы введенного в расплав магния. Толщина затвердевшего слоя чугуна составляет ~0,2 радиуса исходной капли магния.

Формула (12) может быть использована для оценки в первом приближении эффективности разнообразных видов модификаторов для разных сплавов. Для химических элементов, имеющих большое сродство к кислороду и большую атомную массу, не обязательно проходить этап кипения для отбора тепла от окружающих слоев чугуна. Например, у иттрия атомная

масса 88,9, что в $\sim 3,7$ больше чем у магния; у лантана – в $\sim 5,7$ раз больше; у церия – в $\sim 5,8$ больше чем у магния. Это касается также редко применяемых модификаторов: празеодим (Pr), неодим (Nd), самарий (Sm).

После образования комплекса, состоящего наружной сферической оболочки быстро затвердевшего чугуна, внутри которой находится магний в парообразном состоянии, начинается процесс демодифицирования – расплавления и растворения затвердевшего слоя чугуна, разложение цементита. Поэтому условием получения чугуна с шаровидной формой графита является минимальный промежуток времени между этапом модифицирования и заливкой. Такому требованию отвечают способы модифицирования в литниково-питающей системе: при небольшом расходе лигатуры в структуре обеспечивается получение графита шаровидной формы.

ВЫВОДЫ

1. Отличительной особенностью разработанной модели является использование теплофизических процессов нагрева, расплавления и перехода модификатора магния в парообразное состояние в дополнение к существующим гипотезам о химических процессах, связанных с удалением из расплава серы и кислорода.

2. Переход магния в парообразное состояние сопровождается поглощением значительного количества тепловой энергии из близлежащих слоев чугуна, образованием быстро затвердевшей сферической оболочки, внутри которой находится парообразный магний. Сформировавшийся комплекс является зародышем для последующего роста шаровидного графита.

3. Выведены расчетные формулы и установлены закономерности процесса формирования сферической оболочки и парообразного магния, изменения их размеров в процессе модифицирования расплава и затвердевания отливки.

СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННОЙ ЛИТЕРАТУРЫ

1. Таран Ю. Н. Чугун с шаровидным графитом (50- летний путь развития теории и производства) / Ю. Н. Таран, А. В. Черновол // *Металл и литье Украины*. – 1996. – № 6. – С. 4–14.
2. Шерман А. Д. Чугун : [Справочник] / А. Д. Шерман, А. А. Жуков. – М. : *Металлургия*, 1991. – 576 с.
3. The production of nodular graphite structures in cast iron / H. Morrough, W. J. Williams // *Journal of Iron and Steel Institute*. – 1948. – Vol. 158 – № 3. – P. 306–322.
4. Donoho C. K. Cast iron solidification / C. K. Donoho // *Modern casting*. – 1960. – Vol. 37, № 4. – P. 169–171.
5. Ващенко К. И. Магниевый чугун / К. И. Ващенко, Л. Софони. – М. – К. : *Машиз*. Изд. 2, 1960. – 487 с.
6. De-Sy A. Solidification mechanism of white and grey iron // *Modern casting*. – 1959. – Vol. 36, № 2. – P. 76–82.
7. Хрычиков В. Е. К вопросу образования шаровидного графита при модифицировании чугуна магнием / В. Е. Хрычиков // *Литейное производство*. – 1997. – № 2. – С. 5–7.
8. Цибрик А. Н. Физико-химические постоянные материалов и параметры процессов литья : [Справочник] / А. Н. Цибрик, Л. А. Семенюк, В. А. Цибрик. – К. : *Наук. думка*, 1987. – 272 с. – Библиогр. : с. 250–255.
9. Межфазное натяжение и форма графита, кристаллизующегося в жидком чугуне / Б. С. Мильман, Н. Н. Александров, В. Т. Соленков, Л. В. Ильичева // *Литейное производство*. – 1976. – № 5. – С. 3–6.
10. Ващенко К. И. Поверхностное натяжение чугунов / К. И. Ващенко, К. К. Косняну. // *Литейные свойства металлов и сплавов : зб. наук. пр.* – М. : *Наука*, 1967. – С. 39–44.
11. Бетунер Л. М. Математические методы в химической технике / Л. М. Бетунер, М. Е. Позин – Л. : *Химия*, 1968. – 136 с.
12. Иванушкин Е. С. Ультразвуковые методы контроля при производстве отливок / Е. С. Иванушкин, Г. Е. Белай – К. : *Техніка*, 1984. – 126 с.
13. Оценка формы графита в массивных отливках из высокопрочного чугуна / Ю. К. Бунина [и др.] – *Литейное производство*. – 1977. – № 5. – С. 25.
14. Попов М. А. Влияние структуры чугуна на скорость распространения ультразвука / М. А. Попов, А. В. Чогогидзе, Л. А. Табатадзе – *Литейное производство*. – 1978. – № 9. – С. 30–31.
15. Вертман А. А. Методы исследования свойств металлических расплавов / А. А. Вертман, М. М. Самарин – М. : *Наука*, 1969. – 197 с. – Библиогр. : С. 189–195.
16. Koniger A. Die Magnetischen Eigenschaften von Begeleitelemente Temperatyr Guss / A. Koniger // *Giessezrei*. – 1959. – Vol. 46. – № 9. – 321–218.