
МЕТАЛЛУРГИЯ И МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

УДК 621.745.55

А.Г. Панов

ВЛИЯНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ ФСМг-МОДИФИКАТОРОВ НА КРИСТАЛЛИЗАЦИЮ И МИКРОСТРУКТУРУ ВЫСОКОПРОЧНЫХ ЧУГУНОВ

ИНЭКА, г. Набережные Челны

Выявлено, что все основные структурные составляющие модификатора ФС50Мг5 (α -FeSi₂, FeSi, Mg₂Si) активно влияют на протекание процессов первичной кристаллизации высокопрочного чугуна, что проявляется в существенном изменении морфологии и количестве графита и матрицы в структуре чугуновых отливок. Измельчение микроструктуры ФС50Мг5 приводит к повышению сфероидизирующего и уменьшению графитизирующего эффектов.

Ключевые слова: отливка, высокопрочный чугун, лигатура, модификатор, микроструктура, фазовый состав, стабильность, механизм влияния

Отечественные государственные стандарты на отливки из чугунов с шаровидным графитом включают два: ГОСТ7293 и ГОСТ7769. Большинство отливок из высокопрочного чугуна с шаровидным графитом в отечественном производстве изготавливается из чугунов марок ВЧ45, ВЧ50 и ВЧ60 (ГОСТ7293), а также Gh-56-40-05 (Нормаль FIAT-BAЗтаблица №52215), значительно реже – ВЧ40, ВЧ70 (ГОСТ7293), ЧН19Х3Ш и ЧС5Ш (ГОСТ7769), а также ЧН16Д7ХШ ТУ 4111-080-00219454-2005. На высокопрочный чугун с вермикулярным графитом для отливок в конце 80-х на основе многочисленных теоретических и практических результатов исследований был разработан ГОСТ 28394-89, однако сколь-нибудь серьёзного практического освоения этот перспективный материал в отечественной промышленности, к сожалению, до сих пор не получил.

Традиционный отечественный подход к выбору и разработке магнийсодержащих лигатур-модификаторов для технологического процесса заключается в выборе наиболее дешёвого элементного состава, а также оптимизации фракционного и элементного состава по степени усвоения ведущих элементов. Такой подход не вызывает трудностей в изготовлении отливок из ВЧШГ относительно невысоких по прочностным и пластическим свойствам марок (ВЧ50, Gh-56-40-05), допускающих большие размахи и дисперсии соотношения феррит/перлит матрицы, формы, размеров и распределения графитов в их микроструктуре. Однако при изготовлении отливок с повышенными требованиями к пластичности (ВЧ45, ВЧ40, ВЧ35 с ферритной матрицей), прочности (ВЧ60, ВЧ70 с перлитной, ВЧ100 с аустенитно-бейнитной матрицей), ростоустойчивости (ЧН19Х3Ш с аустенитной матрицей), где ограничивается, или не допускается наличие в микроструктуре матрицы чугуна «посторонних» фаз, такой подход неприемлем. Требуется дополнительно учитывать влияние микроструктуры и фазового состава модификаторов [1, 2, 3], что в производствах никогда не делается. В результате изготовление указанной продукции сопровождается повышенным браком и затратами на дополнительное легирование и/или термическую обработку отливок. Это, по всей видимости, и явилось основной причиной низкой освоенности отечественной промышленно-

стью изделий из высококачественных высокопрочных чугунов с шаровидным, особенно вермикулярным графитом [4].

Дополнительной трудностью в последние годы является увеличение разнообразия и вместе с тем усиление влияния наследственного состояния расплава перед модифицирующей обработкой из-за изменения структуры шихты и методов приготовления расплавов чугунолитейного производства [3, 5, 6].

Результатом исследований, направленных на устранение выявленных причин, стал метод повышения стабильности модифицирования (качества) чугунолитейных расплавов [7]. Суть метода заключается в следующем (рис. 1). Получаемый при выплавке из шихты, каждый экземпляр которой имеет определённую исходную структуру, расплав P_1 в обычных условиях литейного производства имеет наследственное строение CP_1 , которое с помощью рафинирующе-модифицирующей обработки (PMO) следует изменить, а именно, разрушить или удалить сохранившиеся в нём структуры для получения расплава P_2 , приобретающего таким образом макро- и микрооднородное строение CP_2 . При этом методы и режимы рафинирующе-модифицирующей обработки следует выбирать в зависимости от CP_1 , а следовательно, от структуры шихты и технологии плавки расплава P_1 . Перед разливкой следует путём ввода в однородный расплав P_2 с помощью лигатур-модификаторов M (модифицирования) внести в него элементы структуры расплава (ЭСР), то есть создать в нём необходимое микрооднородное строение CP_3 , обеспечивающее в термовременных условиях разливки и кристаллизации структурообразование требуемого строения графита и матрицы чугуна отливки CO .

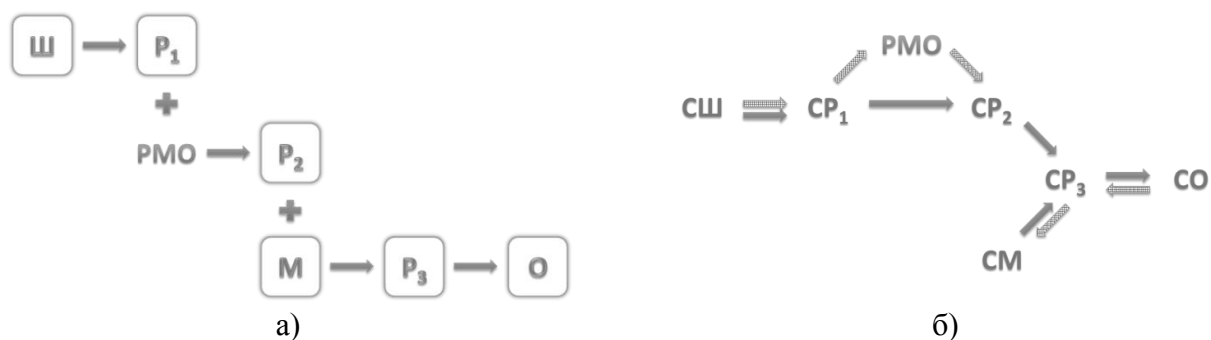


Рис. 1. Метод повышения стабильности модифицирования:

а – схема технологического процесса; *б* – схема управления формированием структуры отливки

Важной задачей литейной науки является выявление частных механизмов структурообразования чугуновых расплавов при их взаимодействии с лигатурами-модификаторами и разработка на основе этих данных требований к структуре и физико-химическим свойствам отдельных фаз модификаторов, обеспечивающих необходимую степень и устойчивость микрооднородности расплавов чугунов в конкретных условиях литейного производства.

Наибольший объём информации по механизмам влияния микроструктуры модификаторов на кристаллизацию литейных расплавов получен для силуминов [3]. На основании этой информации авторы делают вывод о генетическом влиянии структуры модифицирующих лигатур, в частности $Al+Ti$, на структуру и свойства сплавов в системе «твёрдое – жидкое – твёрдое». При этом установлена качественная и количественная корреляция «Параметры интерметаллида (ИМ) в лигатуре» → «Параметры структуры сплава» через «матрицу генома лигатуры»:

$$\left\{ \begin{array}{c} C_3 \\ \overline{FC} \\ A \\ M \\ N \end{array} \right\} \Rightarrow \left\{ \begin{array}{c} \text{СПЛАВ} \\ P \\ \text{ИП} \\ Ж \\ C \end{array} \right\} \quad (1)$$

В левой части матрицы приведены учитываемые составляющие генома лигатуры: С₀ – содержание элемента в лигатуре, ФС – фазовый состав ИМ, А – средний размер ИМ, М – морфология ИМ, N – количество ИМ. В правой части представлен объект ответственности или действия составляющих генома: СПЛАВ – марка модифицируемого сплава или система сплава, Р – расход лигатуры, ИП – инкубационный период действия ИМ, Ж – живучесть ИМ, С – свойства модифицируемого сплава.

В работах [2, 8] впервые исследованы изменения структуры и модифицирующей способности литых Fe-Ni-Mg-лигатур – модификаторов высокопрочных чугунов – под влиянием модифицирования их расплава и ускоренного охлаждения. В работе [9] обобщены полученные результаты и предложен механизм влияния микроструктуры ЖНМг-модификаторов на строение высокопрочных чугунов. Наследуемые чугуном расплавом элементы структуры (ЭСР) модификаторов и влияние их характеристик на микроструктуру отливок представлены в табл. 1.

Таблица 1

Матрица влияния характеристик структурных элементов ЖНМг-модификаторов на их наследование чугунами расплавами и микроструктуру отливок

Фаза ЖНМг-модификатора	Наследуемые из модификаторов ЭСР чугуна Влияние на живучесть унаследованных ЭСР	Влияние на степень переохлаждения расплава при кристаллизации	Влияние на микроструктуру чугуна в отливке					
			графит		аустенит (перлит)			
			ССГ	размеры		количество	дисперсность	
Графит:	Углеродные ЭСР	↓	+	-	-		↓	↓
размеры	↑	↓		↓	↑		↓	↓
морфология (тип графита)	↑	-		↑	-		-	-
Аустенит:	ЭСР с ближним порядком аустенита	↓	+	↓	↑	+	↑	↓
размеры	↑	↓		↓	↑		↑	↓
морфология (содержание С)	↑	-		-	-		-	-
Магниты и карбомагниты никеля и железа:	Квазигазовые (межкластерные) ЭСР, богатые магнием	↑	+	↑	↓			
размеры	↓	↓		↓	↓			
Фосфиды РЗМ ¹	Тугоплавкие фосфиды РЗМ	↓	+	↓		+	↑	↓

¹Переходит в микроструктуру отливки

Целью настоящей работы было получение материаловедческой информации и выявление механизма влияния микроструктуры модифицирующих лигатур ФСМг5 на микроструктуру отливок высокопрочных чугунов.

Исследовали влияние микроструктуры ФСМг-модификаторов на их графитизирующую и сфероидизирующую модифицирующую способность.

Расплавы опытных лигатур готовили в печи ИСТ-0,16 с графитовым тиглем переплавом предварительно тщательно перемешанного товарного модификатора ФС50Мг5 (ТУ 14-141-73-86, Ключевской завод ферросплавов) количеством 25,5 кг на плавку. Первую плавку проводили с добавлением магния в количестве 300 г (1,16%), вторую плавку проводили с ковшевым модифицированием расплава поверхностно-активными элементами (модификатор Glitter)

в количестве 0,015%. Химический состав лигатур опытных плавок представлен в табл. 2. Расплавы перегревали до $T = 1380\text{--}1390^\circ\text{C}$. Плавку разливали одним ковшем сначала методом ЦБЛ в пластину толщиной 3 мм и в отливку толщиной 20 мм, а остатки расплава – в изложницу в чушку толщиной 10 см. Таким образом изготовили 6 вариантов модификаторов:

- М11 – без модифицирования, ЦБЛ, толщина пластины 3 мм;
- М12 – без модифицирования, ЦБЛ, толщина отливки 20 мм;
- М13 – без модифицирования, изложница, толщина чушки 10 см;
- М21 – с модифицированием, ЦБЛ, толщина пластины 3 мм;
- М22 – с модифицированием, ЦБЛ, толщина отливки 20 мм;
- М23 – с модифицированием, изложница, толщина чушки 10 см.

Таблица 2

Химический состав лигатур опытных плавок

Плавка	Mg	Si	PЗМ
№1 (немодифицированный расплав)	5,4±0,3	45,2±0,7	0,50±0,15
№2 (модифицированный расплав)	4,50±0,22	46,2±0,7	0,44±0,15

Влияние микроструктуры модификаторов на их модифицирующую способность исследовали на лигатурах М13, М21 и М22, предварительно дроблёных и фракционированных до обычно применяемой в литейном производстве фракции 0,8–5,0 мм. Предварительные исследования показали, что опытные лигатуры имеют различные микроструктуры, а именно, в них происходит последовательное измельчение основных фаз α -FeSi₂, FeSi, Mg₂Si в ряду М13 → М22 → М21. Примеры изображений микроструктур, полученных с помощью оптического микроскопа НЕОРНОТ32 и автоматического анализатора изображений ImageExpertPro 3, приведены на рис. 2.

Учитывая, что чугуны обладают структурной наследственностью, связанной со структурой исходных шихтовых материалов, эксперименты проводили на специально выплавляемых в индукционной печи ИСТ-0,4 синтетических чугунах с перегревом и выдержкой расплава выше 1600°C в течение не менее получаса с последующим охлаждением до рабочей температуры выпуска 1400–1410°C. Чугунный расплав в количестве 100 кг выпускали в ковш ёмкостью 160 кг. Модифицирование осуществляли в ковше с помощью стального колокольчика. Пробы для определения химического состава заливали через 1 мин при температуре расплава 1350–1360°C и через 5 мин после окончания модифицирующей обработки.

Фактический расход модификаторов и основных модифицирующих элементов представлен в табл. 3. Как видно из табл. 3, по количеству вводимых элементов операции модифицирования незначительно отличаются только по кремнию. Причём в виде немодифицированного чушкового модификатора вводилось более низкое количество (на 0,1% абсолютных или 10% относительных) кремния, чем в виде модифицированных модификаторов, что по имеющейся ранее информации [10, 11] должно было бы проявиться на более низком графитизирующем эффекте.

Таблица 3

Расход модификаторов и магния при изготовлении опытного чугуна

Ковш	Модификатор	Расход лигатуры, %	Расход элементов, %		
			Mg	Si	PЗМ
1	М21 (модифицированный, пластина)	1,2	0,054	0,55	0,005
2	М13 (немодифицированный, чушка)	1,0	0,054	0,45	0,005
3	М22 (модифицированный, ЦБЛ)	1,2	0,054	0,55	0,005

Результаты определения химического состава расплавов чугунов до модифицирова-

ния (расплав), после модифицирования ферросилицием ФС75 в количестве 0,5% (СЧ) и после модифицирования опытными лигатурами (ВЧ_М...) через 1 мин после обработки (первый результат) и через 5 мин (второй результат) представлены в табл. 4.

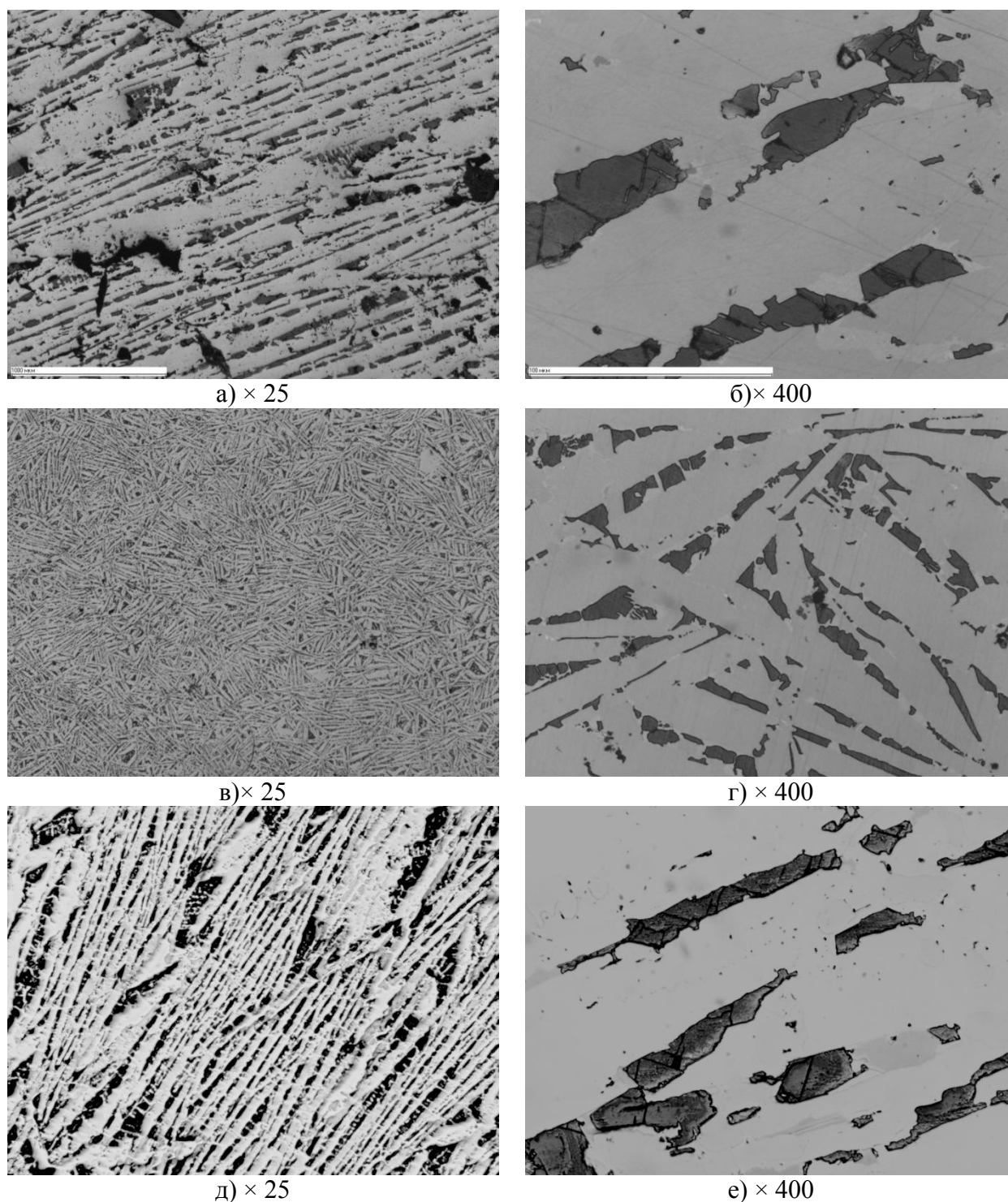


Рис. 2. Микроструктура опытных лигатур:
а, б – М13 (верх чушки); *в, в* – М21 (вдоль поверхности пластины); *д, е* – М22

Чугун, модифицированный лигатурой М13, имеет самое низкое содержание серы и магния уже через 1 мин после обработки, а через 5 мин остаточное содержание магния в нём уменьшается почти в полтора раза. Такой характер поведения можно объяснить наличием в микроструктуре модификатора крупных магнийсодержащих фаз (Mg_2Si), образующих при

взаимодействии с чугунным расплавом наиболее крупные пузырьки и сульфиды магния, которые легко и быстро совместно всплывают. При этом в жидкую фазу расплава переходит и остаётся в нём минимальное количество магния.

Таблица 4

Химический состав чугуна и степень усвоения магния

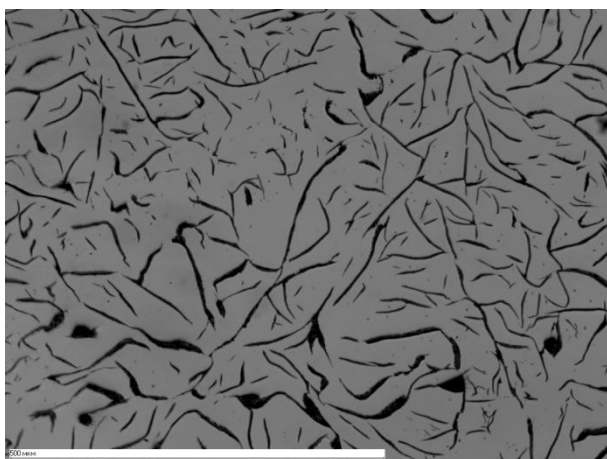
Проба	C	Si	Mn	Cr	P	S	Mg	
								усвоение из лигатуры
Расплав	3,86	1,28	0,70	0,20	0,014	0,017	-	-
СЧ	3,83	1,61	0,70	0,20	0,015	0,018	-	-
ВЧ М13/1	3,81	1,78	0,69	0,19	0,014	0,011	0,024	44
ВЧ М13/2	3,79	1,77	0,69	0,19	0,014	0,011	0,017	31
ВЧ М21/1	3,79	1,88	0,69	0,19	0,014	0,014	0,029	54
ВЧ М21/2	3,76	1,88	0,69	0,19	0,014	0,014	0,027	50
ВЧ М22/1	3,74	1,90	0,67	0,19	0,015	0,012	0,032	59
ВЧ М22/2	3,79	1,89	0,68	0,19	0,016	0,019	0,046	85

Максимальное содержание серы со средним содержанием магния наблюдается у чугуна, модифицированного лигатурой М21, что объясняется наиболее мелкой микроструктурой и соответственно – наиболее мелкими пузырьками и сульфидами магния, которые наиболее хорошо усваиваются и медленнее удаляются из расплава. Поэтому изменение содержания как серы, так и магния в расплаве в течение 5 мин происходит незначительно.

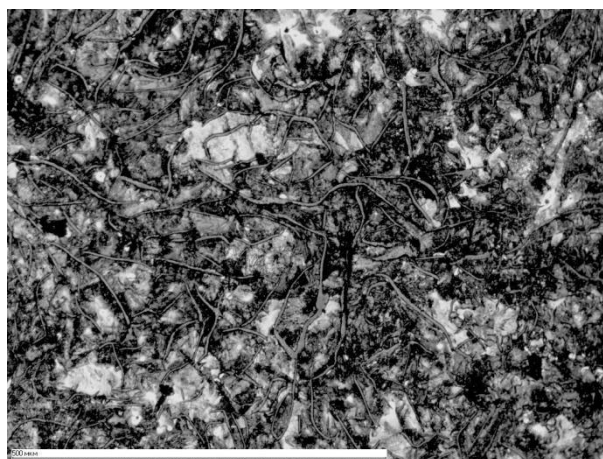
Максимальное количество магния и близкое к минимальному содержание серы после модифицирующей обработки в чугунном расплаве наблюдается для лигатуры М22.

Исследование микроструктуры модифицированных ферросилицием ФС75 (рис. 3) и модифицированных опытными лигатурами (рис. 4, рис. 5) чугунов с помощью оптического микроскопа НЕОРНОТ32 и автоматического анализатора изображений ImageExpertPro 3 показало следующие результаты.

Модифицированный ферросилицием ФС75 чугун имеет в своей микроструктуре графит пластинчатый в количестве ~ 14% с перлитной металлической матрицей до 5% феррита.



а)



б)

Рис. 3. Микроструктура чугуна, модифицированного ФС75:

а – $\times 100$ (не травлено); б – $\times 400$ (травлено)

Модифицированный лигатурой М13 чугун (рис. 4, а, б) имеет в своей микроструктуре ~ 12% графита, в основном вермикулярной формы, с отдельными включениями шаровидной формы. Металлическая матрица – феррито-перлитная с долей феррита ~ 30%, без свободного

цементита.

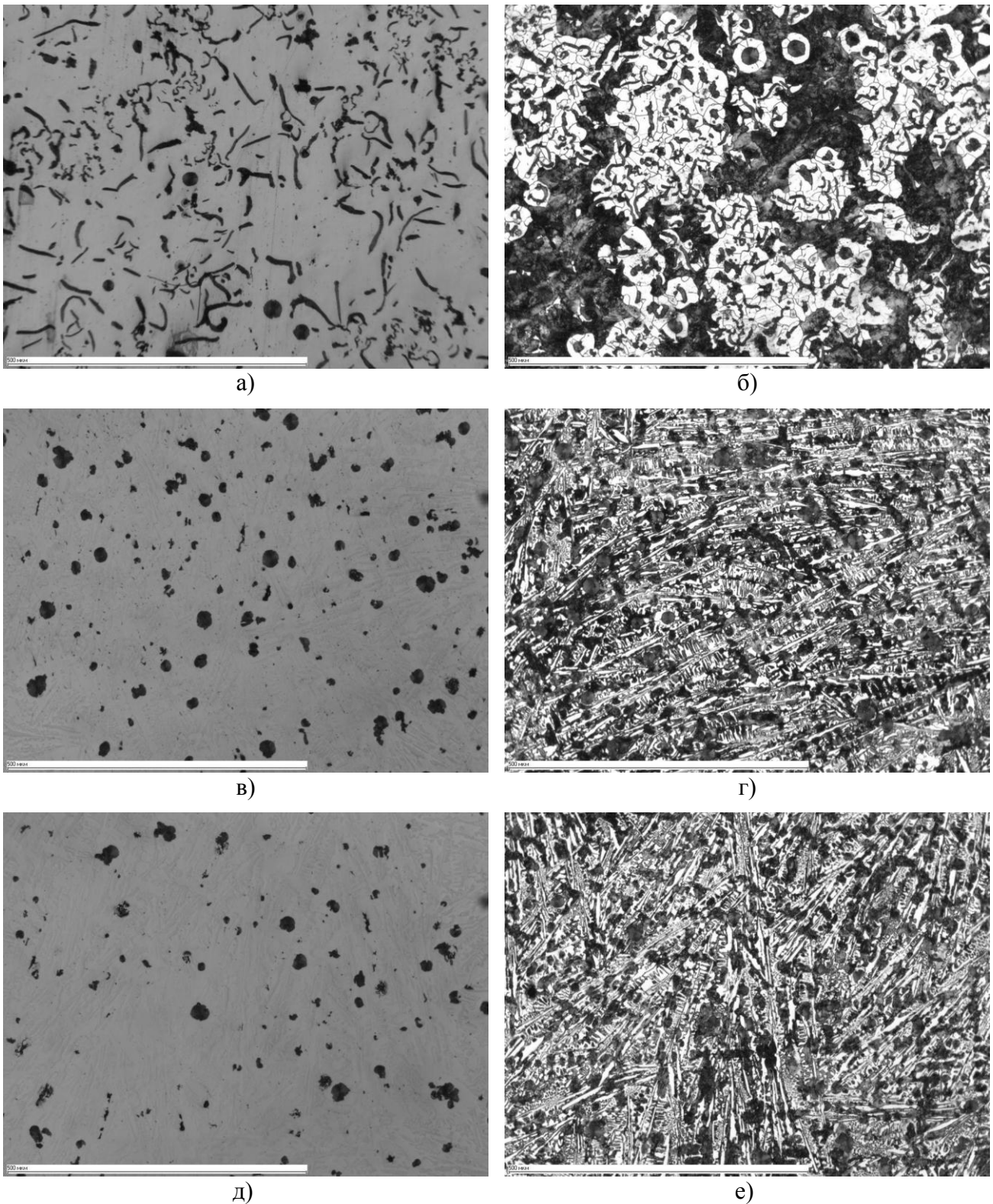


Рис. 4. Микроструктура чугунов, модифицированных опытными лигатурами:
а, б – M13; *в, г* – M21; *д, е* – M22, соответственно *а, в, д* $\times 100$ (не травлено) *б, г, е* $\times 400$ (травлено)

Модифицированный лигатурой M21 чугун (рис. 4, *в, г* и рис. 5, *а*) имеет в своей микроструктуре примерно в два раза меньше ($\sim 6\%$) графита, весь графит имеет шаровидную форму. Металлическая матрица в основном состоит из перлита, ледебурита распавшегося и пер-

вичного цементита, общее содержание цементита первичного и ледебурита ~ 25%. Также наблюдается небольшое (менее 5%) количество феррита в виде оторочки вокруг некоторых включений шаровидного графита (несформировавшийся «бычий глаз»).

Микроструктура чугуна, модифицированного лигатурой M22 (рис. 4, *д-е* и рис. 5, *б*), схожа с микроструктурой чугуна, модифицированного лигатурой M21. При этом уменьшается количество графита до ~3%, несколько увеличивается количество цементита ледебурита распавшегося и первичного (до ~ 30%) и уменьшается количество феррита до ~ 2%.

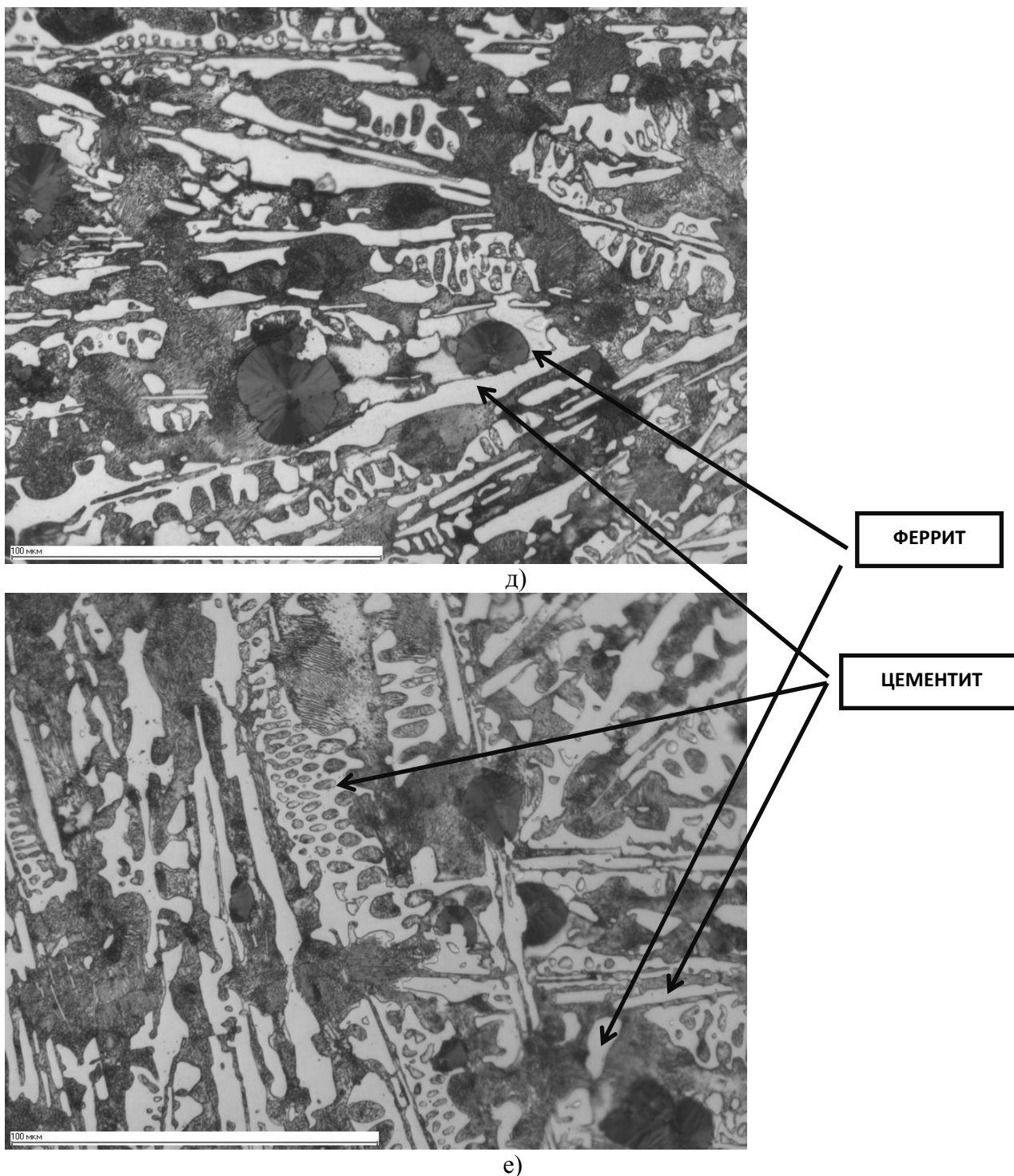


Рис. 5. Микроструктура матрицы чугунов, $\times 400$, травлено, модифицированных лигатурой M21 (*а*) лигатурой M22 (*б*)

Выявленные особенности микроструктуры опытных чугунов не могут быть объясне-

ны особенностями состава использованных модифицирующих лигатур. В то же время они объясняются особенностями микростроения модификаторов. Рафинированный гомогенизированный чугунный расплав *P2* (рис. 1), в соответствии с современными представлениями, является механической смесью элементов структуры, обладающих ближним порядком, соответствующим цементиту в твёрдом состоянии, с разупорядоченными (межкластерными) структурными элементами. При вводе в такой расплав ФС50Mg5-модификаторов в него вносятся элементы структур лигатур, унаследованные от их твёрдого строения [11]: α -FeSi₂, FeSi, Mg₂Si. Расплав становится специфически микронеоднородным.

Структуры, унаследованные от FeSi, особенно α -FeSi₂, в соответствии с квазихимической моделью микронеоднородного строения расплава [5], взаимодействуют с ЭСР, имеющими ближний порядок цементита. В результате такого взаимодействия в расплаве перераспределяются химические связи между атомами Fe, Si и C, образуются новые обеднённые углеродом Fe-C-Si-структуры, являющиеся при охлаждении расплава предзародышами и зародышами феррита и аустенита, а также освобождается углерод, который впоследствии формируется в свободном виде, то есть в виде графита. Фазы α -FeSi₂, особенно FeSi, являются относительно тугоплавкими и энергоёмкими. Чем они крупнее в модифицирующих лигатурах, тем выше начальная микронеоднородность чугунного расплава, требуется большая энергия и более длительное время для протекания описанного физико-химического процесса. Поэтому в чугунах, модифицированных лигатурой M13, имеющей максимально крупные фазы FeSi и α -FeSi₂, несмотря на меньшее количество введённого с модификатором кремния и соответственно меньшее количество кремния в модифицированном чугуне, структура получается без отбела с перлитом-ферритной матрицей. В то время как в чугунах, модифицированных лигатурами M21 и M22, обладающими более чем на порядок меньшими объёмными размерами, время релаксации (перехода от микронеоднородного до однородного состояния) расплава при температуре опытного процесса, очевидно, менее 1 мин. Поэтому большинство потенциальных предзародышей феррита, аустенита и графита, образующихся по описанному механизму, не достигают критических размеров, графитообразование не активизируется и чугун кристаллизуется с большой долей первичного цементита и ледебурита.

Структуры, унаследованные чугунным расплавом *P2* от фаз Mg₂Si модифицирующих лигатур, являясь легкоплавкими и малоэнергоёмкими, участвуют в формировании его межкластерных пространств и связей. Кремний обладает большим сродством к железу, чем к магнию, поэтому при взаимодействии Mg₂Si с ЭСР чугуна, имеющими ближний порядок цементита, высвобождается атомарный магний, который после достижения критического размера зародыша формируется в пузырьк. Кроме того, магний имеет высокое сродство к кислороду и сере, поэтому также легко теряет связь с кремнием и образует оксиды и сульфиды. Чем мельче фазы Mg₂Si в модификаторах, тем, очевидно, меньшие размеры имеют фазы, образующиеся по описанному механизму.

Таким образом, при модифицировании лигатурой M13, обладающей крупнокристаллической структурой, происходило наиболее активное парообразование магния, что привело к максимальной очистке от серы (сульфидов магния) и минимальному усвоению магния расплавом, недостаточном для формирования графита с шаровидной формой. При модифицировании лигатурами M21 и M22 произошло максимальное усвоение магния, достаточное для формирования графита с шаровидной формой. При этом рафинирование от неметаллических включений (в частности, сульфидов) происходило с минимальными темпами при обработке расплава лигатурой M21, имеющей минимальные размеры фаз в исходном твёрдом состоянии. Поэтому невсплывшие сульфиды и, по всей видимости, оксиды послужили дополнительными центрами графитизации при кристаллизации, и в микроструктуре чугуна ВЧ_M21

кристаллизовалось в два раза больше графита при более низком содержании цементита и более высоком содержании феррита, чем в чугунах ВЧ_М22.

Выводы

1. Все структурные составляющие сфероидизирующего модификатора ФС50Mг5 (α - FeSi₂, FeSi, Mg₂Si) активно влияют на протекание процессов первичной кристаллизации высокопрочного чугуна, что проявляется в существенном изменении морфологии и количестве графита и матрицы в структуре чугунных отливок.

2. Наследуемые чугуном расплавом от модификатора структуры FeSi и α - FeSi₂, взаимодействуют с ЭСР, имеющими ближний порядок цементита, в результате чего в расплаве перераспределяются химические связи между атомами Fe, Si и C, образуются новые обеднённые углеродом Fe-C-Si структуры, являющиеся при последующем охлаждении расплава предзародышами и зародышами феррита и аустенита; поэтому в чугунах, обработанных крупнокристаллическими модификаторами, активнее протекает первичная кристаллизация графита, аустенита и феррита, а в чугунах, обработанных мелкокристаллическими модификаторами, первичная кристаллизация графита, феррита и аустенита подавляется и кристаллизуется цементит и ледебурит.

3. Наследуемые чугуном расплавом от модификатора структуры Mg₂Si модификаторов участвуют в формировании разупорядоченных областей чугуна расплава, их размеры влияют на интенсивность удаления магния и неметаллических включений из расплава, что влияет на количественные характеристики и морфологию графита; измельчение магнийсодержащих фаз приводит к повышению сфероидизирующего и графитизирующего эффектов.

Библиографический список

1. **Панов, А.Г.** О влиянии окисленности Fe-Si-Mg лигатур на свойства ЧШГ, полученного разными методами модифицирования / А.Г. Панов, А.Э. Корниенко // Литейщик России. 2010. № 1. С. 27-34.
2. **Панов, А.Г.** Влияние микроструктуры литых Fe-Mg-Ni лигатур на кристаллизацию и микроструктуру модифицированного высокопрочного чугуна // Изв. вузов. ЧМ. 2010. №11. С. 55-60.
3. **Никитин, В.И.** Наследственность в литых сплавах / В.И. Никитин, К.В. Никитин. – 2-е изд., перераб. и доп. – М.: Машиностроение-1, 2005. – 476 с.
4. **Дибров, И. А.** Состояние и перспективные направления развития литейного производства России // Литейщик России. 2011. №9. С. 9-15.
5. Исследование структурообразования расплавов чугунов. Влияние наследственности на свойства отливок из ЧВГ / А.Г. Панов [и др.] // Литейщик России. 2010. № 4. С. 17-20
6. **Панов, А.Г.** Управление качеством чугуна дуговой плавки для ответственных автомобильных отливок / А.Г. Панов, Э.В. Панфилов, Д.А. Гуртовой // Литейное производство. 2011. № 12. С. 5-7.
7. **Панов, А.Г.** Метод повышения стабильности результатов модифицирования графитизированных чугунов // Литейщик России. 2010. № 8. С. 17-19.
8. **Панов, А.Г.** Совершенствование технологии модифицирования чугунов с шаровидным графитом Mg-Ni-Fe лигатурой / А.Г. Панов, Ан. Э. Корниенко, А.Э. Корниенко // Литейщик России. 2009. № 3. С. 27-30.
9. **Панов, А.Г.** О механизме наследственного влияния микроструктуры лигатур на строение и свойства высокопрочного чугуна // Литейщик России. 2012. № 9. С. 9-13.
10. **Гиршович, Н.Г.** Справочник по чугунному литью / Н.Г. Гиршович; под ред. Н.Г. Гиршовича. – 3-е изд. перераб. и доп. – Л.: Машиностроение (Ленинград. отд.), 1978. – 758 с.

11. **Шерман А.Д.** Чугун: справ. изд. / А.Д. Шерман; под ред. А.Д. Шермана, А.А. Жукова. – М.: Metallurgy. 1991. – 576 с.
12. **Уббелоде А.Р.** Расплавленное состояние вещества: [пер. с англ.] / А.Р. Уббелоде. – М.: Metallurgy, 1982. – 376 с.

*Дата поступления
в редакцию 31.01.2013*

A.G. Panov

FeSiMg-MODIFIER MICROSTRUCTURE INFLUENCE ON DUCTILE IRON CRYSTALLIZATION AND MICROSTRUCTURE

INEKA, Naberezhnye Chelny

The work is devoted to solving the problem of modification instability during manufacture of ductile iron castings.

Laboratory tests revealed that FeSi50Mg5-ligature microstructure refinement leads to an overall spheroidizing effect increase and graphitizing effect decrease. This result is essential to develop an effective process for making castings.

According to the theory of molten matter state was propounded the interaction mechanism of the modifier with a cast iron melt, explaining the results. FeSi and - FeSi₂ phases of the modifier interact with clusters of iron melt which have a short-range order of cementite. As a result carbon-depleted Fe-C-Si structures are formed which are pre-nucleuses and nucleuses for ferrite and austenite upon cooling the melt later. Therefore, in cast irons which are processed with macrocrystalline modifiers, primary crystallization of graphite, austenite and ferrite actively occurs, and in cast irons which are processed with fine-crystalline modifiers, primary crystallization of graphite, ferrite and austenite is suppressed, and cementite with ledebourite crystallize mainly. Mg₂Si-phases of the modifiers are involved in the formation of disordered regions melt iron. Sizes of these phases affect the removal intensity of magnesium and non-metallic inclusions from the melt, which in turn affects the quantitative characteristics and morphology of graphite.

Key words: casting, ductile iron, modifier, microstructure, stability, influence mechanism.