
КРИСТАЛЛИЗАЦИЯ И СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЕ СПЛАВОВ

УДК 669.131.7

**В. Б. Бубликов, А. А. Ясинский, Д. Н. Берчук,
Б. Г. Зеленый, Л. А. Зеленая**

Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины, Киев

ОСОБЕННОСТИ ВЛИЯНИЯ КРЕМНИЯ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ОТЛИВОК ИЗ ВЫСОКОПРОЧНОГО ЧУГУНА, МОДИФИЦИРОВАННОГО В ЛИТЕЙНОЙ ФОРМЕ

Получены экспериментальные данные об особенностях влияния содержания кремния (1,2-3,5 %) на кристаллизацию, структурообразование и механические свойства отливок из модифицированного в литейной форме высокопрочного чугуна. Показано, что высокая графитизирующая способность внутриформенного модифицирования позволяет получать из высокопрочного чугуна без отбела тонкостенные отливки с минимальной толщиной стенки 2,5 мм. Определены технологические условия получения отливок из ферритного высокопрочного чугуна без применения термической обработки.

Ключевые слова: высокопрочный чугун, внутриформенное модифицирование, кремний, толщина отливки, структура, механические свойства.

Отримано експериментальні дані про особливості впливу вмісту кремнію (1,2-3,5 %) на кристалізацію, структуроутворення та механічні властивості виливків з модифікованого в ливарній формі високоміцного чавуну. Показано, що висока графітізуюча здатність внутрішньоформового модифікування дозволяє отримувати з високоміцного чавуну без вибілу тонкостінні виливки з мінімальною товщиною стінки 2,5 мм. Визначено технологічні умови отримання виливків з феритного високоміцного чавуну без застосування термічної обробки.

Ключові слова: високоміцний чавун, внутрішньоформове модифікування, кремній, товщина виливка, структура, механічні властивості.

Experimental data about features of the silicon content influence (1,2-3,5 %) on crystallization, structure formation and mechanical properties of castings from ductile iron modified in foundry mold are received. It is shown that high graphitizing ability of in-mold modifying allow to receive from ductile iron without chilling thin-walled castings with the minimum thickness of a wall of 2,5 mm. Technological conditions of reception castings from ferritic ductile iron without application of heat treatment are defined.

Keywords: ductile iron, in-mold modifying, silicon, casting thickness, structure, mechanical properties.

Постановка проблемы. Высокопрочный чугун с шаровидным графитом относится к литейным конструкционным материалам и широко применяется в машиностроении. Сферы его применения постоянно расширяются. Высокопрочный чугун открывает большие (по сравнению со сталью) возможности для создания оптимальных конструкций, уменьшения их массы, снижения расхода металла и энергии, а также себестоимости [1, 2]. Поэтому повышение качества и свойств отливок из высокопрочного чугуна и разработка ресурсосберегающих технологий являются основными задачами литейного производства Украины. Для развития технологий высокопрочного чугуна перспективно применение позднего модифицирования расплава в литейной форме. Сближение во времени процессов модифицирования и кристаллизации увеличивает количество включений шаровидного графита и эффективно предотвращает образование отбела в тонкостенных отливках. Такой ход кристаллизации обеспечивает получение оптимальных технологических и механических свойств высокопрочного чугуна в литом состоянии без проведения термической обработки, что является значительным преимуществом внутриформенного модифицирования по сравнению с широко распространенным в промышленности ковшовым модифицированием [3, 4].

К важнейшим факторам, определяющим ход кристаллизации и структурообразования отливок, наряду с модифицированием относятся химический состав высокопрочного чугуна и скорость охлаждения.

Анализ последних достижений и публикаций. В последнее время значительная часть исследований в области высокопрочного чугуна направлена на повышение эффективности модифицирующего воздействия на процесс кристаллизации для получения тонкостенных отливок без отбела с повышенным комплексом технологических, механических и служебных свойств [5-7]. Современному машиностроению требуются легкие отливки из высокопрочного чугуна толщиной 1,5-3,0 мм, способные при замене отливок из алюминиевых сплавов обеспечить более высокую конструкционную прочность на единицу массы изделия. Но, как известно, при характерных для тонкостенных отливок высоких скоростях охлаждения увеличивается степень переохлаждения расплава, снижается температура эвтектической кристаллизации, в результате замедляется рост шаровидного графита и создаются условия для образования первичного и эвтектического цементита в соответствии с метастабильным вариантом диаграммы Fe-C-сплавов.

При получении в отливках структуры половинчатого высокопрочного чугуна проводят энергоемкий графитизирующий отжиг для разложения цементитной фазы. Поэтому важнейшим показателем высокого уровня технологии и качества изделий из высокопрочного чугуна является отсутствие структурно-свободного цементита в литой структуре. В традиционных технологиях ковшового модифицирования предельной для получения без отбела считается стенка отливки толщиной 5 мм [8]. Решить задачу получения без отбела отливок со значительно меньшей предельной толщиной стенки позволяет экспериментально подтвержденная высокая графитизирующая способность внутриформенного модифицирования, приближенного во времени к началу кристаллизационного процесса [9].

Выделение нерешенной части проблемы. Украинские предприятия, выпускающие высокопрочный чугун по устаревшим технологиям, имеют проблему с получением тонкостенных отливок без отбела. Затраты на применение термической обработки для разложения структурно-свободного цементита весьма высокие в связи с необходимостью приобретения и эксплуатации термических печей и расходом около 400 кВт/ч энергии на отжиг 1 т отливок. Нерешенной проблемой является также получение высокопрочного чугуна ферритного класса в литом состоянии. Применение графитизирующего отжига для получения в отливках ферритной металлической основы является достаточно дорогой технологической операцией.

Кристаллизация и структурообразование сплавов

Указанные проблемы можно решить на основе применения высокоэффективных процессов позднего модифицирования расплава.

К главным факторам регулирования степени графитизации структуры и свойств отливок наряду с модифицированием также относятся скорость охлаждения и химический состав высокопрочного чугуна. Графитизации структуры способствуют, в первую очередь, углерод и кремний, а также медь и никель. Медь применяется, главным образом, для легирования высокопрочного чугуна с целью повышения механических свойств [10]. Никель значительно уступает меди по способности перлитизировать металлическую основу [11], по причине высокой стоимости он в последнее время все реже применяется для легирования высокопрочного чугуна. Максимум графитизирующего действия углерода достигается при высоком его содержании в высокопрочном чугуне – 3,6-3,9 %. При высоком содержании углерода усиливается графитизирующее влияние кремния, который, в свою очередь, эффективно повышает активность углерода в расплаве и твердом растворе, в результате чего интенсифицируется графитизация. Оптимизация содержания кремния является важнейшей составляющей комплекса технологических факторов, обеспечивающих предотвращение отбела отливок и регулирование соотношения феррит/перлит в металлической основе. Из вышеизложенного очевидна актуальность исследования влияния содержания кремния и условий охлаждения на структуру и механические свойства высокопрочного чугуна, получаемого внутриформенным модифицированием.

Цель и методика исследований. Изучение особенностей влияния содержания кремния и условий охлаждения на структурообразование и механические свойства отливок из модифицированного в литейной форме высокопрочного чугуна.

Плавки проводили в индукционной электропечи емкостью 10 кг. В качестве шихты использовали переплав чушкового передельного чугуна марки ПЛ2 (50 %) и возврата высокопрочного чугуна (50 %). Химический состав полученного шихтового чугуна следующей (%мас.): 4,12 C; 0,95 Si; 0,25 Mn; до 0,1 Cr; до 0,1 Cu; 0,026 S; 0,055 P. Необходимое содержание кремния в исходном чугуне получали добавкой в печь в конце плавки расчетного количества ферросилиция ФС75.

Модифицирование чугуна магниевой лигатурой проводили в специальной форме с литниково-модифицирующей системой, состоящей из стояка, проточного реактора и шлакоуловителя, соединенных литниковыми каналами. Модифицированный расплав через сливной канал поступал в стояк нижней расположенной формы для получения технологической ступенчатой пробы (рис. 1). Заливку проводили при температуре чугуна 1440-1450 °С. Температуру жидкого чугуна перед выпуском из печи и в ковше перед заливкой контролировали термпарой погружения. Модифицирование осуществляли в проточном реакторе магниевой лигатурой ФСМг-7. Расход лигатуры составлял 1,2 % от массы заливаемого расплава.

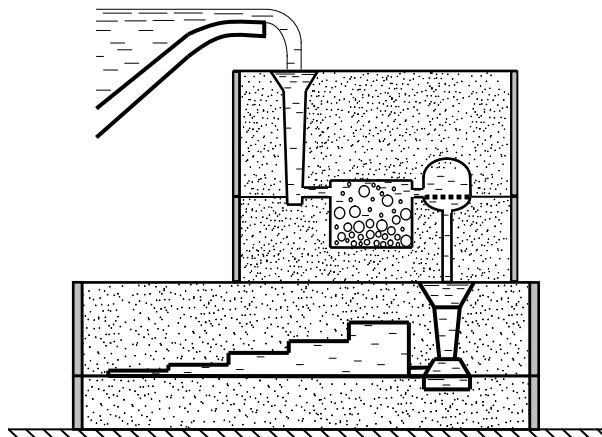


Рис. 1. Схема внутриформенного модифицирования и отливки ступенчатой пробы

Влияние содержания кремния на структуру высокопрочного чугуна изучали на шлифах, вырезанных из ступеней технологической пробы размером 60x60 мм и толщиной сечений на модели 1,5; 2,5; 5; 10; 15 мм. Ступенчатая поверхность пробы при заливке находилась сверху, что обеспечивало последовательное заполнение ступеней расплавом, начиная с наиболее удаленной от стояка ступени толщиной 1,5 мм. Металлографический анализ проводили в поперечных сечениях ступеней от их центра до боковой наружной поверхности.

Кристаллизация и структурообразование сплавов

Толщина ступеней колебалась в определенных пределах, обусловленных литейными уклонами, расталкиванием формы при извлечении модели, деформацией формы под действием давления, обусловленного ростом шаровидных включений графита при кристаллизации. Поэтому перед проведением металлографического анализа измеряли фактическую толщину шлифа в месте, подготовленном для исследования. Функциональные графики, описывающие полученные закономерности, строили по данным металлографического анализа структуры в центре пластин.

Для исследования влияния кремния на механические свойства модифицированного в литейной форме высокопрочного чугуна отливали стандартные клиновидные пробы толщиной у основания 25 мм, массой 7 кг (ДСТУ 3925-99).

Анализ полученных данных, обоснование научных результатов. Провели сравнительное исследование влияния ковшового и внутриформенного модифицирования при расходе соответственно 2,5 и 1,2 % магниевой лигатуры ФСМг7 на структуру ступеней технологической пробы из высокопрочного чугуна, содержащего 2,0 и 2,5 % Si (табл. 1). Экспериментально установили, что после внутриформенного модифицирования в структуре образуется в 3-4 раза больше включений шаровидного графита, чем после ковшового модифицирования. При содержании в высокопрочном чугуне 2,0 % Si после ковшового модифицирования в процессе кристаллизации наряду с шаровидным графитом во всех ступенях технологической пробы образуется метастабильная фаза – цементит, количество которого изменяется от 30 % в ступени толщиной 2 мм до 9 % в ступенях толщиной 12 и 18 мм. После внутриформенного модифицирования цементит в количестве 20 % наблюдался только в структуре ступени толщиной 2 мм.

Таблица 1. Влияние содержания кремния на микроструктуру ступеней технологической пробы при ковшовом и внутриформенном модифицировании

Содержание Si, %мас.	Фактическая толщина ступени, мм	Количество включений шаровидного графита, шт/мм ²		Количество цементита, %		Количество феррита, %	
		КМ*	ВФМ*	КМ	ВФМ	КМ	ВФМ
2,0	2	437	1657	30	20	0	0
	3	356	1521	20	0	10	40
	6,7	264	900	16	0	20	60
	12	148	865	9	0	22	88
	18	133	907	9	0	22	91
2,5	2,5	528	1557	15	0	0	14
	4	478	1267	10	0	5	81
	7,6	321	820	7	0	35	85
	12	198	822	0	0	48	79
	18	174	979	0	0	53	87

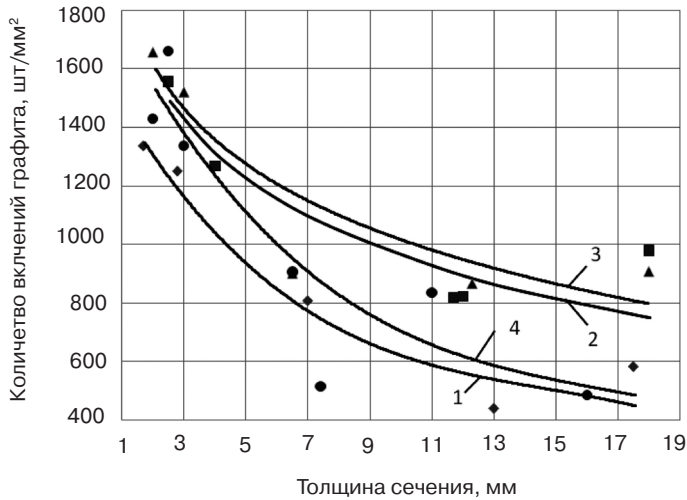
*КМ – ковшовое модифицирование; ВФМ – внутриформенное модифицирование

В условиях внутриформенного модифицирования в структуре ступеней технологической пробы при содержании 2,5 % Si цементит не наблюдался, после ковшового модифицирования в структуре более тонких ступеней цементит наблюдался в количестве от 15 до 7 % и только в структуре ступеней толщиной 12 и 18 мм его не было. Таким образом, внутриформенное модифицирование характеризуется многократно большей графитизирующей способностью и в условиях проведенного исследования при содержании в высокопрочном чугуне 2,5 % Si обеспечило получение в ступени толщиной 2,5 мм структуры без отбела, в то время как при ковшовом модифицировании структурно-свободный цементит наблюдался в ступенях толщиной 2,5; 4,0; 7,6 мм в количестве 15; 10; 7 % соответственно.

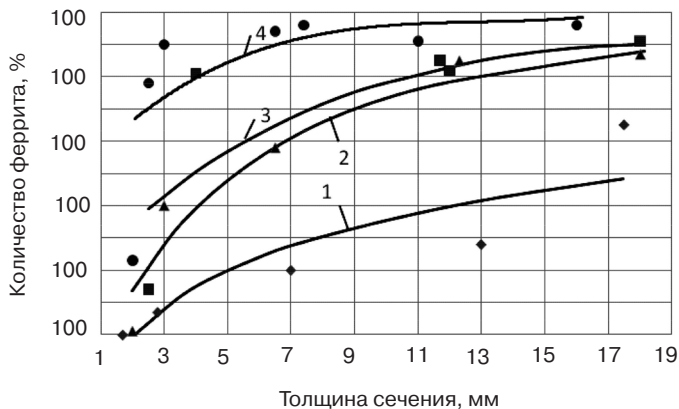
Кристаллизация и структурообразование сплавов

После ковшового модифицирования в опытах, где наблюдался структурно-свободный цементит, количество феррита в металлической основе невелико – 5-35 %. После внутриформенного модифицирования, за исключением ступени толщиной 2,0 мм, при содержании 2,0 % Si цементит при кристаллизации не образовывался и количество феррита в металлической основе ступеней толщиной 3 мм и более составляло 60-91 %. При содержании в высокопрочном чугуна 2,5 % Si сравнение структуры ступеней толщиной 12 и 18 мм, в которых после модифицирования не было цементита, показывает, что после внутриформенного модифицирования феррита образуется в 1,6-1,7 раза больше, чем после ковшового.

По результатам исследования влияния содержания кремния на микроструктуру модифицированного в литейной форме высокопрочного чугуна построены графические зависимости, описывающие влияние содержания кремния в пределах от 1,5 до 3,0 % на структуру ступеней технологической пробы (рис. 2). Микроструктуры ступеней толщиной 2 и 6 мм представлены на рис. 3. При содержании кремния 1,5 % в структуре ступени толщиной 2 мм образуется 30-40 % цементита, который также образуется при содержании 2,0 % Si в ступени толщиной 2 мм в количестве до 20 %. Более толстые ступени технологической пробы при содержании 1,5 % Si



а



б

Рис. 2. Влияние содержания кремния и толщины сечения на микроструктуру высокопрочного чугуна, в %: 1 – 1,5; 2 – 2,0; 3 – 2,5; 4 – 3,0

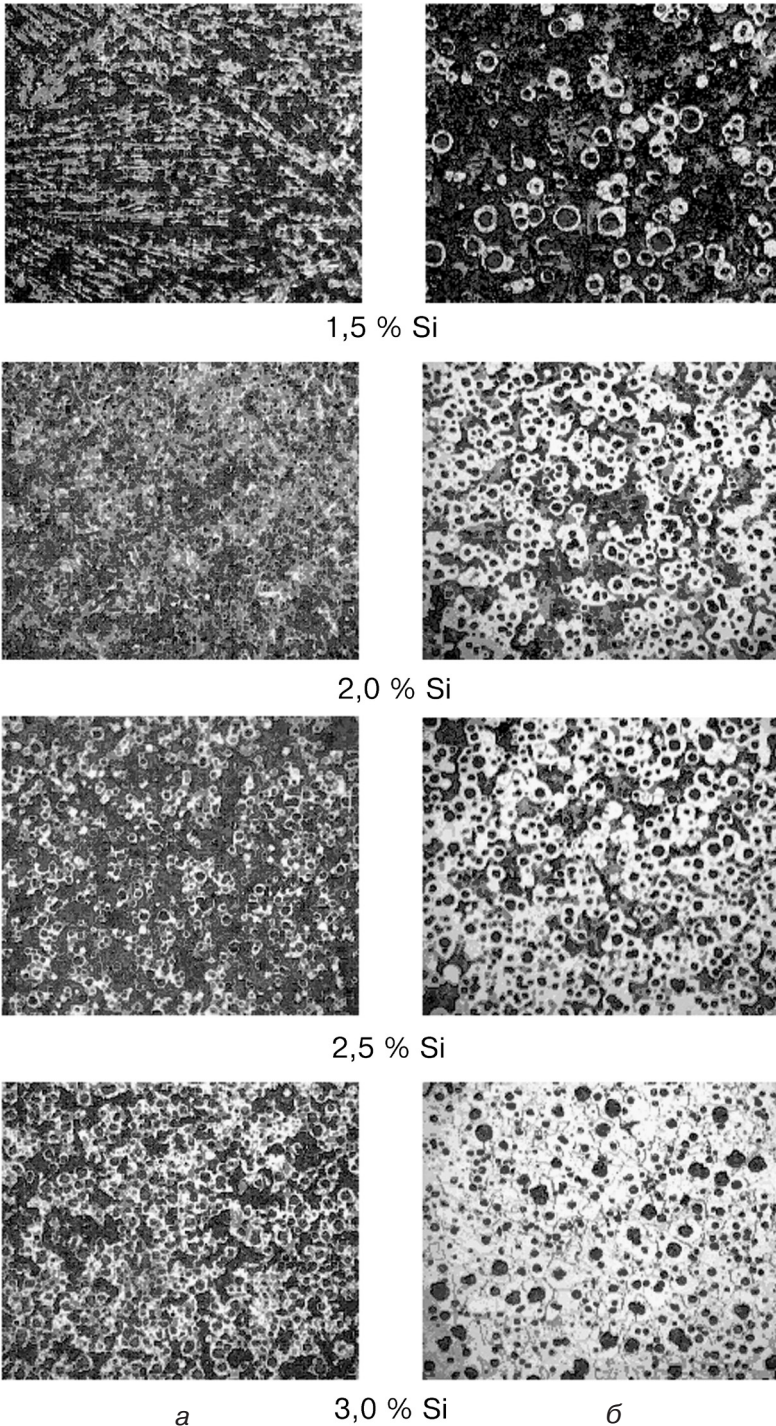


Рис. 3. Микроструктура ступеней толщиной 2 мм (а) и 6 мм (б) из модифицированного в литейной форме высокопрочного чугуна в зависимости от содержания кремния

кристаллизуются без отбела и имеют перлитно-ферритную металлическую основу. При содержании 2,5-3,0 % Si кристаллизация проходит без образования цементита с формированием преимущественно ферритной металлической основы.

С увеличением содержания кремния в чугуне наблюдается более высокая сте-

пень графитизации, увеличивается количество включений шаровидного графита, образующихся при кристаллизации. В тонких сечениях при содержании 2,0-3,0 % Si количество включений составляет 1500-1600 шт/мм², а при 1,5 % Si – 1350 шт/мм², что связано с образованием в структуре цементитной фазы. В более толстых сечениях при содержании кремния 2,0 и 2,5 % количество включений снижается до 750-800 шт/мм², а при содержании 1,5 и 3,0 % Si – до 420-450. Уменьшение количества включений шаровидного графита в толстых сечениях при содержании кремния 3,0 % связано с тем, что графитизация протекает, главным образом, по механизму роста включения шаровидного графита, а не увеличения их количества, как это наблюдается при содержании 2,0-2,5 % Si.

Повышение содержания кремния в чугуне и соответственно снижение количества цементитной фазы способствуют образованию феррита. При содержании в высокопрочном чугуне 1,5 и 2,0 % Si в тонких ступенях при наличии цементита количество феррита значительно меньше, чем в опытах, где цементита в структуре не было. С увеличением содержания кремния от 2,5 до 3,0 % в условиях отсутствия цементита в тонких ступенях количество феррита в металлической основе увеличивается в 1,65 раза.

Таким образом, при увеличении содержания кремния от 1,5 до 2,0-2,5 % степень графитизации повышается во всех сечениях ступенчатой пробы: предотвращается образование при кристаллизации цементита, увеличивается число включений шаровидного графита и количество феррита в металлической основе. Дальнейшее увеличение содержания кремния до 3,0 % способствует существенному увеличению количества феррита в структуре металлической основы тонких сечений. В ступени толщиной 3 мм количество феррита в металлической основе достигает уровня 90 %. С увеличением толщины ступени количество включений шаровидного графита уменьшается с 1520 до 450 шт/мм².

Влияние кремния на механические свойства модифицированного в литейной форме высокопрочного чугуна определяли на образцах, изготовленных из стандартных клиновидных проб толщиной 25 мм. Параллельно проводили количественный металлографический анализ структуры высокопрочного чугуна в клиновидных пробах.

Исходный чугун выплавляли в индукционной электропечи ИСТ-016 на шихте, состоящей из 85 % передельного чушкового чугуна марки ПЛ2 и 15 % отходов электротехнической (динамной) стали. В передельном чугуне содержание серы составляло 0,020-0,027 %, в динамной стали – 0,012-0,014 %. После расплавления шихты среднее содержание химических элементов составило (%мас.): 3,84 C; 0,72 Si; 0,25 Mn; до 0,05 Cr; 0,02 S; 0,045 P. Для получения планируемого содержания кремния в расплав чугуна вводили расчетное количество ферросилиция марки ФС75. Модифицирование проводили в расположенном в литейной форме центробежном проточном реакторе магниевой лигатуре ФСМг7 в количестве 1 % от массы заливаемого в литейную форму чугуна.

При содержании в высокопрочном чугуне 1,2 % Si в структуре клиновидных проб образовался цементит в количестве ~ 10 %, а металлическая основа состояла из 75 % перлита и 25 % феррита. Высокопрочный чугун с такой структурой характеризуется повышенной прочностью, твердостью и пониженной пластичностью (рис. 4). При содержании 1,7 % Si и более цементит при кристаллизации не образовался, а количество феррита изменялось от 75 (при 1,7 % Si) до 100 % (при 3,5 % Si). Высокопрочный чугун с содержанием 1,7-2,7 % Si характеризуется стабильностью значений показателей временного сопротивления разрыву (σ_B), условного предела текучести ($\sigma_{0,2}$), твердости (НВ) и высокими значениями относительного удлинения (δ) и ударной вязкости (КС). При содержании 3,5 % Si в результате образования силикоферрита значительно повышаются показатели прочности, твердости, снижается относительное удлинение и многократно уменьшается ударная вязкость высокопрочного чугуна.

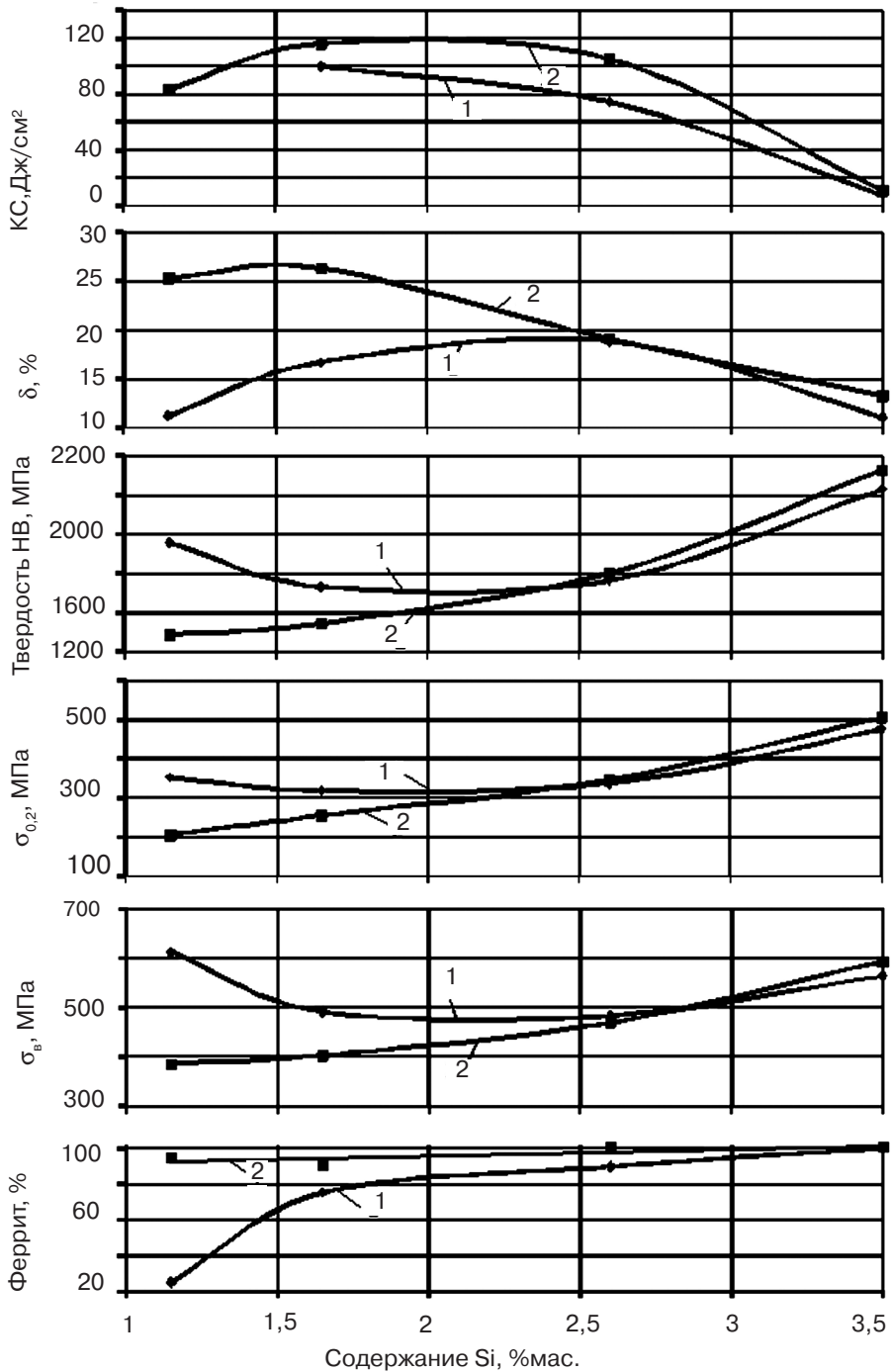


Рис. 4. Влияние содержания кремния на количество феррита и механические свойства высокопрочного чугуна: 1 – в литом состоянии; 2 – после графитизирующего отжига

Экспериментально изучено влияние термической обработки на механические свойства модифицированного в литейной форме высокопрочного чугуна в зависимости от содержания в нем кремния. Проведен графитизирующий отжиг клиновидных проб по следующему режиму: нагрев в печи до 880 °С, выдержка 2 ч, охлаждение с печью до 720 °С, выдержка 1 ч, охлаждение с печью до 650 °С, выдержка 1 ч, охлаждение на воздухе.

В результате отжига в высокопрочном чугуне, содержащем 1,2 % Si, произошла
 ISSN 0235-5884. Процессы литья. 2011. № 6 (90)

графитизация как эвтектического цементита, так и цементита перлита. В зависимости от содержания кремния после отжига количество феррита в металлической основе варьировалось в пределах от 90 до 100 %. С повышением содержания кремния увеличиваются прочностные показатели и твердость, снижается относительное удлинение (рис. 4). Максимальные значения ударной вязкости соответствуют содержанию 1,7-2,7 % Si. При содержании 1,2 % Si ударная вязкость несколько меньше. При высоком содержании кремния (3,5 %) наблюдается резкое снижение ударной вязкости в результате охрупчивания структуры металлической матрицы высокопрочного чугуна.

Следует отметить весьма высокое относительное удлинение (более 25 %) низкокремнистого (1,2-1,7 % Si) высокопрочного чугуна после графитизирующего отжига.

В целом при содержании более 2,0-2,3 % Si влияние отжига на изменение механических свойств высокопрочного чугуна проявляется незначительно по сравнению с литым состоянием. Таким образом, очевидна экономическая и технологическая целесообразность получения марок высокопрочного чугуна ферритного класса без проведения энергоемкого графитизирующего отжига путем применения внутриформенного модифицирования и оптимизации содержания кремния.

Изучено влияние нормализации на механические свойства модифицированного в литейной форме высокопрочного чугуна с содержанием 2,7 % Si. Нормализацию клиновидных проб проводили по режиму: нагрев в печи до 880 °С, выдержка 2 ч, охлаждение на воздухе. В результате нормализации незначительно изменилось соотношение феррит/перлит в металлической основе, что свидетельствует о том, что типовой режим нормализации высокопрочного чугуна с данным содержанием кремния не обеспечивает переход феррита в аустенит. Несмотря на это, в целом в результате нормализации повысилась дисперсность перлита, σ_B увеличилось до 613 МПа, $\sigma_{0,2}$ – до 432 МПа, твердость – до 2031 МПа, относительное удлинение и ударная вязкость незначительно снизились до 16 % и 72 Дж/см² соответственно.

Провели также изотермическую закалку клиновидных проб из полученного внутриформенным модифицированием высокопрочного чугуна с содержанием 2,7 % Si по режиму: нагрев в печи до 840 °С, выдержка 2 ч, закалка в жидкой селитре с температурой 370 °С, выдержка 1 ч, охлаждение в воде.

При низком содержании кремния (1,65 %) после изотермической закалки металлическая основа состояла из 75 % бейнита и 25 % феррита, что обеспечило хорошее сочетание достаточно высоких показателей прочности, относительного удлинения и ударной вязкости (табл. 2). При высоком содержании кремния (2,79 %) выбранный типовой для изотермической закалки режим нагрева не обеспечил эффективный переход металлической основы, состоящей из 94 % феррита, в аустенит. Поэтому полученные механические свойства незначительно отличаются от механических свойств в литом состоянии.

Таблица 2. Влияние содержания кремния на механические свойства клиновидных проб из высокопрочного чугуна после изотермической закалки

Содержание Si, %мас.	Механические свойства				
	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	НВ, МПа	δ , %	КС, Дж/см ²
1,65	873	526	2639	8	55
2,79	550	413	1756	15,5	74

Увеличить долю перлита в металлической основе можно путем уменьшения содержания кремния в высокопрочном чугуне и увеличения скорости охлаждения. В условиях промышленного производства исследовано влияние содержания кремния на структуру и механические свойства втулок с толщиной стенки 10 мм в литом со-

Кристаллизация и структурообразование сплавов

стоянии и после изотермической заковки по режиму: нагрев в селитровой ванне до 850 °С, выдержка 1 ч, заковка в селитровой ванне с температурой 350 °С, выдержка 1 ч, охлаждение в воде.

Базовый чугун выплавливали в индукционной электропечи на шихте из передельного чугуна ПВК-3 и возврата высокопрочного чугуна марки ВЧ50. Содержание марганца в базовом чугуне составляло (%) 0,22-0,25, серы – 0,010-0,012, фосфора – 0,049-0,057. Модифицирование проводили в литейных формах магниевой лигатурой ФСМг 7 в количестве 1,0 % от массы заливаемого в форму чугуна.

Представленные на рис. 5 экспериментальные данные показывают, что в результате снижения содержания кремния от 3,0 до 1,3 % количество феррита в металлической основе уменьшается с 85 до 25 %. При этом повышаются прочностные показатели и твердость, значительно уменьшается относительное удлинение. После изотермической заковки при содержании 1,3-1,6 % Si сформировалась бейнитная металлическая основа, при более высоком содержании кремния – бейнито-ферритная и при содержании 3,0 % Si – феррито-бейнитная. Следует отметить, что при 3,0 %

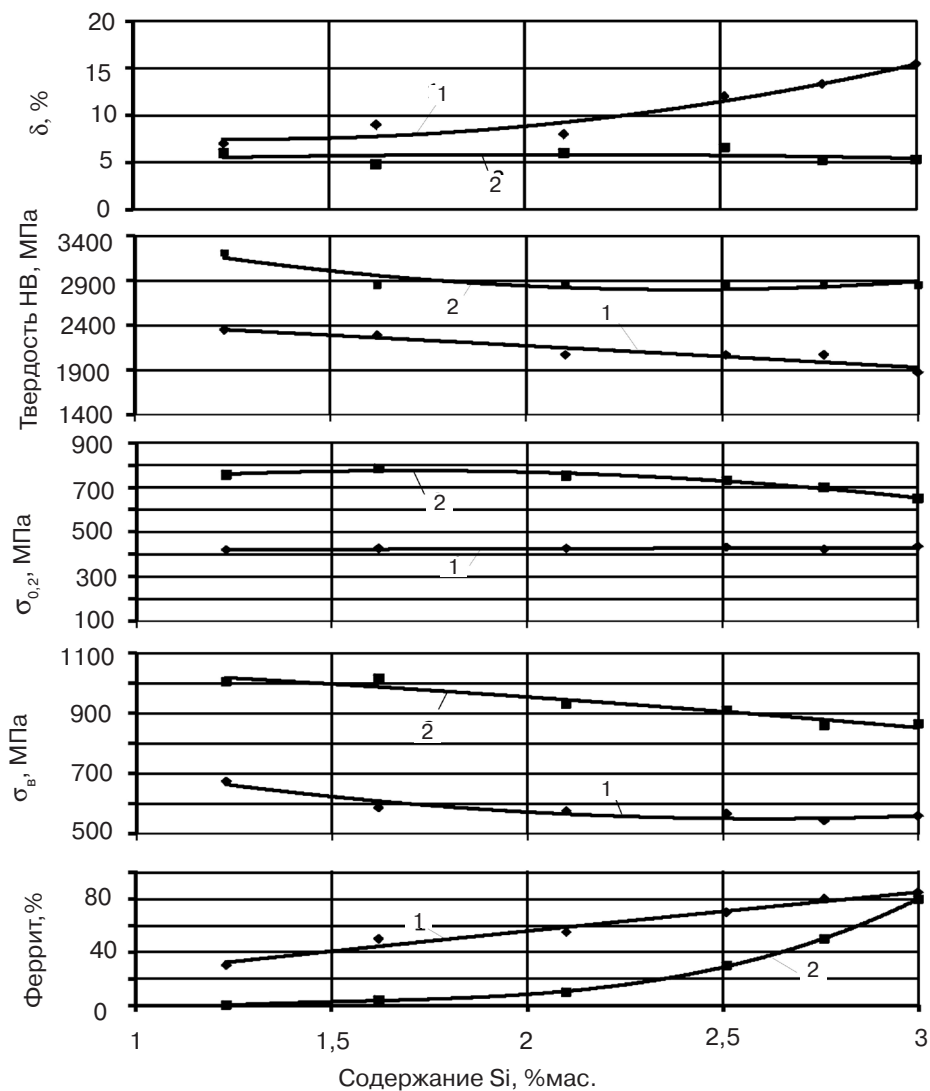


Рис. 5. Влияние содержания кремния на количество феррита в металлической основе и механические свойства высокопрочного чугуна в отливках втулок с толщиной стенки 10 мм: 1 – в литом состоянии; 2 – после изотермической заковки

количество феррита после изотермической закалки практически не изменилось по сравнению с литым состоянием. Следовательно, в процессе выдержки при 850 °С в аустенит превратился только перлит, количество которого составляло 20 %.

Высокопрочный чугун, содержащий 1,3-1,6 % Si с бейнитной металлической основой, характеризуется высокой прочностью: $\sigma_B > 1000$ МПа, $\sigma_{0,2} > 750$ МПа. Максимальная твердость (321 НВ) соответствует содержанию 1,3 % Si, в остальных опытах твердость была около 285 НВ. С увеличением количества феррита прочностные свойства снижаются. Величина относительного удлинения в проведенных опытах изменялась в узком интервале – 4,8-6,6 % и практически не зависела от содержания кремния и соотношения бейнит/феррит.

Таким образом показано, что для эффективного проведения видов термической обработки, основанных на охлаждении из аустенитного состояния, в модифицированном в литейной форме высокопрочном чугуне необходимо иметь преимущественно перлитную металлическую основу, условиями получения которой являются низкое содержание кремния и характерная для тонкостенных отливок высокая скорость охлаждения. Получить преимущественно перлитную металлическую основу можно также путем легирования высокопрочного чугуна, в частности, медью.

Выводы

Экспериментально подтвержденная высокая графитизирующая способность внутриформенного модифицирования позволяет решить задачу получения из высокопрочного чугуна отливок с минимальной толщиной стенки 2,5 мм без отбела. В традиционных технологиях ковшового модифицирования предельной для получения без отбела считается стенка отливки толщиной 5 мм. Обоснована целесообразность получения отливок из высокопрочного чугуна ферритного класса на основе применения внутриформенного модифицирования и оптимизации содержания кремния, что позволяет ликвидировать характерную для традиционных технологий операцию энергоемкого графитизирующего отжига. Оптимальное сочетание показателей механических свойств модифицированного в литейной форме высокопрочного чугуна достигается при содержании в нем 1,7-2,7 % Si. При содержании ~ 3,5 % Si, (как и в технологиях ковшового модифицирования) наблюдается резкое снижение ударной вязкости в результате образования силикоферрита и охрупчивания металлической основы высокопрочного чугуна. Для эффективного применения видов термической обработки, основанных на переводе металлической основы в аустенит, в модифицированном в литейной форме высокопрочном чугуне необходимо получать преимущественно перлитную металлическую основу путем снижения содержания кремния, применения легирования, увеличения скорости охлаждения.



Список литературы

1. Бубликов В. Б. Высокопрочному чугуну – 60 // Литейн. пр-во. – 2008. – № 11. – С. 2-8.
2. Roedter H. ADI – Austempered Ductile Iron. Аустемпированный чугун // Литейщик России. – 2011. – № 1. – С. 35-40.
3. Пирс Дж. Модифицирование чугунов. Практика и исследования // Металлургия машиностроения. – 2009. – № 3. – С. 20-25.
4. Перспективные направления развития технологий высокопрочных и специальных чугунов / В. Б. Бубликов, Б. Г. Зеленый, А. А. Шейко, Д. Н. Берчук, Д. С. Козак // Процессы литья. – 2007. – № 1-2. – С. 32-39.
5. Pedersen K. M., Tiedje N. S. Undercooling, nodule count and carbides in thin walled ductile iron // Foundry Trade J. – 2009. – V. 182, № 3662. – P. 54-57.
6. Torbjorn Skaland. A new Method for Chill and Shrinkage Control in Ladle Treated Ductile Iron // Foundry Trade Journal – 2004. – № 12. – P. 396-400.
7. Болдырев Д. А. Основные текущие и перспективные направления исследовательских работ, проводимых в чугунолитейном производстве МГП ОАО «АВТОВАЗ» // Литейщик России. – 2010. – № 12. – С. 21-26.

8. Влияние содержания кремния и скорости охлаждения на образование отбела в отливках из модифицированного в ковше высокопрочного чугуна / В. Б. Бубликов, А. А. Ясинский, Л. Н. Сыропоршнев, Д. С. Козак, Ю. Д. Бачинский // Процессы литья. – 2009. – № 4. – С. 17-24.
9. Бубликов В. Б. Повышение модифицирующего воздействия на структурообразование высокопрочного чугуна // Литейн. пр-во. – 2003. – № 8. – С. 20-22.
10. Медь в высокопрочном чугуне / В. Б. Бубликов, А. А. Ясинский, Л. Н. Сыропоршнев и др. // Процессы литья. – 2010. – № 3 (81). – С. 46-57.
11. Влияние никеля на структуру и механические свойства отливок из высокопрочного чугуна / В. Б. Бубликов, А. А. Ясинский, Л. Н. Сыропоршнев и др. // Там же. – 2011. – № 2 (86). – С. 24-33.

Поступила 05.07.2011

УДК 621.51:438.74.042

Н. И. Тарасевич, С. В. Скрипник*, И. Н. Тарасевич

Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины, Киев

*Национальный технический университет Украины «КПИ, Киев

ТЕПЛОФИЗИЧЕСКИЕ ОСОБЕННОСТИ ПОЛУЧЕНИЯ КОРПУСА КОМПРЕССОРА ГАЗОВОЙ ТУРБИНЫ ЦЕНТРОБЕЖНЫМ ЭЛЕКТРОШЛАКОВЫМ ЛИТЬЕМ

Рассмотрены гидродинамические и теплофизические особенности заполнения формы жидким металлом при получении корпуса компрессора газовой турбины в вертикальной машине центробежного электрошлакового литья.

Ключевые слова: центробежное электрошлаковое литье, газовая турбина, компрессор, жидкий металл.

Розглянуто гідродинамічні та теплофізичні особливості заповнення форми рідким металом при одержанні корпусу компресора газової турбіни у вертикальній машині відцентрового електрошлакового лиття.

Ключові слова: відцентрове електрошлакове лиття, газова турбіна, компресор, рідкий метал.

There are considered the hydrodynamic and thermophysical characteristics of filling a mold with liquid metal while obtaining a gas turbine body in the electrocinder spun casting machine with vertical axis.

Keywords: electrocinder spun casting, a gas turbine body, compressor, liquid metal.

Центробежное литье нашло свое применение в промышленно развитых странах мира около 100 лет тому назад. Основная номенклатура отливок при центробежном литье – трубные изделия из черных, цветных металлов и биметалла, получаемых в изложницах с горизонтальной осью вращения [1, 2]. При изготовлении фасонных отливок, а также машиностроительных деталей типа колец и бандажей больших размеров предпочтительно применение вертикальной оси вращения. Такая технологическая схема позволяет упростить подготовку оборудования и оснастки при

ISSN 0235-5884. Процессы литья. 2011. № 6 (90)