

ПРОКАЛИВАЕМОСТЬ СРЕДНЕЛЕГИРОВАННОГО ЧУГУНА С ШАРОВИДНЫМ ГРАФИТОМ

Н. С. Гущин, Н. Н. Александров



**ГУЩИН
Николай
Сафонович**

Кандидат технических наук. Главный инженер, заместитель зав. отделом литейных процессов ОАО НПО ЦНИИТМАШ. Специалист в области разработки легированных чугунов с высоким уровнем специальных свойств в литом состоянии. Имеет более 60 печатных трудов и 15 авторских свидетельств и патентов.

Введение

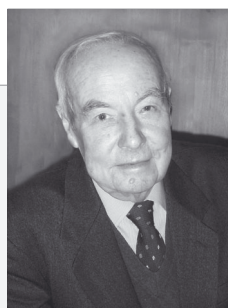
Основным недостатком белых износостойких чугунов является их низкая прокаливаемость, особенно при наличии в отливках массивных сечений. Прокаливаемость железоуглеродистых сплавов в значительной степени определяется структурой металлической основы, которая в литом состоянии состоит из различного сочетания аустенита, троостита, перлита, феррита и т.д.

Рекомендуется, чтобы основа была аустенитной, т.е. без продуктов диффузионного распада. Это достигается, во-первых, за счет введения дополнительного количества дорогостоящих легирующих элементов (Mo, Ni, Mn, Cu), которые повышают устойчивость аустенита в интервале температур $A_{c1} \dots M_n$, во-вторых, с помощью термической обработки, в частности закалки,

позволяющей получать аустенитную структуру при меньшем легировании чугунов [1–5].

Для формирования заданной структуры металлической основы и, соответственно, эксплуатационных свойств по всему сечению отливки из белых износостойких чугунов, как правило, проводят вторичную термическую обработку (нормализацию, отжиг, отпуск).

Наличие в металлической основе большого количества твердых карбидов приводит к существенному снижению технологичности белых износостойких чугунов в литом состоянии. В результате из-за высокого уровня остаточных напряжений повышается склонность отливок к образованию трещин. Поэтому их нагрев и охлаждение при термической обработке должны проводиться с умеренными скоростями. Сравнительно медленное охлаждение



**АЛЕКСАНДРОВ
Николай
Никитьевич**

Доктор технических наук. Главный научный сотрудник ОАО НПО ЦНИИТМАШ. Специалист в области теории и технологии высококачественных чугунов с высокими параметрами специальных свойств. Автор более 200 научных работ и 50 патентов.

достигается на спокойном воздухе или в струе воздушного потока [6].

Заключительной операцией термической обработки белых износостойких чугунов является отпуск, который позволяет снять внутренние напряжения в отливках, образовавшиеся при литье или высокотемпературной термической обработке.

Однако на заводах-изготовителях зачастую не проводится термическая обработка из-за увеличения себестоимости продукции или по другим причинам. Вследствие этого отливки из белых износостойких чугунов обладают пониженными механическими и эксплуатационными свойствами, что снижает срок службы изготовленных из них изделий.

Износостойкие чугуны с высокой прокаливаемостью

В настоящее время за рубежом для производства различного вида изделий ответственного назначения, предполагаемых для работы в условиях абразивного, ударно-абразивного и коррозионно-абразивного износа (уголь, руда, цемент, гипс, песок, гравий и горная порода), в основном используют хромоникелевый чугун «Нихард-4», разработанный Международной никелевой компанией (отечественный аналог ЧХ9Н5 по ГОСТ 7769-82) [7]. В нашей стране широкое распространение получил созданный в ОАО НПО «ЦНИИТМАШ» хромоникелевый чугун ЧХ8Н4Ш с шаровидным графитом (А.С. № 1299155 от 22.11.1986 г.).

Основным преимуществом указанных сплавов по сравнению с другими износостойкими чугунами является их повышенная прокаливаемость. Поэтому их чаще всего используют при изготовлении износостойких крупнотоннажных деталей (бандажей, валков, сегментов и бронеплит) для различных размольных мельниц.

С целью повышения прокаливаемости чугуна «Нихард-4» в его состав дополнительно вводят молибден в количестве до 1,0%. Химический состав этого чугуна сбалансирован таким образом, что углерод в литой металлической основе находится в твердом растворе и карбидах.

Литая металлическая основа чугуна «Нихард-4» должна быть аустенитной. После высокотемпературной термообработки она состоит из мартенсита, остаточного аустенита и карбидов цементитного и тригонального типов.

Выделение в металлической основе чугуна «Нихард-4» части структурно-свободного угле-

рода в виде шаровидного графита способствует обеднению аустенита углеродом. Благодаря этому, во-первых, повышается температура начала мартенситного превращения, в результате чего в процессе охлаждения указанного сплава происходит трансформация аустенита в мартенсит. Во-вторых, создаются необходимые условия для формирования в металлической основе карбидов только тригонального типа [8].

Прокаливаемость разработанного нами чугуна ЧХ8Н4Ш регулируется количеством структурно-свободного углерода. При этом отпадает необходимость ввода в его состав такого дорогостоящего элемента, как молибден. Отсутствие в металлической основе продуктов диффузионного распада аустенита позволяет отказаться от проведения высокотемпературной термообработки, так как требуемые эксплуатационные свойства отливок из него достигаются в литом состоянии.

На базе чугуна ЧХ8Н4Ш нами получен новый чугун ЧХ8Н4ФШ (Пат. № 2234553 от 20.08.2004 г.) с еще более высокими параметрами технологических, прочностных и специальных свойств в литом состоянии. Улучшение характеристик этого сплава происходит за счет измельчения и изменения состава литой структуры, которое достигается путем модифицирования жидкого расплава поверхностно-активными элементами. В частности, небольшие добавки ванадия, снижающие концентрацию углерода в аустените, способствуют более полному протеканию мартенситного превращения.

На основе изученных закономерностей взаимодействия между компонентами, постоянно присутствующими в Fe-C-сплавах с легирующими элементами и модифицирующими веществами, а также благодаря раскрытию механизмов, определяющих особенности зарождения и роста фаз в процессе кристаллических сплавов, авторы разработали теоретические основы синтеза новых составов хромоникелевых чугунов (ЧХ3Н4ФШ, ЧХ4Н4ФШ и ЧХ6Н4ФШ) с пониженным содержанием хрома (3–6%). Они могут успешно заменить чугун ЧХ8Н4ФШ с высоким содержанием хрома (7–10%) в качестве материала для изготовления износостойких крупнотоннажных отливок.

Подобная замена позволит существенно снизить себестоимость изготовления таких изделий, что повысит их конкурентоспособность как на внутреннем, так и на внешнем рынке.

Цель настоящей работы – определение состава модификатора и способа сфероидизирующего модифицирования среднелегированного хромоникелевого чугуна для получения в нем включений графита правильной шаровидной формы, а также исследование влияния содержания кремния и хрома на его прокаливаемость в зависимости от толщины отливки.

Методика проведения исследования

Влияние содержания кремния (Si) оценивали в диапазоне 0,5–1,5%, а хрома (Cr) – 3–6% (масс.). Содержание остальных химических элементов поддерживалось на уровне, указанном в табл. 1.

В качестве отливок толщиной 200 и 250 мм были использованы плиты размерами 350(А) × 300(В) × В мм, где А, В, В – высота, ширина и толщина плиты соответственно.

Количественной мерой прокаливаемости принята максимальная толщина плиты, твердость материала которой не менее 58 HRC, так как главной сдаточной характеристикой износостойких отливок на производстве является твердость.

Металлическая основа среднелегированного хромоникелевого чугуна с шаровидным графитом должна состоять в литом состоянии из мартенсита, остаточного аустенита и включений карбидов тригонального типа.

Для определения количества структурных составляющих металлической основы и ее твердости применяли литые цилиндрические образцы высотой 10 мм, которые вырезали из средней части заготовок диаметром 20 мм и длиной 320 мм.

Зона отбора заготовки и замера температуры исследуемого чугуна показана на рис. 1. Фиксацию кинетики кристаллизации и охлаждения чугуна осуществляли с помощью платиноплатинородиевой термопары.

Заготовки с высокой чистотой поверхности (рис. 2) получали с помощью устройства, ко-

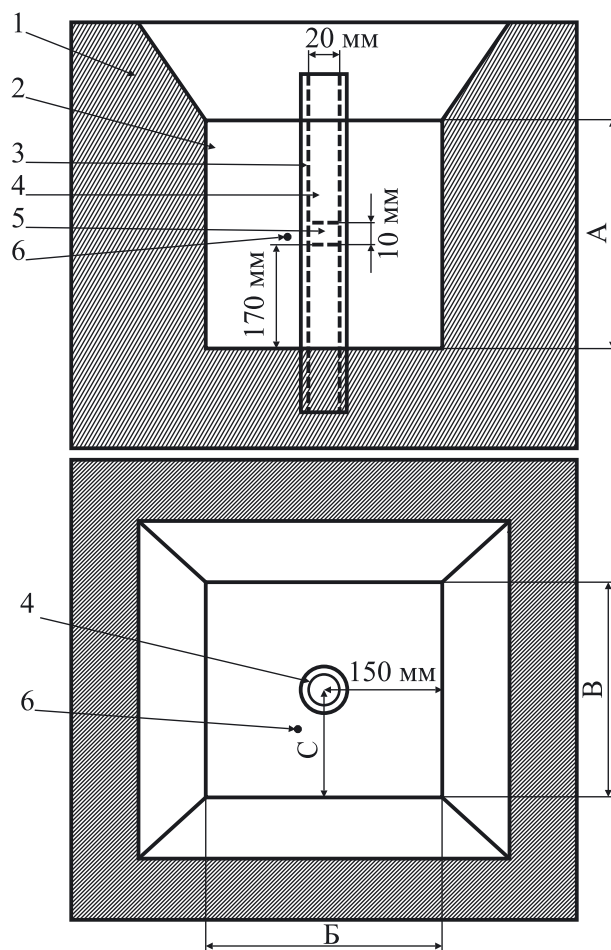


Рис. 1. Схема отбора заготовок из отливок плит: 1 – литейная песчаная форма; 2 – рабочая полость формы; 3 – кварцевая трубка; 4 – цилиндрическая заготовка; 5 – образцы, вырезанные из цилиндрических заготовок; 6 – место расположения спая термопары; А – высота, В – ширина, В – толщина плиты, С – расстояние (мм) от центра диаметра заготовки до наружной поверхности стенки плиты

торое позволяло, отбирать их из центральной зоны плит, избегая трудоемкой механической обработки [9].

При исследовании влияния сфероидизирующего модифицирования на форму графита исследуемого чугуна были опробованы следующие модификаторы: присадки – ферроцерий (Fe-Ce), цериевый мишметалл (ФЦМ-5); лигату-

Таблица 1

Содержание химических элементов (кроме кремния и хрома) в чугуне

Химический элемент	C	Mn	Ni	Cu	V	Mg	Ce	Fe
Содержание в чугуне, % масс.	2,18–2,20	0,19–0,21	3,95–4,05	0,19–0,21	0,48–0,52	≤0,04	≤0,005	остальное



Рис. 2. Литые цилиндрические заготовки

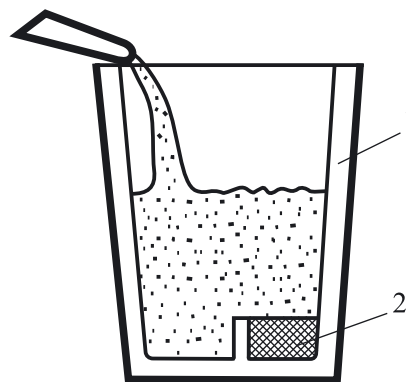


Рис. 3. Схема МДС – процесса:

1 – ковш; 2 – модификатор

ры – никель-магниева (Ni-Mg), железо-кремний-кальций-магниева (ЖКМК-6) и железо-кремний-магниева (ДМК).

Модификаторы на основе Се и Ni, содержащие от 0 до 16% Mg и изготовленные методом сплавления, являются тяжелыми лигатурами. Поэтому технология модифицирования этими лигатурами сводилась к простой их загрузке в виде кусков размером не менее 40 мм в ковш перед заполнением его чугуном (метод Pur-ovr). Реакция модифицирования протекала бурно, с пироэффектом. Усвоение Mg в таких процессах составляет до 60%.

Комплексные лигатуры (сплавы), содержащие Si, имеют низкую плотность. Поэтому в ходе исследования для удержания их под жидким металлом нижняя часть ковшика была разделена на две половины перегородкой из огнеупорного кирпича (рис. 3). Одна из отгороженных половин дна служила реакционной камерой, куда загружали лигатуру ЖКМК-6, измельченную до кусков в 20–30 мм (Sandwich-процесс). Для предотвращения сплавления лигатуры при заполнении ковшика металлом сверху ее пригружали чугунной стружкой. В это же время струю металла направляли в свободную от лигатуры часть ковшика. Процесс сопровождался сильным пироэффектом и дымовыделением, поскольку после расплавления чугунной стружки модификатор всплывал на поверхность, и содержащийся в нем Mg бесполезно сгорал на поверхности металла. В таких случаях усвоение Mg не превышает 50%.

Технология модифицирования жидкого чугуна МДС–процессом аналогична Sandwich-процессу. Принципиальное различие состоит в подготовке модификатора. Дисперсная модифицирующая композиция ДМК-1 состоит из механической

смеси порошков чистого Mg МПФ1 и ферросилиция ФС75. Фракция вышеуказанных порошков не превышает 3 мм. Благодаря этому при сфероидизирующей обработке расплава модификатор ДМК удерживается на дне ковшика при заполнении его жидким чугуном силами поверхностного натяжения до полного завершения МДС–процесса. Усвоение Mg составляет 90–95%, при этом процесс протекает совершенно спокойно без пироэффекта и дымовыделения.

Автоматическую количественную оценку пространственных показателей многофазной структуры осуществляли на приборе «Квантитет», при этом относительное стандартное отклонение составляло 0,4%. Твердость по Роквеллу определяли на приборе ТК-2М. Ошибка определения твердости по Роквеллу не превышала 1,0%.

Результаты исследований

Форма включений графита в чугуне зависит от следующих факторов:

- тип сфероидизирующего модификатора;
- способ ввода модификатора в жидкий металл;
- время выдержки и заливки расплавом литейных форм;
- продолжительность затвердевания отливки.

Исследование формы включений графита проводили на образцах из чугуна ЧХЗН4ФШ плавки 1В (табл. 2). Образцы с помощью устройства отбирали из центральной зоны ($C = 125$ мм) плиты толщиной 250 мм (см. рис. 1), так как чугун в этой зоне затвердевает последним. Поэтому данные условия позволяют наиболее объективно определить степень эффективности сфероидизирующего модифицирования, тем более его действие через 15–20 мин полностью прекращается.

Металлографические исследования показали, что только обработка анализируемого чугуна Mg-содержащим ДМК модификатором по технологии МДС обеспечивает получение правильной шаровидной формы графита по ГОСТ 3443-87 (табл. 2).

Что касается Fe-Ce, ФЦМ-5, Ni-Mg и ЖКМК-6 лигатур, то их применение в качестве сфероидизирующего модификатора чугуна ЧХЗН4ФШ сдерживается по следующим причинам:

- процесс модифицирования сопровождается сильным пироэффектом и дымовыделением;

- низкий процент усвоения Mg;
- трудность получения правильной шаровидной формы графита.

Результаты исследования влияния Si и Cr на структурные составляющие литой металлической основы среднелегированного хромоникелевого чугуна с шаровидным графитом, которые главным образом определяют глубину его прокаливаемости, представлены в табл. 3 и 4.

Твердость легированных чугунов сравнительно мало зависит от графита и определяется главным образом структурой металлической основы, составляющие которой характеризуют-

Таблица 2

Влияние параметров модифицирования на форму включений графита чугуна ЧХЗН4ФШ плавки 1В

Тип модификатора	Количество модификатора, %	Размер модификатора, мм	Способ модифицирования	Усвоение магния, %	Форма включений графита*
Fe-Ce	0,4	≤40	Метод Pig-ovr	—	ВГ _ф 2 – извилистая, ВГ _ф 3 – утолщенная
	0,8				
ФЦМ-5	0,3			35–45	ВГ _ф 3 – утолщенная, ШГ _ф 1 – разорванная
	0,4				
	0,8				ШГ _ф 2 – звездообразная
Ni-Mg	1,0	≤30	Sandvich-процесс	50–60	ШГ _ф 3 – компактная
ЖКМК-6	2,4			30–50	ШГ _ф 3 – компактная, ШГ _ф 4 – неправильная
ДМК	2,3	≤3	МДС-процесс	90–95	ШГ _ф 5 – правильная

* ВГ_ф – вермикулярная, ШГ_ф – шаровидная.

Таблица 3

Количество структурных составляющих анализируемого чугуна, отобранного из центральной зоны плиты толщиной 200 мм

Маркировка чугуна	Номер образца	Li, %	Cr, %	C, мм	<i>A</i>	<i>M</i>	<i>T</i>	<i>K1</i>	<i>K2</i>	<i>ШГ</i>
					%					
ЧХЗН4ФШ	1А1	0,5	3,0	100	30	50	–	30	–	–
	1Б1	1,0			10	74	–	–	16	1,5
	1В1	1,5			4	72	14	–	10	2,0
ЧХ4Н4ФШ	2А1	0,5	4,5		40	40	–	34	–	–
	2Б1	1,0			10	70	–	–	20	1,2
	2В1	1,5			6	68	8	–	18	1,8
ЧХ6Н4ФШ	3А1	0,5	6,0		55	25	–	40	–	–
	3Б1	1,0			50	30	–	40	–	–
	3В1	1,5			10	64	–	–	24	1,2

Обозначения: С – расстояние от центра диаметра заготовки до наружной поверхности стенки плиты; А – аустенит; М – мартенсит; Т – троостит; К1 – карбид цементитного типа (Fe, Cr)3C; К2 – карбид тригонального типа (Cr, Fe)7C3; ШГ – шаровидный графит.

Таблица 4

Количество структурных составляющих анализируемого чугуна, отобранного из центральной зоны плиты толщиной 250 мм

Маркировка чугуна	Номер образца	Si, %	Ca, %	C, мм	<i>A</i>	<i>M</i>	<i>T</i>	<i>K1</i>	<i>K2</i>	<i>ШГ</i>
					%					
ЧХЗН4ФШ	1А2	0,5	3,0	125	11	72	–	–	17	1,4
	1В2	1,0			6	70	10	–	14	1,7
	1В2	1,5			2	72	18	–	8	2,1
ЧХ4Н4ФШ	2А2	0,5	4,5		10	69	–	–	21	1,1
	2Б2	1,0			10	73	–	–	17	1,5
	2В2	1,5			5	70	10	–	15	1,9
ЧХ6Н4ФШ	3А2	0,5	6,0		12	62	–	–	26	0,6
	3Б2	1,0			10	65	–	–	23	0,8
	3В2	1,5			9	71	–	–	20	1,2

ся следующими значениями микротвердости Н: троостита – 3700–3850; аустенита – 4050–4200; мартенсита – 6010–6150; карбида цементитного типа – 10500–10700; карбида тригонального типа – 15650–15780 [4]. Следовательно, для достижения максимальной твердости исследуемого чугуна необходимо, чтобы его структура в литом состоянии состояла из мартенсита и карбидов.

С ростом содержания Si от 0,5 до 1,0% твердость чугуна ЧХЗН4ФШ, отобранного из центральной зоны плиты толщиной 200 мм, увеличивается с 55 до 58 HRC (рис. 4). Это связано с тем, что при содержании 1,0% Si в структуре чугуна образца (1В1) начинает выделяться структурно-свободный углерод в виде шаровидного графита. Благодаря процессу графитизации аустенит обедняется углеродом, что способствует повышению температуры начала мартенситного превращения. Вследствие этого количество мартенсита возрастает с 50 (образец 1А1) до 74% (образец 1В1), а доля аустенита, который является более мягкой структурной составляющей, чем мартенсит, наоборот уменьшается с 30 до 10% (табл. 3).

С дальнейшим повышением содержания Si до 1,5% количество включений шаровидного графита увеличивается до 2% (образец 1В1) и, соответственно, концентрация углерода в аустените еще больше снижается. В результате чего его устойчивость уменьшается, т.е. начало превращения аустенита в чугуне происходит при более высокой температуре. Вследствие этого в процессе охлаждения из аустенита выделяется не только мартенсит, но и троостит, имеющий минимальную микротвердость (табл. 3). Поэто-

му твердость чугуна образца 1В1 по сравнению с твердостью чугуна образца 1В1 уменьшилось с 58 до 48 HRC (рис. 4).

Подобный характер изменения твердости в исследуемом диапазоне Si 0,5–1,0% значения твердости чугуна ЧХ6Н4ФШ не изменяются и равны 56 HRC. При дальнейшем увеличении его содержания до 1,5% твердость заметно растет и достигает 62 HRC (рис. 4). Подобное изменение происходит благодаря наличию в металлической основе образца 3В1 включений шаровидного графита в количестве 1,2% (табл. 3),

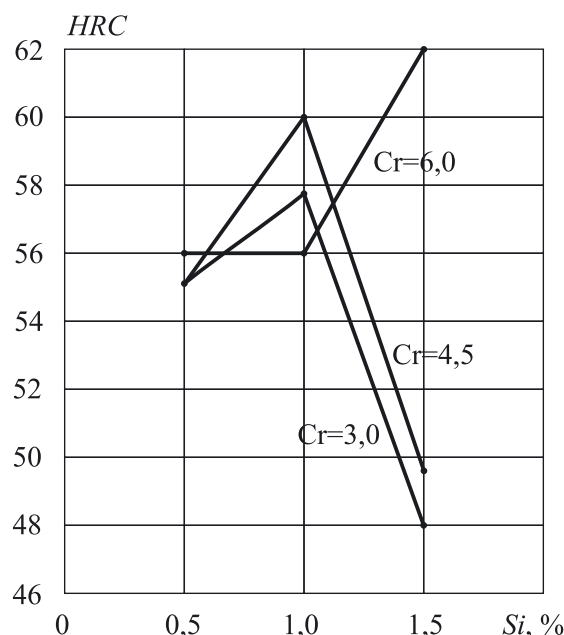


Рис. 4. Твердость чугуна, отобранного из центральной зоны ($C = 100$ мм), плиты толщиной 200 мм, в зависимости от содержания кремния и хрома (%) в чугуне

что способствует трансформации аустенита в мартенсит. За счет этого количество последнего повышается с 25% (образец 3А1) до 64% (образец 3В1).

Исследования позволили установить, что с увеличением толщины стенки плиты с 200 до 250 мм и, соответственно, массы чугуна скорость его кристаллизации и охлаждения снижается в 1,3 раза. Вследствие чего создаются благоприятные условия для зарождения дополнительных эффективных зародышей кристаллизующего графита, благодаря которым шаровидный графит выделяется в металлической основе исследуемых чугунов при всех значениях содержания Si и Cr (см. табл. 4).

При концентрации 0,5% Si полной прокаливаемостью обладают все исследуемые чугуны. С повышением его концентрации до 1,0% ее имеют чугуны ЧХ4Н4ФШ и ЧХ6Н4ФШ, а при концентрации 1,5% – только чугун ЧХ6Н4ФШ (рис. 5). Снижение твердости ниже 58 HRC связано с наличием троостита в металлической основе образцов 1Б2, 1В2 и 2В2 (см. табл. 3).

Наличие в металлической основе определенного количества включений шаровидного графита позволяет достигать высокой прокаливаемости исследуемых чугунов, обеспечивающей твердость более 58 HRC по всему сечению отливок.

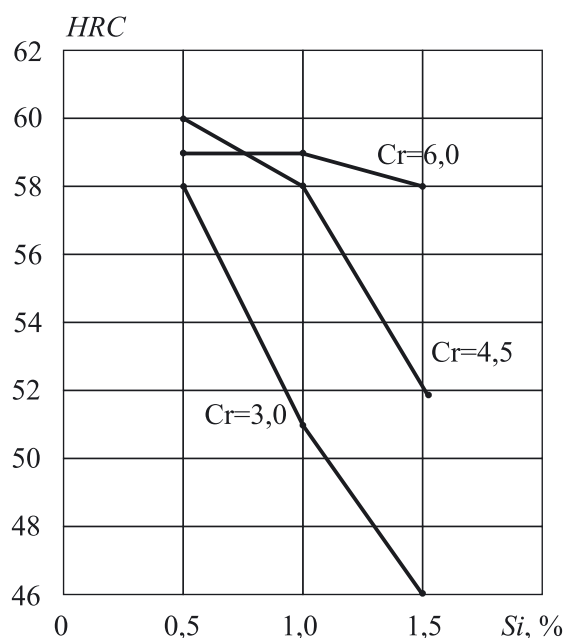


Рис. 5. Твердость чугуна, отобранного из центральной зоны ($C=125$ мм), плиты толщиной 250 мм, в зависимости от содержания кремния и хрома (%) в чугуне

Для плиты толщиной 200 мм оптимальное количество включений шаровидного графита составляет 0,8–1,5%, а у плиты толщиной 250 мм оно несколько меньше и составляет 0,5–1,4 %.

Уровень твердости белых износостойких чугунов также зависит от количества и типа карбидов.

Количество карбидной фазы определяется, главным образом, содержанием углерода и, в меньшей степени, хрома [3].

Необходимым условием для формирования карбидов тригонального типа K2 является величина соотношения концентрации хрома и связанного углерода ($[Cr]/[C_{св}]$), которая должна находиться в пределах 3–10. Если она менее 3, то образуются карбиды цементитного типа K1, микротвердость которых меньше микротвердости карбидов K2 в 1,5 раза [10].

Металлическая основа чугунов без включений шаровидного графита содержит карбиды K1, а с включениями шаровидного графита – карбиды K2 (см. табл. 3 и 4). Это связано с тем, что выделение в металлической основе определенного количества структурно-свободного углерода в виде шаровидного графита способствует понижению концентрации связанного углерода. Благодаря этому величина соотношения концентрации хрома и связанного углерода находится в необходимых пределах для формирования карбидов K2. С повышением содержания Cr количество карбидной фазы увеличивается, а с выделением включений шаровидного графита – уменьшается (см. табл. 3 и 4).

Из износостойкого хромоникелевого чугуна ЧХ6Н4ФШ была изготовлена опытная партия отливок мелющих валков для мельницы по помолу гипса (рис. 6). Мелющие валки массой 750 кг и с толщиной стенки до 225 мм успешно прошли производственные испытания, которые позволили установить, что срок службы мелющих валков из чугуна нового состава не меньше срока службы мелющих валков из хромоникелевого чугуна ЧХ8Н4ФШ.

Снижение содержания Cr, который является дорогостоящим элементом, в чугуне с 8 до 6% уменьшает себестоимость изготовления литья на 15%. Кроме этого чугун ЧХ6Н4ФШ отличается от чугуна ЧХ8Н4ФШ повышенной жидкотекучестью и пониженной объемной и литейной усадкой, что положительно сказывается на качестве отливок мелющих валков. Улучшение литейных свойств нового сплава происходит за

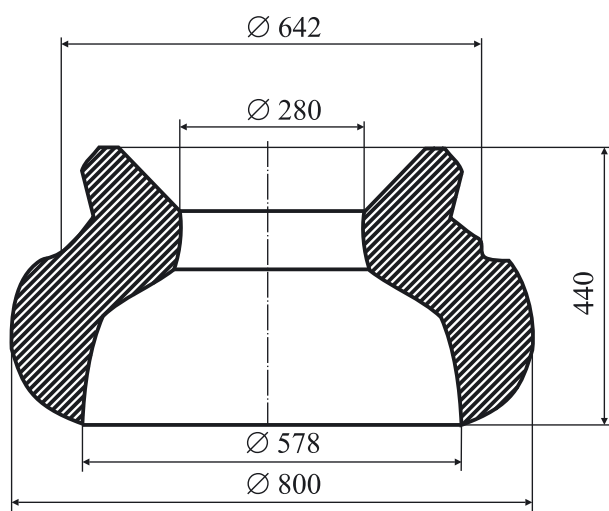


Рис. 6. Чертеж мельющего вала

счет уменьшения в его металлической основе количества карбидной фазы, температура затвердевания которой значительно выше температуры затвердевания чугуна.

Закключение

Сфероидизирующая обработка ДМК модификаторами методом МДС является в настоящее время наиболее экологически чистой и безопасной технологией, которая обеспечивает стабильное получение износостойкого хромоникелевого чугуна с шаровидной формой графита.

Количество включений шаровидного графита в металлической основе, прежде всего, зависит от содержания Si и Cr в чугуне и толщины стенки отливки. Наличие определенного количества включений шаровидного графита в металлической основе хромоникелевого чугуна позволяет получить высокую прокаливаемость, обеспечивающую мартенситно - карбидную структуру и, соответственно, требуемые эксплуатационные свойства износостойких отливок с различной толщиной в литом состоянии, т.е. без применения высокотемпературной термообработки.

Количество карбидной фазы повышается с увеличением содержания хрома и уменьшается с выделением структурно-свободного углерода в металлической основе чугуна, благодаря чему создаются необходимые условия для формирования наиболее твердых карбидов.

Результаты промышленной эксплуатации подтвердили высокую надежность и работоспособность износостойких деталей, изготовленных как из хромоникелевого чугуна марки ЧХ8Н4ФШ, так и ЧХ6Н4ФШ.

Полученные научно-экспериментальные данные позволят в дальнейшем использовать для изготовления крупнотоннажных мелющих элементов (валки, бандажки, бронеплиты, футеровки, сегменты) износостойкий хромоникелевый чугун с шаровидным графитом и пониженным содержанием хрома (до 3%).

Список литературы

1. Grilliat J. Aspect métallurgique de la production, du controle et de l'utilisation des fontes blanches martensitiques au nickel - chrome Ni - Hard // Foundry, 1963. No 208. P. 219–227.
2. Norman T., Solomone A., Doame D. Martensitic white irons for abrasion resistant castings // Modern Castings. 1959. No 4. P. 104–118.
3. Гарбер М.Е. Отливки из белых износостойких чугунов. – М.: Машиностроение, 1972. – 110 с.
4. Цыпин И.И. Белые износостойкие чугуны. Структура и свойства. – М.: Металлургия, 1983. – 176 с.
5. Гарбер М.Е., Рожкова Е.В., Цыпин И.И. Влияние углерода, хрома, кремния и молибдена на прокаливаемость и износостойкость белых чугунов // МиТОМ. 1969. № 5. С. 11–14.
6. Цыпин И.И., Хрущев М.Л. Производство деталей из износостойкого чугуна // ЦНИИТЭИ-Тяжмаш, 1979. № 14–79–14. С. 16–18.
7. The production of Ni – Hard Martensites White Cast Iron (The International Nickel Company (Mound) Limited – Thames House, Milbank. - London, S.W.1, 1963. – 65 p.
8. Гушин Н.С., Куликов В.И. Новый износостойкий высоколегированный чугун «Нихард-4» с шаровидным графитом // Тез. докл. IV Съезда литейщиков России, Москва, 20–24 сентября 1999 г. – М.: Радунница, 1999. С. 113–114.
9. Гушин Н.С. Устройство для отбора литейных образцов, используемых для различных методов испытаний чугуна // Литейщик России. 2004. № 10. С. 9–10.
10. Fischer J.J. Beziehung zwischen Gefüge und Eigenschaften von Ni-Hard-4-Gußeisen // Giesserei – Praxis. 1985. No 12. S. 186–193.