

С.В.Бобырь, Влад.И.Большаков

ИССЛЕДОВАНИЕ ОСОБЕННОСТЕЙ СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЯ И СВОЙСТВ МАРГАНЦОВИСТОГО ЧУГУНА С ИНВЕРТИРОВАННОЙ СТРУКТУРОЙ

Разработан износостойкий марганцовистый чугун с инвертированной структурой. Выполнено исследование структуры и свойств разработанного чугуна в сравнении с чугуном ледебуритного типа. Установлено повышение механических свойств и износостойкости такого чугуна.

Постановка задачи. Литые конструкционные материалы, предназначенные для работы в условиях совместного влияния сил трения, агрессивных коррозионных сред, высокой температуры, абразивного и ударно-абразивного износа характеризуются высоким содержанием хрома (Х12МФ, Х16МНФТ), марганца (110Г13Л) и дефицитных легирующих элементов – молибдена, никеля, ванадия [1,2]. Исследования последних лет показали перспективность применения для работы в таких условиях экономнолегированных марганцовистых сплавов с инвертированной структурой [3–5].

Целью настоящей работы является исследование особенностей структурообразования и свойств марганцовистого чугуна с инвертированной структурой, в сравнении с ледебуритным чугуном, химический состав которых приведен в табл.1.

Таблица 1. Химический состав исследуемых марганцовистых чугунов

Тип чугуна	Содержание элементов, % по массе							
	C	Si	Mn	Cr	Ni	S	P	Ti
300ХГ8	3,12	0,77	7,94	0,83	0,1	0,031	0,284	0,01
220Г11Х2Т	2,17	0,42	10,71	2,55	0,64	0,044	0,079	0,02

Методика исследования. Чугуны выплавляли в 400–кг печи и разливали на отливки плит бронефутеровочных размером 300x500x47мм. Для исследований отливали образцы диаметром 30мм. Микроструктуру чугунов в литом и термообработанном состоянии изучали на микроскопах Neophot – 2 и Axiovert 200 M Mat при увеличениях 100 – 1000 крат.

С целью формирования износостойкой гетерофазной структуры выполняли термическую обработку чугунов по режиму: нагрев с печью до 900⁰С 0,5–1,0 ч., закалка в минеральной среде. После закалки для отливок

применяли низкий отпуск при температуре 250⁰С 2,5–3 часа для снятия внутренних напряжений.

Ударно–абразивную износостойкость K_u образцов чугуна определяли в лабораторной шаровой мельнице.

Фазовый состав образцов определяли методом рентгеноструктурного анализа на установке ДРОН 4–07 в $\text{Cu}(\alpha)$ – излучении с использованием плоского графитового монохроматора на вторичном пучке.

Микротвердость структурных составляющих находили с помощью прибора ПМТ–3 по ГОСТ 9450–76 при нагрузке 50 г. Твердость образцов в литом и термообработанном состоянии определяли методом Роквелла.

Результаты исследования. Чугун 300ХГ8 в литом состоянии имел типичную структуру белого доэвтектического чугуна – довольно однородного конгломерата фаз аустенита, легированного цементита и ледебурита (рис.1,а). Одна часть аустенита при охлаждении превращалась в тростоподобные пластинчатые структуры; вторая часть оставалась стабильной до комнатной температуры, что объясняется высоким содержанием в чугуне марганца и углерода.

Так как матричной фазой этого чугуна являлся цементит, нельзя было ожидать от него высокого уровня механических свойств, особенно пластичности и ударной стойкости.

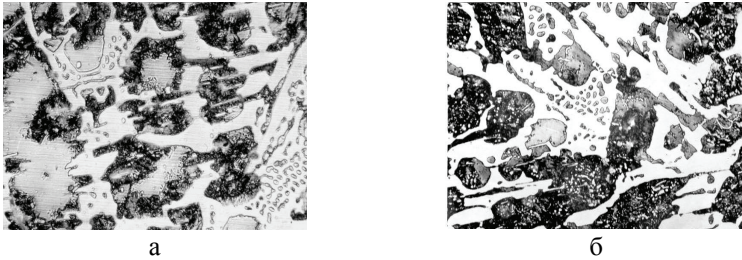


Рис. 1. Микроструктура чугуна 300ХГ8, а – в литом состоянии, б – после термической обработки, х500.

Чугун 300ХГ8 в термообработанном состоянии также имел структуру конгломерата фаз, характерную для белых чугунов. Однако в процессе закалки часть аустенита дендритных ветвей превращалась в комплекс мартенсит + мелкие сфероидизированные карбиды; оставшая часть аустенита оставалась стабильной до комнатной температуры. Соотношение аустенита и мартенсита в структуре ледебуритного чугуна было примерно равным, что способствовало снижению термических напряжений из–за взаимной компенсации изменения объемов α – и γ – фазы.

Выполненная термическая обработка, как будет показано ниже, повышала твердость и абразивную износостойкость ледебуритного марганцовистого чугуна. Однако пластические свойства и ударная стойкость такого чугуна были низкими (табл.2).

Существенное повышение ударно-абразивной износостойкости марганцовистого чугуна может быть получено благодаря регулированию количества, размеров и морфологии эвтектической карбидной фазы. В марганцовистом сплаве с высокой износостойкостью карбидная фаза должна размещаться в матрице в виде разделенных включений [4].

Для реализации такого структурного состояния был разработан чугун типа 220Г11Х2Т, как модельный композиционный сплав с матрицей, близкой к стали Гадфильда и равномерно распределенными эвтектическими карбидами.

Этот сплав в литом состоянии должен иметь около 25% эвтектических карбидов, после термической обработки – около 17%. Для этого содержание углерода в этом сплаве должно быть близким к точке 2,2%.

Общее количество хрома и марганца в этом сплаве должно примерно соответствовать содержанию марганца в стали 110Г13Л – 11,5–15,0%. При этом количество хрома должно находиться в пределах 2–3%, чтобы образовывалось требуемое количество эвтектических карбидов (17–25%).

При таком содержании углерода и хрома в карбидную фазу после термической обработки будет связано $17\% \times 6,67\%/100\% = 1,134\%$ углерода. Следовательно, в твердом растворе будет находиться 0,97–1,17% С, что соответствует содержанию углерода в стали 110Г13Л.

Чугун 220Г11Х2Т в литом состоянии с медленным охлаждением также имел структуру белого доэвтектического чугуна (рис.2,а).

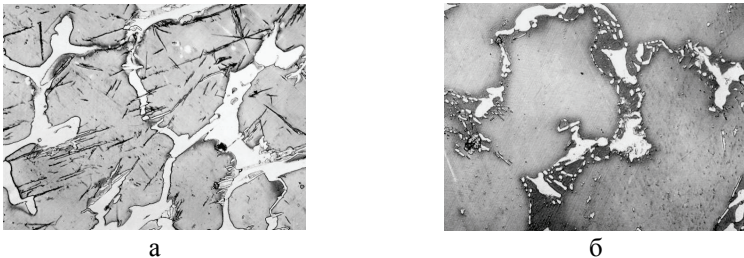


Рис.2. Микроструктура чугуна 220Г11Х2Т, а – в литом состоянии, б – после термической обработки, х500.

Кристаллизация этого чугуна начиналась с выделения дендритов первичного аустенита и завершалась формированием эвтектических колоний аустенит – карбид.

Эвтектические карбиды располагались вокруг аустенитных зерен, что было обусловлено довольно низким содержанием углерода. Часть карбидов имела морфологию ледебурита. В структуре чугуна присутствовал игольчатый марганцовистый цементит в небольшом количестве (до 5,0%), что свидетельствовало о понижении устойчивости марганцовистого аустенита при медленном охлаждении.

Структура этого чугуна в литом состоянии также являлась неблагоприятной в отношении ударной стойкости, из-за хрупкого цементитного «скелета».

В процессе термической обработки сплава 220Г11Х2Т по приведенному режиму была сформирована аустенито – карбидная структура чугуна с равномерно распределенными карбидами (рис.2,б). Аустенит при этом насыщался легирующими элементами (углеродом, марганцем и хромом) и становился стабильным в широком интервале температур.

Рентгеновский фазовый анализ подтвердил наличие в сплаве γ – фазы и эвтектических карбидов цементитного типа с микротвердостью 9500–10700 МПа. Их распределение вполне соответствовало правилу Шарпи, повышая абразивную износостойкость чугуна.

В работе [5] такая структура марганцовистого чугуна была сформирована при содержании марганца 25–30%. Комплексное легирование чугуна марганцем и хромом позволило получить композитную структуру при значительно меньшем содержании марганца.

При закалке этого чугуна от 1100°C , в отличие от стали 110Г13Л, также была получена гетерофазная структура с аустенитной матрицей и комплексными карбидами (рис.3).

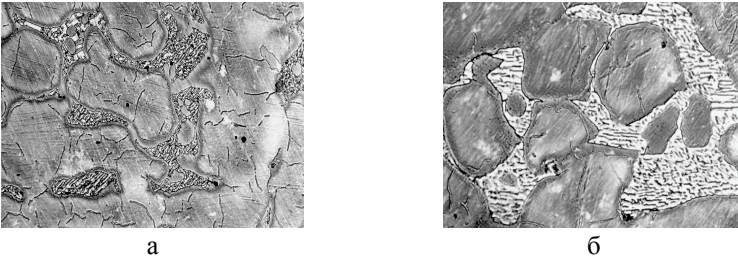


Рис.3. Микроструктура чугуна 220Г11Х2Т после закалки от 1100°C , а – $\times 500$, б – $\times 800$

В работе [6] было показано, что в сплавах системе Fe–C–Mn при достаточно высоком содержании марганца происходит перитектоидное превращение:



где Me_3C – легированный цементит;

Me_7C_3 – вторичный легированный карбид.

Легирование чугуна хромом способствовало протеканию перитектоидного превращения (1) и образованию двухфазной структуры карбидов (Me_3C , Me_7C_3) при высокой температуре.

Разработанный сплав имел высокую термическую стабильность. Даже при медленном охлаждении не происходило $\gamma \rightarrow \alpha$ – превращение, матрица чугуна оставалась аустенитной.

Ударно–абразивная износостойкость K_u этого чугуна после термического воздействия превышала аналогичные показатели сплавов 110Г13Л ($K_u=1,0$) и 300ХГ8 (табл.2).

Таблица 2. Свойства чугунов после термической обработки

Тип чугуна	Твердость HRC	Предел прочности σ_b , МПа	Относит. удлинение δ , %	Ударная вязкость КС Дж/см ²	Износостойкость K_u , ед.
300ХГ8	52,3	320,0	–	5,0	0,7
220Г11Х2Т	30,0	560,0	5,0	33,0	1,4

Разработанный чугун после термической обработки имел достаточно высокий уровень механических свойств: предел прочности 520–580 МПа, относительное удлинение 3,0–8,0%, твердость 28–35 HRC.

Таким образом, разработан новый марганцовистый чугун с инвертированной структурой, соответствующей принципу Шарпи: в пластичной аустенитной матрице равномерно распределены твердые включения цементитного типа. После закалки от 900⁰С чугун приобретает более высокие механические свойства и износостойкость, чем чугун ледебуритного типа.

Однако чугун такого состава представляет собой все же высоколегированный сплав. К тому же, в условиях ударно–абразивного износа аустенито – мартенситная структура может иметь преимущество перед аустенито – карбидной [3,4]. Поэтому применение такого чугуна взамен стали 110Г13Л оправдано только для деталей, работающих в условиях совместного температурного и абразивного воздействия.

1. *Чейлях А.П.* Экономнолегированные метастабильные сплавы и упрочняющие технологии. – Харьков: Изд-во ННЦ ХФТИ, 2003. – 212с.
2. *Влияние температуры аустенитизации на структуру, фазовый состав и свойства белых высокохромистых чугунов./ В.З.Куцова, А.Ю.Куцов, М.А.Ковзель и др. // Строительство, материаловедение, машиностроение. Сб. научн. тр. – Вып.32. – Ч.1. – Дн–ск, 2005. – С. 44–56.*
3. *Малинов Л.С.* Разработка экономнолегированных сплавов с повышенным уровнем свойств и способов упрочнения на основе принципа получения многофазных структур с метастабильным аустенитом и его управляемой самотрансформации при охлаждении или/и нагружении // *Металл и литье Украины.*– 2005. – №7–8. – С. 55–58.
4. *Применение марганцовистых чугунов для изготовления износостойких деталей металлургического оборудования / С.В.Бобыр, Г.В.Левченко, А.А.Петриченко и др. // Металл и литье Украины, 2006. – №5 – С. 40–42.*

5. *Сильман Г.И.* Сплавы системы Fe–C–Mn. Часть 5. Особенности структурообразования в белых высокомарганцевых чугунах // *МиТОМ*. – 2006. – №3. – С. 3–8.
6. *Сильман Г.И.* Диаграмма состояния Fe–C–Mn и некоторые структурные эффекты в этой системе. Часть 3. Политермические разрезы и проекции диаграммы // *МиТОМ* – 2005. – №9. – С. 3–7.

Статья рекомендована к печати докт.техн.наук, проф. Г.В.Левченко