

СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ХРОМОМАНГАНЦЕВЫХ ЧУГУНОВ В ЛИТОМ СОСТОЯНИИ

STRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF CHROMO- MANGANESE CAST IRON IN THE CAST STATE

В.З. Куцова, М.А. Ковзель, А.В. Гребенева, П.Ю. Швец

Национальная металлургическая академия Украины, г. Днепропетровск

A. Zyska

Czestochowa University of Technology, Faculty of Material Processing
Technology and Applied Physics, Department of Foundry

B. Koczurkiewicz

Czestochowa University of Technology, Faculty of Material Processing
Technology and Applied Physics, Institute of Metal Forming and Safety
Engineering

Abstract

Structures, phase composition and properties of the investigated chromo-manganese cast iron alloys in the cast state was studied at the present work. It is shown that the hardness and wear resistance of the investigated alloys are determined by the carbon content, degree of alloying matrix and austenite-carbide eutectic, also the number and form parameter eutectic carbide.

Введение. В настоящее время важное место в переработке сырьевых и строительных материалов занимают операции дробления, измельчения и размола, потребляющие более половины всех энергетических и материальных затрат перерабатывающих предприятий в горно-металлургической, сырьевой, строительной и энергетической отраслях промышленности Украины. При этом многие детали оборудования подвергаются интенсивному абразивному и ударно-абразивному изнашиванию, приводя к выходу дорогостоящего оборудования из строя. Поэтому проблема повышения качества материалов для износостойких деталей оборудования при снижении затрат на их производство, является весьма важной и актуальной.

Для деталей, работающих в условиях абразивного, ударно-абразивного износа, сил трения и агрессивных коррозионных сред широко применяют материалы, которые характеризуются высоким содержанием хрома, марганца и дефицитных легирующих элементов – молибдена, никеля и ванадия [1-3].

Следует отметить, что износ в абразивных средах и в условиях знакопеременных и ударных нагрузений является сложной и неоднозначной функцией условий взаимодействия металла детали с абразивными частицами, средой и уровнем ударных нагрузений. Он зависит от многих факторов: продолжительности эксплуатации,

концентрации абразива, размера, формы и твердости абразивных частиц, их скорости в момент удара о поверхность детали, угла атаки частицами изнашиваемой поверхности, уровня ударных нагрузений, снижения механических свойств материала вследствие разупрочняющего воздействия на него среды и др.

Современные исследования свидетельствуют о том, что перспективными материалами для работы в таких условиях, имеющими высокий уровень комплекса свойств при низкой себестоимости, являются экономнолегированные хромомарганцевые чугуны [4, 5].

В настоящее время хромомарганцевые чугуны нашли широкое применение, как в литом, так и в термообработанном состоянии в качестве высокоизносостойких трибологических материалов. Из них изготавливают лопатки дробебетных аппаратов, плиты бронезащиты мельниц и мелющие тела для размолва твердых материалов, а также прокатные валки и прокатный инструмент.

Изменяя гетерогенность структуры, в зависимости от функционального назначения сплава, путем рационального легирования и применения разных режимов термической обработки, можно целенаправленно влиять на формирование заданных свойств хромомарганцевых чугунов.

Поэтому исследования закономерностей формирования структуры, фазового состава и свойств экономнолегированного хромомарганцевого чугуна в литом состоянии является актуальной задачей современного материаловедения.

Материал и методика исследования. Объектом исследования в настоящей работе служили образцы опытно-промышленных плавок хромомарганцевого чугуна, химический состав которого приведен в таблице 1.

Табл. 1. Химический состав исследуемых чугунов

№ п/п	Содержание легирующих элементов, %									
	C	Cr	Ni	V	Mn	Si	Cu	S	P	Fe
1	2,2	12,63	0,83	0,25	5,7	1,0	0,10	0,009	0,013	77,3
2	2,7	15,91	0,95	0,25	10,5	0,9	0,9	0,009	0,027	67,9
3	3,1	13,1	1,15	0,25	15,75	0,9	0,15	0,003	0,025	65,57

Микроструктуру образцов выявляли в 10% растворе азотной кислоты. Исследование микроструктуры осуществляли с помощью оптического микроскопа "Neophot-21". Микротвердость фаз и структурных составляющих определяли с помощью микротвердомера ПМТ-3 по стандартной методике, фазовый состав изучали на дифрактометре ДРОН-3М в FeK_{α} - излучении. Твердость хромомарганцевых чугунов в литом и нормализованном состоянии определяли методом Бринелля. Нормализацию исследуемых образцов проводили при температуре 950°C с

последующим охлаждением на воздухе. Ударную вязкость хромомарганцевых чугунов в литом состоянии определяли на образцах без надреза в соответствии с ГОСТ 9454-78 на машине ПСВО-5 с максимальной энергией удара 294Дж при комнатной и повышенной температуре испытаний.

Значения предела прочности исследуемых хромомарганцевых чугунов рассчитывали согласно следующим условиям: если $HB > 175$, то $\sigma_b \approx 0,345HB$; если $HB < 175$, то $\sigma_b \approx 0,362HB$ [6].

Результаты исследования. В данной работе изучена структура, фазовый состав и механические свойства хромомарганцевых чугунов в литом состоянии.

Микроструктура исследуемых плавок хромомарганцевых чугунов в исходном литом состоянии представлена на рисунке 1. Анализ микроструктуры исследуемых чугунов в литом состоянии (рис. 1) свидетельствует о том, что кристаллизация начинается с выделения дендритов первичного аустенита и завершается формированием эвтектических колоний. В микроструктуре присутствуют первичные дендриты аустенита и колонии тонкодифференцированной аустенито-карбидной эвтектики на базе карбида Me_7C_3 как в продольном, так и в поперечном сечении (рис. 1).

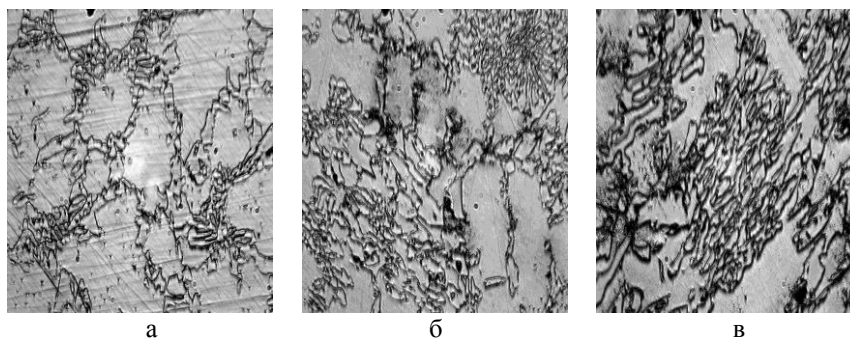


Рис. 1. Микроструктуры хромомарганцевых чугунов в литом состоянии: а - сплав 1, б - сплав 2, в - сплав 3; $\times 500$

Методами количественной металлографии и рентгеноструктурного анализа определено количественное соотношение первичного аустенита (A_1) и карбидной эвтектики (КЭ). Для сплава 1 это соотношение составляет: $A_1 = 65\%$, КЭ = 35%, для сплава 2: $A_1 = 48\%$, КЭ = 62%, для сплава 3: $A_1 = 22\%$, КЭ = 78%. Определена длина пластин эвтектических карбидов (ЭК) Me_7C_3 во всех исследуемых сплавах: в сплаве 1 она составляет 36,5 мкм, для сплава 2 она равна 42,5 мкм, а в сплаве 3 карбид характеризуется наибольшей длиной, которая составляет 55,65 мкм. Параметр формы (ПФ) пластин эвтектических карбидов (ЭК) Me_7C_3 в сплаве 1 составляет 3,95, в сплаве 2 – 3,85, в сплаве 3 – 2,68. Параметр

формы ЭК характеризует дифференцировку эвтектики, чем меньше ПФ, тем выше дифференцировка эвтектики, которая вносит вклад в прочностные и пластические свойства сплава.

Количественное соотношение первичных дендритов аустенита и эвтектической составляющей определяется содержанием углерода и соотношением основных легирующих элементов – хрома и марганца. В связи с чем в сплаве 3, где количество углерода и марганца максимально, число карбидов увеличивается по сравнению со сплавами 1 и 2, соответственно, в 2,2 и 1,7 раза.

Фазовый состав исследуемых хромомарганцевых чугунов изучали с помощью рентгеноструктурного анализа, который выявил карбид Me_7C_3 - (Cr, Mn, Fe) $_7C_3$ [7], цементит, аустенит и феррит.

Количественные данные рентгеноструктурного анализа приведены в таблице 2. Количество аустенита в матрице исследуемых чугунов повышается с 76% до 91% с увеличением содержания углерода и легирующих элементов (хрома и марганца), а феррита – уменьшается, соответственно, с 24% до 9% (таблица 2). Присутствие феррита связано, вероятно, с недостаточной стабильностью аустенита, претерпевающего распад на феррит и карбид в процессе охлаждения. Анализ данных таблицы 2 свидетельствует о том, что в структуре чугуна присутствует практически равновесная α -фаза, степень несовершенства ($\beta_{0,5}$) решетки которой находится в пределах от 0,57 до 0,59, параметр решетки α -фазы (a_α) равен 2,87-2,88.

Табл. 2. Данные рентгеноструктурного анализа хромомарганцевых чугунов в литом состоянии

№п/п	a_α по (011) α	a_γ по (022) γ	Степень несовершенства α – фазы ($\beta_{0,5}$)	% γ , в матрице	% α , в матрице
1	2,87	3,60	0,59	76	24
2	2,88	3,62	0,59	87	13
3	2,87	3,62	0,57	91	9

Микротвердость фаз и структурных составляющих исследуемых чугунов в литом состоянии приведена в таблице 3.

Табл. 3. Микротвердость фаз и структурных составляющих хромомарганцевых чугунов в литом состоянии

№ п/п	Микротвердость структурных составляющих, МПа		
	А-К эвтектика	Матрица	Эвтектический карбид
1	7920	4137	6577
2	8934	4228	8244
3	9195	4663	8965

Микротвердость матрицы и эвтектических карбидов всех исследованных сплавов возрастает с увеличением количества углерода, хрома и марганца (табл. 3).

В таблице 4 приведены механические свойства хромомарганцевых чугунов в литом и термообработанном состоянии.

Табл. 4. Механические свойства хромомарганцевых чугунов в литом и термообработанном состоянии

№ п/п	Состояние материала	Твердость, НВ	Предел прочности σ_b , МПа
1	Литое	321	111
	Нормализация при температуре 950 °С, охлаждение на воздухе	277	96
2	Литое	401	138
	Нормализация при температуре 950 °С, охлаждение на воздухе	341	118
3	Литое	401	138
	Нормализация при температуре 950 °С, охлаждение на воздухе	375	129

Анализ данных приведенных в табл.4, свидетельствует о том, что с повышением содержания углерода и марганца твердость исследуемых чугунов в литом состоянии растет на 25%, нормализация при температуре 950 °С приводит к снижению твердости: в сплаве 1 – на 13,7%, сплаве 2 – на 15%, в сплаве 3 – на 6,5%. Предел прочности в литом состоянии растет на 24%, нормализация при температуре 950 °С приводит к снижению предела прочности: в сплаве 1 – на 13,5%, сплаве 2 – на 14,5%, в сплаве 3 – на 6,5%.

В таблице 5 приведена ударная вязкость хромомарганцевых чугунов в литом состоянии при комнатной и повышенной температуре испытаний.

Табл. 5. Ударная вязкость хромомарганцевых чугунов в литом состоянии при комнатной и повышенной температуре испытаний

№ п/п	Температура испытаний, °С	Ударная вязкость чугуна КС, Дж/см ²
1	20	5,9
	950	15,6
2	20	5,9
	950	7,8
3	20	5,9
	950	5,9

Ударная вязкость исследуемых чугунов в литом состоянии при температуре испытания 20°C одинакова и составляет 5,9 Дж/см². Нагрев до температуры 950°C приводит к росту ударной вязкости: в сплаве 1 – в 2,6 раза, в сплаве 2 – в 1,3 раза, а ударная вязкость сплав 3 – не изменяется.

Таким образом, максимальной прочностью и твердостью в литом и нормализованном состоянии характеризуются сплавы 2, 3, что позволяет прогнозировать повышение абразивной и ударно-абразивной износостойкости в литом и термообработанном состоянии. Указанная разница в свойствах хромомарганцевых чугунов определяется степенью легированности матрицы и эвтектического карбида, а также параметром формы эвтектического карбида.

Выводы:

Изучена структура, фазовый состав и механические свойства хромомарганцевых чугунов в литом состоянии. Показано:

- количественное соотношение первичных дендритов аустенита и эвтектической составляющей определяется содержанием углерода и соотношением основных легирующих элементов – хрома и марганца;
- твердость исследуемых чугунов определяется содержанием углерода, марганца и количеством карбидной составляющей;
- максимальной прочностью и твердостью в литом и нормализованном состоянии характеризуются сплавы 2, 3, что позволяет прогнозировать повышение абразивной и ударно-абразивной износостойкости в литом и термообработанном состоянии.

Литература

1. Износостойкость высокохромистых сплавов в широком интервале температур / В.З. Куцова, М.А. Ковзель, О.А. Величко, Z. Stradomski // Metallurgy 2013. New technologies and achievements in metallurgy, material engineering and production engineering. A collective monograph. – Czestochowa 2013. – №. 31 (2). – P. 81 - 87.
2. Tribotechnical properties of high-chromium alloys in cast and heat-treated state / V.Z. Kutsova, M.A. Kovzel, A.V. Grebeneva, O.O. Velichko, Z. Stradomski // Metallurgy 2014. New technologies and achievements in metallurgy, material engineering and production engineering. A collective monograph. – Czestochowa 2014. – №. 40. – P. 356 - 360.
3. Триботехнические свойства высокохромистых сплавов в литом и термообработанном состоянии при комнатной и повышенной температуре испытаний / В.З. Куцова, М.А. Ковзель, А.В. Гребенева, О.О. Величко // Металлургическая и горнорудная промышленность. – 2014. - № 3. - С. 69 - 74.
4. Соколов О.Г. Железомарганцевые сплавы / О.Г. Соколов, К.Б. Кацов. – Киев: Наукова думка, 1982. – 212с.
5. Чейлях А.П. Разработка и исследования новых экономнолегированных износостойких чугунов с метастабильной структурой для быстроизнашивающихся деталей / Чейлях А.П., Клок Д.В., Прекрасный С.В.// Металл и литье Украины. – 2006. – №9–10. – С. 13–17.
6. Самсонов Г.В. Карбиды и сплавы на их основе / Г.В. Самсонов, Т.Я. Косолапова [и др.]. – М. – Киев: Наукова думка. – 1976. – с. 32-41.
7. Нестеренко А.М., Куцова В.З., Ковзель М.А. Исследование кристаллической структуры карбидов типа Me₇C₃ // Металлофизика и новейшие технологии. – 2003. - №1, С. 99-106.