

УДК 669.017.03

Куцова В. З. /д.т.н., проф./, Ковзель М. А. /к.т.н., доц./,
Гребенева А. В. /к.т.н., м. н. с./, Ратникова И. В. / с.н.с./, Швец П. Ю. / асп./
Национальная металлургическая академия Украины, г. Днепропетровск

ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ, ФАЗОВОГО СОСТАВА И СВОЙСТВ ХРОМОМАНГАНЦЕВЫХ ЧУГУНОВ В ЛИТОМ И НОРМАЛИЗОВАННОМ СОСТОЯНИИ

Введение. В наше время проблема повышения износостойкости изделий, работающих в условиях абразивного и ударно-абразивного износа по-прежнему остается одной из наиболее актуальных.

Износ детали в результате трения, приводящий к потере ее работоспособности, является причиной преждевременного выхода из строя большинства деталей машин и оборудования горнорудной, металлургической, угольной промышленности, промышленности строительных материалов, энергетики – везде, где перерабатывается минеральное сырье и где имеется контакт рабочей поверхности детали с абразивными частицами. Потери от износа исчисляются сотнями тысяч тонн металла в год; еще больший ущерб наносится ухудшением технологических параметров работы машин и механизмов из-за износа их рабочих органов.

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. [1].

Современные исследования свидетельствуют, что перспективными материалами для работы в таких условиях являются экономнолегированные хромоманганцевые чугуны, широко применяющиеся как в литом, так и в термообработанном состоянии в качестве высокоизносостойких трибологических материалов [2 - 4]. Из них изготавливают лопадки дробебетных аппаратов, плиты бронезащиты мельниц и мелющие тела для размола твердых материалов, а также прокатные валки и прокатный инструмент.

Изменяя структуру путем рационального легирования и использования термической обработки, можно целенаправленно влиять на формирование заданных свойств хромоманганцевых чугунов.

Поэтому исследования формирования структуры, фазового состава, свойств и микромеханических характеристик экономнолегированных

хромомарганцевых чугунов в литом и нормализованном состоянии является актуальной задачей современного материаловедения.

Материал и методика исследования. Объектом исследования в настоящей работе служили образцы опытно-промышленных плавок хромомарганцевых чугунов, химический состав которых приведен в таблице 1.

Таблица 1 - Химический состав исследуемого чугуна

№ 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% спиртовом 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 Роквелла. Нормализацию исследуемых образцов проводили при температуре 950°C с последующим охлаждением на воздухе.

Механические свойства карбидов, продуктов распада аустенита и трещеностойкость оценивали по их микротвердости (μ), микрохрупкости (γ) и хрупкой микропрочности (σ) [5, 6]. Указанные характеристики изучали в зависимости от глубины проникновения индентера в материал, что позволило сравнить по данным характеристикам механические свойства одинаковых по толщине поверхностных слоев материала.

Микрохрупкость γ – соотношение площадей, в которых происходит хрупкое разрушение в районе отпечатка и площади самого отпечатка. Микрохрупкость γ продуктов распада аустенита и карбида Me_7C_3 определяли по формуле [1]:

$$\gamma_{вд} = \frac{D^2 - d^2}{d^2}, \quad (1)$$

Хрупкая микропрочность – напряжения, которые необходимы для образования единицы площади хрупкого разрушения в районе отпечатка пирамиды.

где D – средний размер поврежденной зоны, мкм;

d – диагональ отпечатка, мкм.

Хрупкую микропрочность $\sigma_{вд}$ продуктов распада аустенита и карбида Me_7C_3 определяли по формуле [2]:

$$\sigma_{вд} = \frac{P}{D^2} \text{ кгс/мм}^2, \quad (2)$$

где P – нагрузка на индентер, г;

D – средний размер поврежденной зоны, мкм.

Трещиностойкость k_{Ic} продуктов распада аустенита и карбида Me_7C_3 определяли по формуле [3]:

$$k_{Ic} = 0,203a^2 \cdot H_v \cdot C^{-3/2}, \quad (3)$$

где a – полудиагональ отпечатка индентора, мкм;

H_v – твердость материала, МПа;

C – длина радиальной трещины, мкм.

Твердость при индентировании пирамидой Виккерса поверхности исследованного материала определяли исходя из следующей зависимости:

$$H_v = 463,6 \cdot F a^{-2}, \quad (4)$$

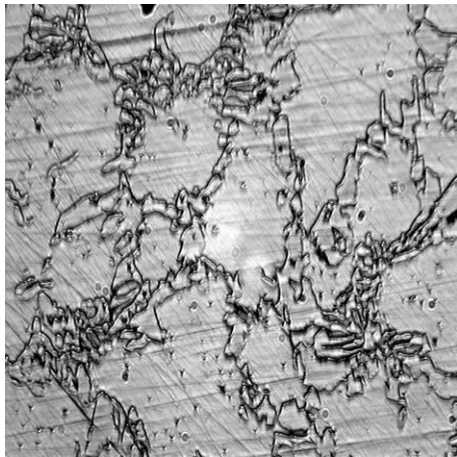
где F – нагрузка, которая действует на индентер, г.

Результаты исследования. В данной работе изучена структура, фазовый состав, твердость, микромеханические характеристики и трещиностойкость структурных составляющих образцов хромомарганцевых чугунов в литом и нормализованном состоянии.

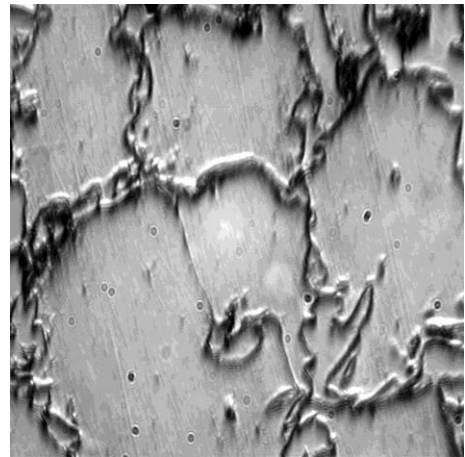
Микроструктуры исследуемых плавок хромомарганцевых чугунов в исходном литом состоянии представлены на рисунке 1. Анализ микроструктуры исследуемых образцов чугунов в литом состоянии (рис. 1) свидетельствует о том, что кристаллизация начинается с выделения дендритов первичного аустенита и завершается формированием эвтектических колоний $A+Cr_7C_3$. В микроструктуре наблюдаются карбиды Me_7C_3 как в продольном, так и в поперечном сечении и тонкодифференцированная аустенито-карбидная эвтектика на базе карбида Me_7C_3 (рис. 1).

Нормализация хромомарганцевых чугунов при температуре $950^\circ C$ приводит к образованию в структуре рекристаллизованного остаточного аустенита, как на периферии дендритных ветвей, так и в эвтектической составляющей аустенит-карбид, а также к формированию существенной неоднородности продуктов распада аустенита, укрупнению вторичных избыточных карбидов и образованию продуктов распада аустенита располагающихся как в центре, так и на периферии дендритных ветвей, что обусловлено ликвационными явлениями.

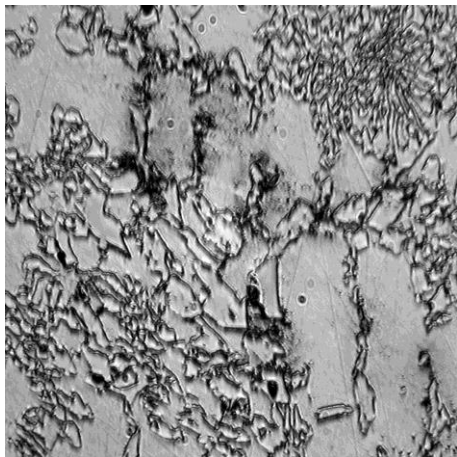
Методами количественной металлографии и рентгеноструктурного анализа определено количественное соотношение первичного аустенита (A_1) и карбидной эвтектики (КЭ). В литом состоянии для сплава 1 это соотношение составляет: $A_1 = 65\%$, КЭ = 35%, для сплава 2: $A_1 = 48\%$, КЭ = 62%, для сплава 3: $A_1 = 22\%$, КЭ = 78%. В нормализованном состоянии при температуре $950^\circ C$ для сплава 1 это соотношение составляет: $A_1 = 33\%$, КЭ = 67%, для сплава 2: $A_1 = 28\%$, КЭ = 72%, для сплава 3: $A_1 = 23\%$, КЭ = 77%. Определена длина сечений пластин эвтектических карбидов (ЭК) Me_7C_3 во всех исследуемых сплавах в литом и нормализованном состоянии. В литом состоянии: 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. Нормализация при температуре $950^\circ C$ приводит к снижению длины сечений пластин эвтектических карбидов (ЭК) Me_7C_3 во всех исследуемых сплавах: в сплаве 1 она составляет 17,23 мкм, для сплава 2 она равна 15,23 мкм, а в сплаве 3 - 29,33 мкм.



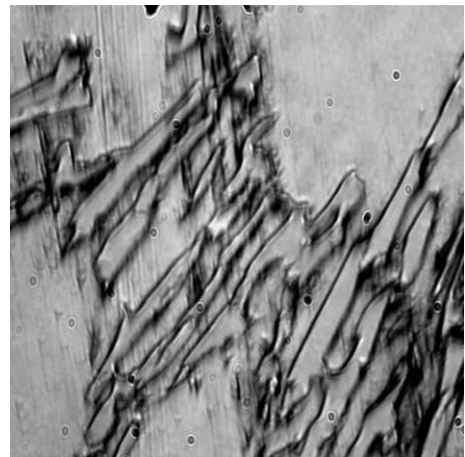
а



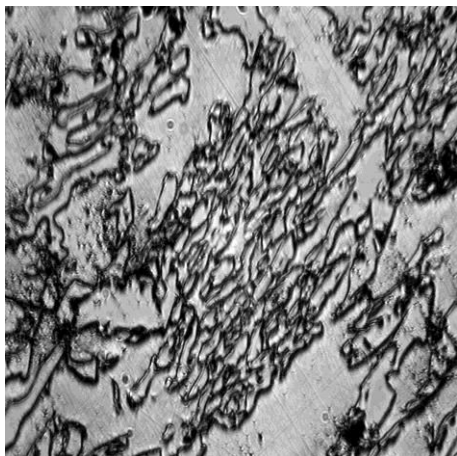
б



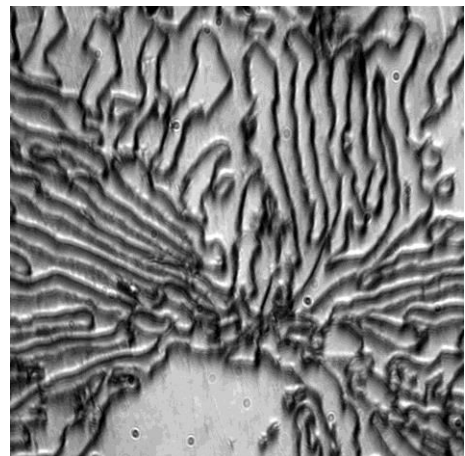
в



г



д



е

Рисунок 1 - Микроструктуры хромомарганцевых чугунов в литом состоянии:
а, б - сплав 1; в, г – сплав 2; д, е – сплав 3
(а, в, д – x500; б, г, е – x1000)

Параметр формы (ПФ) пластин эвтектических карбидов (ЭК) Me_7C_3 в исследуемых сплавах в литом состоянии составляет: в сплаве 1 - 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. Нормализация при температуре 950°C приводит к сфероидизации эвтектических карбидов и изменению параметра формы (ПФ) пластин эвтектических карбидов (ЭК) Me_7C_3 : в сплаве 1 составляет 1,94, в сплаве 2 – 1,99, в сплаве 3 – 2,68.

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.

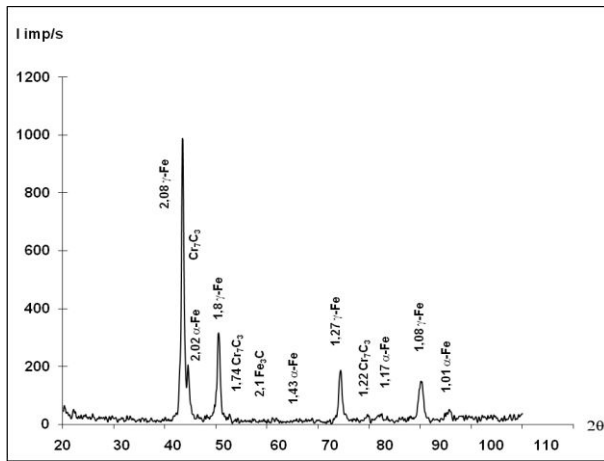
Фазовый состав исследуемых хромомарганцевых сплавов изучали с помощью рентгеноструктурного анализа. На рисунке 2 приведены схемы дифрактограмм исследуемых хромомарганцевых чугунов в литом и нормализованном состоянии. Рентгеноструктурный анализ в исследуемых сплавах выявил карбид Me_7C_3 - $(Cr, Mn, Fe)_7C_3$ [7-9], цементит, аустенит и феррит.

Количественные данные рентгеноструктурного анализа приведены в таблице 2. Количество аустенита в матрице исследуемых чугунов в литом состоянии 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.

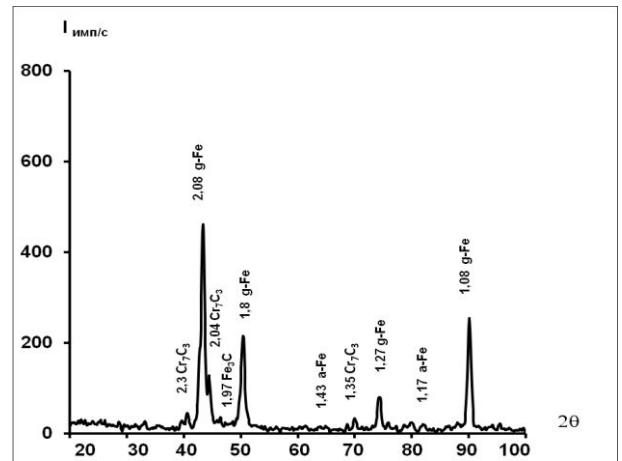
Анализ данных таблицы 2 свидетельствует о том, что в структуре чугуна в литом состоянии присутствует практически равновесная α -фаза, степень несовершенства ($\beta_{0,5}$) решетки которой находится в пределах от 0,57 до 0,59, параметр решетки α -фазы (a_α) равен 2,871-2,880. Твердость исследуемых чугунов в литом состоянии с повышением содержания углерода и марганца растет на 25%.

Нормализация хромомарганцевых чугунов при температуре 950°C приводит к снижению количества аустенита и увеличению количества феррита в матрице исследуемых сплавов. В структуре чугунов в нормализованном состоянии присутствует α -фаза, степень несовершенства ($\beta_{0,5}$) решетки которой находится в пределах от 0,5 до 0,6, а параметр решетки α -фазы (a_α) равен 2,878-2,881.

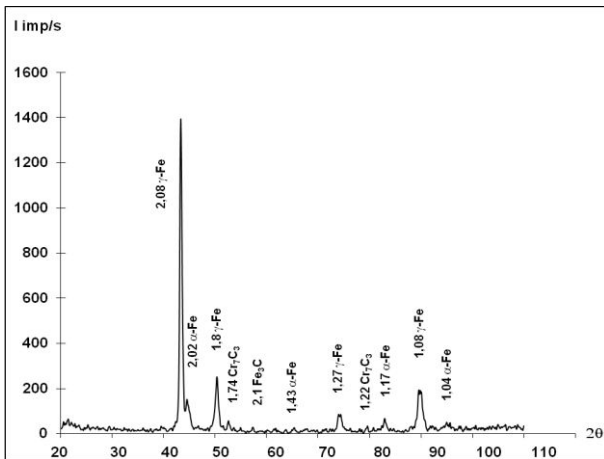
Нормализация при температуре 950°C приводит к снижению твердости исследуемых чугунов: в сплаве 1 – на 13,7%, сплаве 2 – на 15%, в сплаве 3 – на 6,5% (табл.2).



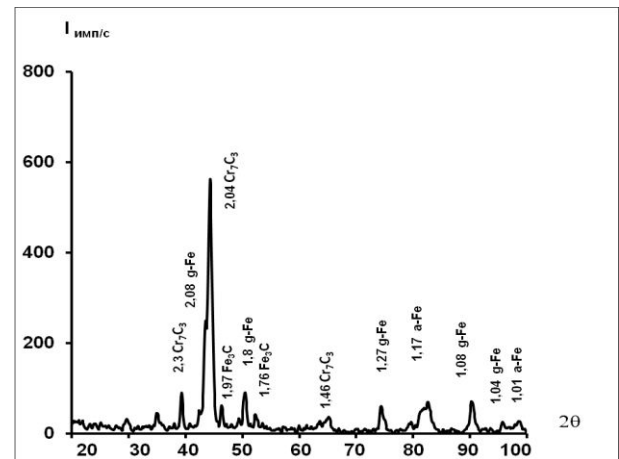
а



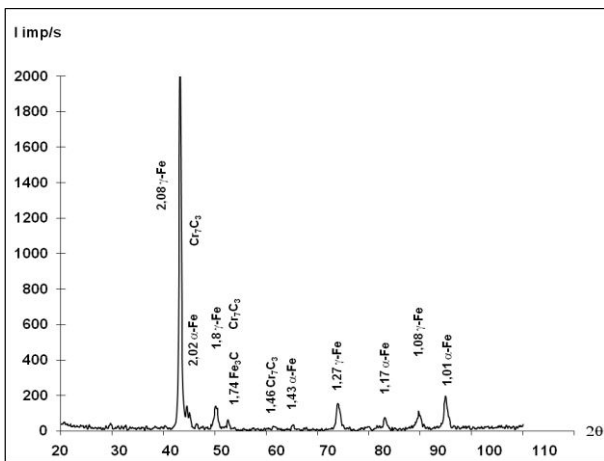
б



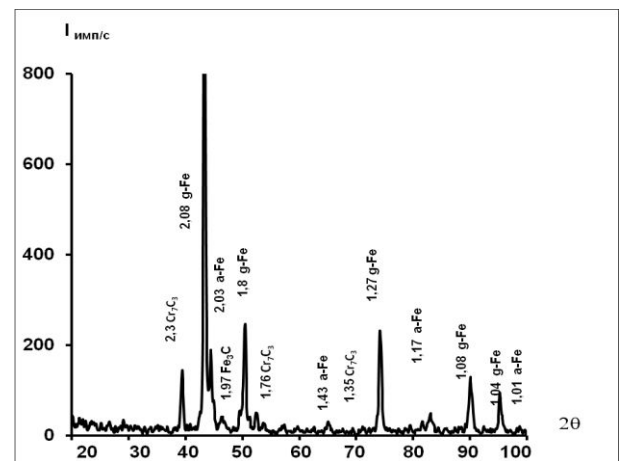
в



г



д



е

Рисунок 2 - Схемы дифрактограмм хромомарганцевых чугунов в литом и нормализованном состоянии: а, б - сплав 1; в, г - сплав 2; д, е - сплав 3 (а, в, д - в литом состоянии; б, г, е - после нормализации при температуре 950°С)

Таблица 2 - Данные рентгеноструктурного анализа хромомарганцевых чугунов в литом и нормализованном состоянии

№ п/п	Состояние исследуемых образцов	аα по (011)α	аγ по (022)γ	Степень несовершенства α – фазы (β _{0,5})	% γ, в матрице	% α, в матрице	Твердость, НРС
1	В литом состоянии	2,872	3,601	0,59	76	24	35
	Нормализация при температуре 950°С	2,881	3,612	0,6	72	28	29
2	В литом состоянии	2,880	3,620	0,59	87	13	42
	Нормализация при температуре 950°С	2,887	3,602	0,6	82	18	37
3	В литом состоянии	2,871	3,621	0,57	91	9	42
	Нормализация при температуре 950°С	2,878	3,611	0,5	74	26	40

В таблицах 3, 4 приведены микромеханические характеристики карбидов и матрицы в хромомарганцевых чугунах в литом и нормализованном состоянии

Таблица 3 – Микромеханические характеристики карбидов в хромомарганцевых чугунах в литом и нормализованном состоянии

№ п/п	Состояние исследуемых образцов	Микротвердость карбида Me ₇ C ₃ , МПа	Микрохрупкость карбида Me ₇ C ₃ , γ отн. ед.	Хрупкая микропрочность карбида Me ₇ C ₃ , σ _{вд}	Трещиностойкость карбида Me ₇ C ₃ , k _{1c}
1	В литом состоянии	6577	5,5	3,33	4,49
	Нормализация при температуре 950°С	4664	3,91	5,72	2,48
2	В литом состоянии	8244	6,89	3,74	4,37
	Нормализация при температуре 950°С	5256	4,39	5,86	2,79
3	В литом состоянии	8965	7,49	6,41	3,92
	Нормализация при температуре 950°С	5515	7,31	6,94	3,75

Таблица 4 – Микромеханические характеристики матрицы в хромомарганцевых чугунах в литом и нормализованном состоянии

№ п/п	Состояние исследуемых образцов	Микротвердость матрицы, МПа	Микрохрупкость матрицы, γ отн. ед.	Хрупкая микропрочность матрицы, $\sigma_{вд}$	Трещиностойкость матрицы, k_{1c}
1	В литом состоянии	4137	1,03	1,59	7,23
	Нормализация при температуре 950°С	3285	0,61	1,73	9,1
2	В литом состоянии	4228	1,98	1,87	7,15
	Нормализация при температуре 950°С	3532	0,76	1,93	9,3
3	В литом состоянии	4663	1,16	1,96	8,83
	Нормализация при температуре 950°С	3960	1,09	2,01	9,05

Микротвердость матрицы, эвтектических карбидов и микромеханические характеристики матрицы и эвтектических карбидов всех исследованных сплавов в литом состоянии возрастают с увеличением количества углерода, хрома и марганца (табл. 3, 4). Нормализация при температуре 950°С приводит к снижению микротвердости и микрохрупкости матрицы, эвтектических карбидов и повышению трещиностойкости матрицы.

Таким образом, максимальной прочностью и твердостью в литом и нормализованном состоянии характеризуются сплавы 2, 3, что позволяет прогнозировать повышение их абразивной и ударно-абразивной износостойкости как в литом так и нормализованном состоянии. Указанная разница в свойствах хромомарганцевых чугунов определяется распределением легирующих элементов между матрицей и эвтектическим карбидом, степенью легированности матрицы и эвтектического карбида, а также параметром формы эвтектического карбида.

Выводы

Изучена структура, фазовый состав, свойства и микромеханические характеристики хромомарганцевых чугунов в литом и нормализованном состоянии. Показано:

- количественное соотношение первичных дендритов аустенита и эвтектической составляющей в литом и нормализованном состоянии определяется содержанием углерода и соотношением основных легирующих элементов – хрома и марганца;

- твердость исследуемых чугунов определяется содержанием углерода, марганца и количеством карбидной составляющей;

- твердость хромомарганцевых чугунов в литом состоянии с повышением содержания углерода и марганца растёт на 25%, а последующая нормализация

приводит к снижению твердости исследуемых чугунов: в сплаве 1 – на 13,7%, сплаве 2 – на 15%, в сплаве 3 – на 6,5%;

- максимальной твердостью в литом и нормализованном состоянии характеризуются сплавы 2, 3, что позволяет прогнозировать повышение абразивной и ударно-абразивной износостойкости как в литом, так и нормализованном состоянии.

Литература

1. Поддубный А.Н., Кульбовский И.К., Дюков А.В. Мелющие шары с высокой эксплуатационной стойкостью из белого легированного чугуна //Литейное производство. – 1997. – С.46.

2. Соколов О.Г. Железомарганцевые сплавы / О.Г. Соколов, К.Б. Кацов. – Киев: Наукова думка, 1982. – 212с.

3. Материалы в машиностроении. Справочник. – М: Машиностроение, т.4, 1969. - 248 с.

4. 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.

5. 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.

6. Новиков Н.В. Методы микроиспытаний на трещиностойкость / Н.В. Новиков, С.Н. Дуб, С.И. Булычов // Заводская лаборатория. – 1988. – №7 – С. 60-67.

7. Влияние легирующих элементов на формирование структуры, фазового состава и свойств хромомарганцевого чугуна в литом состоянии / В.З. Куцова, М.А. Ковзель, А.В. Гребенева, И.В. Ратникова, О.О. Величко //Металлургическая и горнорудная промышленность. – 2015. - № 3 (294). - С. 45 - 48.

8. STRUCTURE, PHASE COMPOSITION AND PROPERTIES OF CHROMO-MANGANESE CAST IRON IN THE CAST STAY / V.Z. Kutsova, M.A. Kovzel, A.V. Grebeneva, O.O. Velichko, Z. Stradomski // New technologies and achievements in metallurgy, material engineering and production engineering. A collective monograph. - Czestochowa 2015. – №. 48. – P. 320 - 325.

9. Нестеренко А.М., Куцова В.З., Ковзель М.А. Исследование кристаллической структуры карбидов типа Me_7C_3 // Металлофизика и новейшие технологии. – 2003. - №1, С. 99-106.