

Куцова В. З. /д. т. н./, Ковзель М. А. /к. т. н./,  
Гребенева А. В. /к. т. н./, Ратникова И. В.,  
Величко О. А.  
ИМетАУ

## Влияние легирующих элементов на формирование структуры, фазовый состав и свойства хромомарганцевого чугуна в литом состоянии

*Изучена структура, фазовый состав, твердость, микротвердость исследуемых сплавов хромомарганцевого чугуна в литом состоянии. Показано, что твердость и износостойкость исследуемых сплавов определяется содержанием углерода, степенью легированности матрицы и аустенито-карбидной эвтектики, а также количеством и параметром формы эвтектического карбида. Ил. 4. Табл. 3. Библиогр.: 9 назв.*

**Ключевые слова:** хромомарганцевый чугун, аустенит, феррит, цементит, аустенито-карбидная эвтектика, параметр формы, степень легированности, микротвердость, твердость, износостойкость

*Structures, phase composition, hardness, microhardness 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.*

**Keywords:** chromo-manganese cast iron, austenite, ferrite, cementite, austenite-carbide eutectic, form parameter, degree of alloying, microhardness, hardness, wear resistance

В наше время литые конструкционные материалы предназначены для работы в условиях влияния сил трения, агрессивных коррозионных сред, абразивного и ударно-абразивного износа и характеризуются высоким содержанием хрома, марганца и дефицитных легирующих элементов – молибдена, никеля и ванадия [1-4].

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. [5].

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 [6-8].

В настоящее время хромомарганцевые чугуны нашли широкое применение, как в литом,

так и в термообработанном состоянии в качестве высокоизносостойких трибологических материалов. Из них изготавливают лопадки дробе-метных аппаратов, плиты бронезащиты мельниц и мелющие тела для размолта 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 являются 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 табл. 1.

Микроструктуру образцов выявляли в 10 % растворе азотной кислоты. Исследование микроструктуры осуществляли с помощью опти-

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

ческого микроскопа «Neophot-21». Микротвердость фаз и структурных составляющих определяли с помощью микротвердомера ПМТ-3 по стандартной методике. Фазовый состав образцов изучали на дифрактометре ДРОН-3М в  $\text{FeK}_\alpha$ -излучении. Состав фаз определяли локальным рентгеноспектральным анализом с помощью электронного микроскопа JSM-840 с системой микроанализа «Link- 860/500» (фирма «Link Analytical», Англия). Твердость (HRC) исследуемого чугуна в литом состоянии определяли методом Роквелла по стандартной методике.

#### Результаты исследования

В данной работе изучена структура, фазовый состав, твердость, микротвердость структурных

составляющих образцов хромомарганцевого чугуна в литом состоянии.

Микроструктуры исследуемых плавок хромомарганцевого чугуна в исходном литом состоянии представлены на рис. 1-3. Анализ микроструктуры исследуемых образцов чугуна в литом состоянии (рис. 1-3) свидетельствует о том, что кристаллизация начинается с выделения дендритов первичного аустенита и завершается формированием эвтектических колоний. В микроструктуре присутствуют карбиды  $\text{Me}_7\text{C}_3$  как в продольном, так и в поперечном сечении и тонкодифференцированная аустенито-карбидная эвтектика на базе карбида  $\text{Me}_7\text{C}_3$  (рис. 1-3).

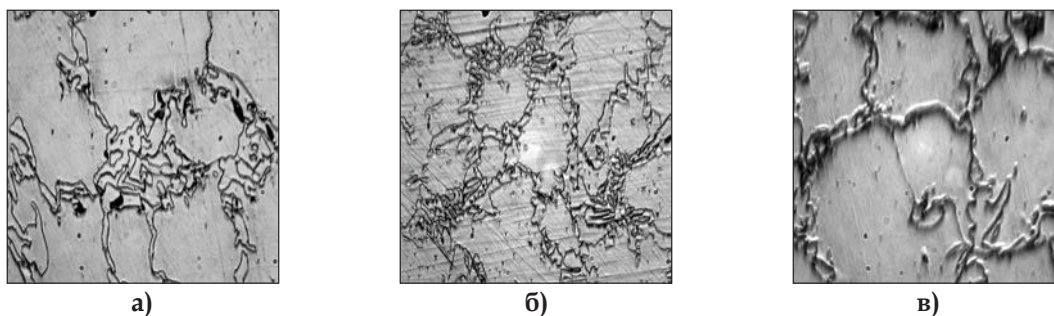


Рис. 1. Микроструктура хромомарганцевого чугуна в литом состоянии (сплав 1): а, б –  $\times 500$ ; в –  $\times 1000$

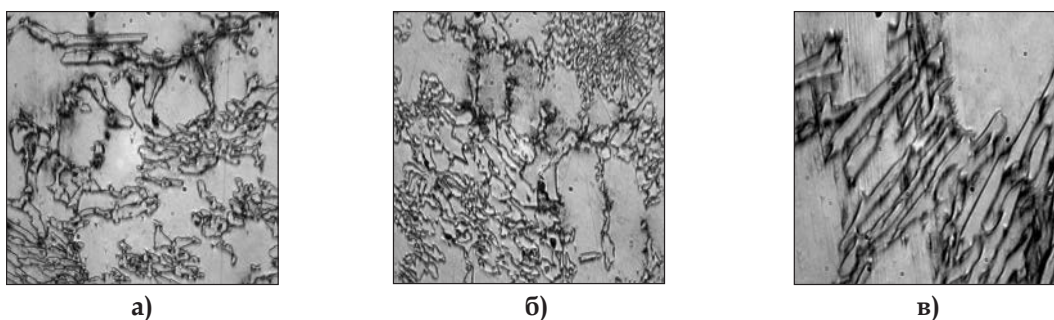


Рис. 2. Микроструктура хромомарганцевого чугуна в литом состоянии (сплав 2): а, б –  $\times 500$ ; в –  $\times 1000$

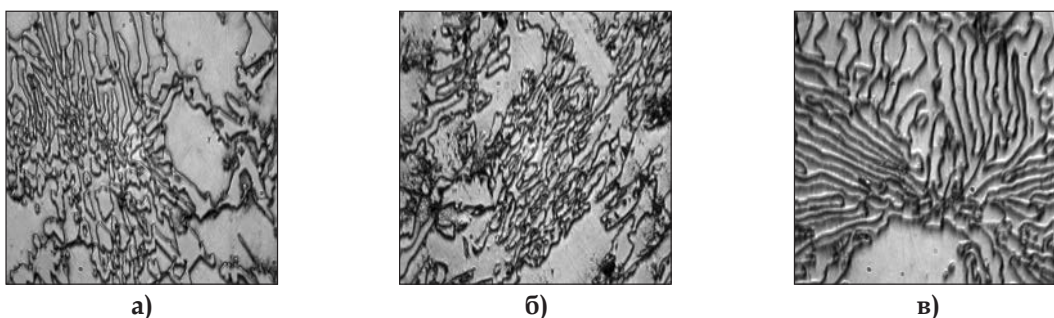


Рис. 3. Микроструктура хромомарганцевого чугуна в литом состоянии (сплав 3): а, б –  $\times 500$ ; в –  $\times 1000$

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 сплавов изучали с помощью рентгеноструктурного анализа. На рис. 4 приведена схема дифрактограммы исследуемого хромомарганцевого чугуна в литом состоянии. Рентгеноструктурный анализ в исследуемых сплавах выявил карбид  $Me_7C_3 - (Cr, Mn, Fe)_7C_3$  [9], цементит, аустенит и феррит.

Количественные данные рентгеноструктурного анализа приведены в табл. 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 % (табл. 2). Присутствие феррита связано, вероятно, с недостаточной стабильностью аустенита, претерпевающего распад на феррит и карбид в процессе охлаждения. Анализ данных табл. 2 свидетельствует о том, что в структуре чугуна присутствует практически равновесная  $\alpha$ -фаза, степень несовершенства ( $\beta_{0,5}$ ) решетки которой находится в пределах от 0,57 до 0,59, параметр решетки  $\alpha$ -фазы ( $a_\alpha$ ) равен 2,87-2,88.

Микротвердость фаз и структурных составляющих исследуемых сплавов в литом состоянии приведены в табл. 3.

Микротвердость матрицы и эвтектических карбидов всех исследованных сплавов возрастает с увеличением количества углерода, хрома и марганца (табл. 3). Твердость сплавов 2 и 3 одинакова и составляет 42 единицы HRC, а сплава 1 значительно ниже – 35 единиц (табл. 3). Твердость исследуемых сплавов, а также микротвердость матрицы и аустенито-карбидной эвтектики на базе карбида  $Me_7C_3$  определяется степенью легированности, а также ПФ эвтектического карбида.

С помощью локального рентгеноспектрального анализа установлено, что в исследуемых сплавах в эвтектическом карбиде хром присутствует в количествах (~ 34,9-36,7 %), марганец – 8,9-9,33 %, кремний – 0,11-0,23 %. Результаты локального рентгеноспектрального анализа по распределению легирующих элементов между фазами и структурными составляющими свидетельствуют о том, что с повышением содержания углерода, хрома и марганца в исследуемых

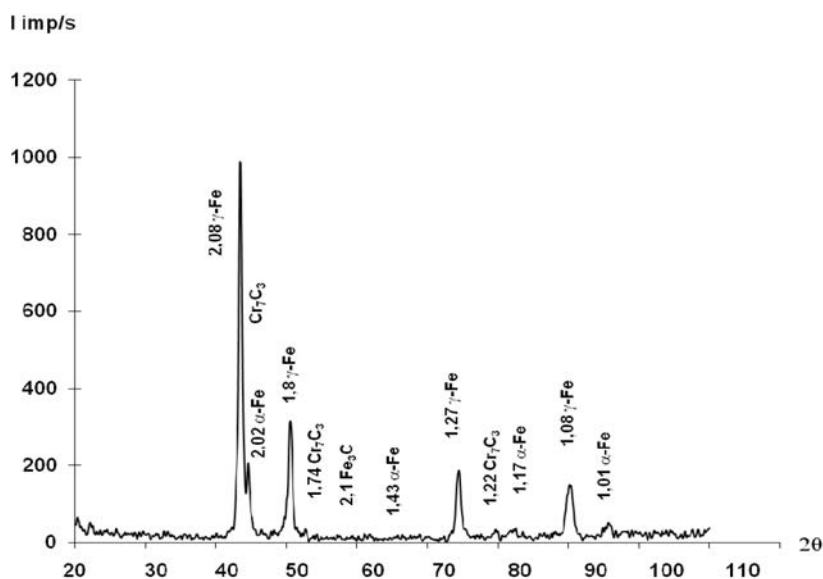


Рис. 4. Схема дифрактограммы хромомарганцевого чугуна в литом состоянии (сплав 1)

Данные рентгеноструктурного анализа хромомарганцевого чугуна в литом состоянии

№ п/п	аα по (011) α	аγ 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

Таблица 3

Микротвердость фаз и структурных составляющих хромомарганцевого чугуна в литом состоянии

№ п/п	Микротвердость структурных составляющих, МПа			Твердость, HRC
	А-К эвтектика	Матрица	Эвтектический карбид	
1	7920	4137	6577	35
2	8934	4228	8244	42
3	9195	4663	8965	42

сплавов степень легированности матрицы и эвтектического карбида возрастает, что и обеспечивает повышенную микротвердость, твердость и, соответственно, износостойкость.

#### Выводы

Изучена структура, фазовый состав, твердость, микротвердость хромомарганцевого чугуна в литом состоянии. Показано:

- количественное соотношение первичных дендритов аустенита ( $A_1$ ) и эвтектической составляющей (КЭ) определяется содержанием углерода и соотношением основных легирующих элементов - хрома и марганца;

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

- максимальной твердостью характеризуются сплавы 2, 3, что позволяет прогнозировать повышение износостойкости в литом и термообработанном состоянии.

#### Библиографический список

1. Триботехнические свойства высокохромистых сплавов в литом и термообработанном состоянии / М. В. Киндрачук, В. З. Куцова, М. А. Ковзель, А. В. Гребенева, А. П. Данилов, Ю. Л. Хлевина // Проблемы трибологии (Problems of Tribology). - 2012. - № 2. - С. 58-63.

2. 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.

3. 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.

4. 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 // Металлург. и горноруд. пром-сть. - 2014. - № 3. - С. 69-74.

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

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

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

8. Чейлях А. П. Разработка и исследования новых экономнолегированных износостойких чугунов с метастабильной структурой для быстроизнашивающихся деталей / А. П. Чейлях, Д. В. Клок, С. В. Прекрасный // Металл и литье Украины. - 2006. - № 9-10. - С. 13-17.

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.

Поступила 25.02.2015