

УДК 669.15–196.5

**ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ ПЕРВИЧНОЙ СТРУКТУРЫ
В ИЗНОСОСТОЙКИХ СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ СИСТЕМ
Fe–C–Mn И Fe–C–Mn–Cr**

С. В. Бобырь, Г. В. Левченко, А. М. Нестеренко, В. Л. Плюта

Институт черной металлургии НАН Украины

В настоящее время износостойкие сплавы на основе марганца и хрома нашли широкое применение в металлургии и машиностроении для производства прокатных валков, бронифутеровочных плит, износостойких мелющих тел и т.д. Повышение качества этих изделий возможно путем формирования требуемой структуры таких сплавов.

Исследованию особенностей структурообразования износостойких сплавов посвящено много работ [1–6]. Было установлено, что снижение содержания углерода в износостойких чугунах повышает ударно-абразивную износостойкость. В связи с этим, перспективными износостойкими материалами могут быть сплавы на базе систем Fe–C–Mn и Fe–C–Mn–Cr с пониженным содержанием углерода (до 2,0 %).

В настоящей работе выполнено исследование взаимосвязи между фазово-концентрационными параметрами структурообразованием и износом для композиций систем Fe – C – Mn и Fe – C – Mn – Cr с ~2,0 % углерода, и переменным содержанием марганца и хрома (до 7,0 %).

Материалом для исследований служили литые образцы модельных сплавов следующего химического состава (таблица 1). Сплавы содержали небольшое количество кремния (до 0,69 %), являющегося постоянной примесью в промышленных сплавах. Лабораторные сплавы выплавляли в алундовых тиглях массой 0,2 кг в печи сопротивления в слабо восстановительной атмосфере и замедленно охлаждали в интервале температур кристаллизации.

Таблица 1

Химический состав и интенсивность износа опытных сплавов (% масс.)

№ п/п	C	Si	Mn	Cr	Износ, %
1	2,19	0,67	–	–	0,262
2	2,06	0,56	2,15	–	0,306
3	2,01	0,51	3,89	–	0,256
4	2,04	0,49	7,06	–	0,279
5	1,44	0,82	7,05	0,11	0,256
6	1,32	1,00	6,87	2,23	0,236
7	1,29	0,56	7,1	4,39	0,235
8	2,10	0,56	4,54	2,38	0,225
9	2,02	0,57	4,25	3,88	0,242
10	2,10	0,63	3,56	7,00	0,202

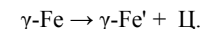
Микроструктуру сплавов изучали на микроскопе «Axiovert 200 M Mat».

Локальный рентгеноспектральный анализ опытных железоуглеродистых сплавов выполняли на электронном микроскопе EVO 50 фирмы Carl Zeiss.

Интенсивность износа сплавов определяли по изменению массы образцов в лабораторной шаровой мельнице за 10 часов работы.

Сплав № 1 Fe – 2,19 % С – 0,67 % Si представлял собой заэвтектоидную сталь с перлитной основой, большим количеством вторичного крупноиглообразного цементита и отдельных ферритных включений с частицами графита (рис. 1 а).

Кристаллизация этого сплава происходила в две стадии. Вначале из жидкости выделялись дендриты первичного аустенита $\text{Ж} \rightarrow \gamma\text{-Fe} + \text{Жост}$, затем, в самом конце кристаллизации, образовывалось малое количество эвтектики $\gamma\text{-Fe} + \Gamma$. Вторичный цементит выделялся из аустенита в твердом состоянии:



Структура сплавов с марганцем представлена аустенитом в виде матричной фазы, эвтектических колоний ледебуритного типа и некоторым количеством перлитной составляющей (рис. 1 б, в, г). Светлотравящиеся эвтектические карбиды, как правило, располагались в виде сетки вокруг аустенитных зерен.

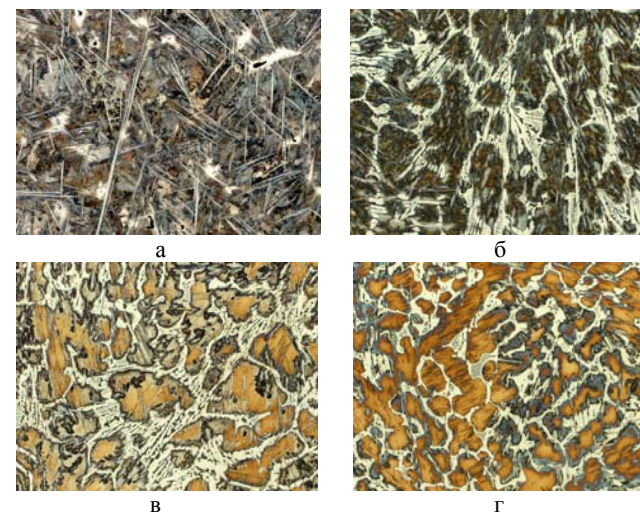


Рис.1. Структура сплавов а – 1, б – 2, в – 3, г – 4, $\times 200$.

В середине дендритных ветвей аустенита концентрация марганца была пониженной по сравнению со средним их содержанием в сплаве, т. е. имела место его прямая ликвация (рис. 2, табл. 2). В перлитной составляющей содержание марганца было несколько выше, чем в среднем по сплаву.

Эвтектические карбиды, как показал спектральный анализ, имели более высокое содержание марганца в своем составе (табл. 2). Состав эвтектических карбидов соответствовал формуле Me_3C .

Следовательно, легирование базового сплава марганцем способствовало протеканию в сплаве эвтектической кристаллизации Жост $\rightarrow \gamma\text{-Fe} + \text{Me}_3\text{C}$.

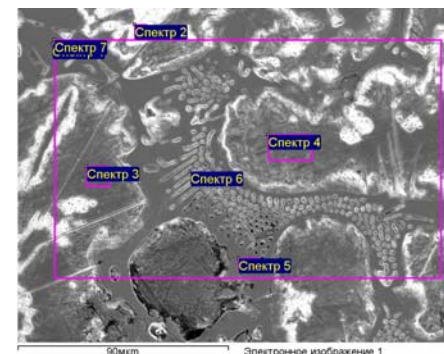


Рис. 2. Характер распределения элементов в составляющих структуры сплава № 3.

Таблица 2

Концентрации элементов в участках сплава (масс. %)								
Спектр	C	Si	P	S	Ti	Cr	Mn	Fe
1	9.02	0.02	0.00	0.04	0.08	0.00	8.10	82.74
2	7.04	0.23	0.00	0.03	0.00	0.00	6.53	86.18
3	3.17	0.55	0.02	0.00	0.08	0.02	4.87	91.27
4	2.72	0.61	0.05	0.02	0.00	0.09	4.35	92.16
5	6.68	0.24	0.04	0.04	0.00	0.14	7.31	85.55
6	7.85	0.28	0.06	0.10	0.04	0.04	7.29	84.35

В сплаве № 2 с 2,15 % Mn аустенит испытывал превращение в перлит, в сплаве № 3 с 3,89 % Mn происходило как перлитное, так и мартенситное превращение, сплав № 4 с 7,06 % Mn имел преимущественно аустенитную основу с малым количеством перлита и мартенсита.

Как показал проведенный анализ, матрица сплава № 5 (рис. 3 а) представляла собой аустенит с выделениями вторичного игольчатого цементита и малым количеством разделенных частиц эвтектических карбидов, находящихся в междуветвях дендритов. Твердость этого сплава минимальна – 10 HRC.

Легирование этого сплава хромом в количестве 2,0 % (сплав № 6) подавляло выделение вторичного цементита в виде хрупких длинных игл, способствуя увеличению количества эвтектических карбидов (рис. 3 б) и повышению твердости до 12,5 HRC.

Следовательно, легирование исследованного сплава марганцем в количестве 6,0 % и дополнительно хромом в количестве 2,0 % способствовало развитию эвтектической реакции $\text{ж} \rightarrow \gamma\text{-Fe} + \text{Me}_3\text{C}$ с образованием легированного хромом цементита.

Повышение содержания хрома до 6,0 % (сплав № 7) привело, во-первых, к повышению стабильности γ -фазы, т. е. хром в данном случае ведет себя как изоморфный марганцу элемент (рис. 3 в).

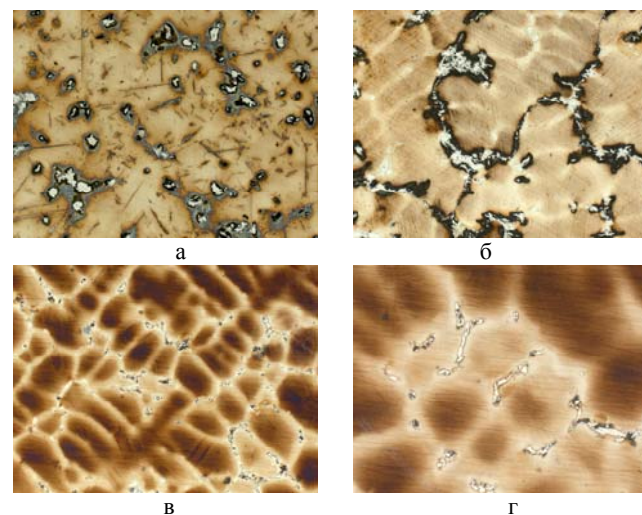


Рис. 3. Микроструктура сплавов: а – 5, б – 6, в – 7, $\times 200$, г – 7, $\times 500$.

Во-вторых, значительно уменьшилось количество и размер эвтектических карбидов и изменилась их морфология (рис. 3 г). Можно предположить, что кроме цементитных частиц Me_3C сплав содержит частицы более твердого карбида Me_7C_3 , поскольку его твердость повышалась до 13,5 HRC.

Для сплавов с 2–4 % Сг в средней зоне дендритных ветвей аустенита концентрация марганца и хрома была пониженной по сравнению со средним их содержанием в сплаве, т. е. как и в случае марганцовистых сплавов, имела место прямая ликвация этих элементов (рис. 4, табл. 3). В перлитной составляющей содержание марганца и хрома было несколько выше, чем в среднем по сплаву.

В сплавах № 8 и № 9 эвтектические карбиды являлись базовой фазой и содержали повышенные концентрации марганца и, особенно, хрома в своем составе. Состав и кристаллографическая структура этих карбидов в сплавах № 8 и № 9 отвечали формуле Me_3C (табл. 3).

Таким образом, в сплавах Fe – 2,0 % C – 0,5 % Si – 4 % Mn с малыми добавками хрома (до 4,0 %) эвтектическая кристаллизация происходила по реакции Жост $\rightarrow \gamma\text{-Fe} + \text{Me}_3\text{C}$. Хром при концентрации 2–4 % способствовал образованию мартенсита в структуре изучаемых сплавов.

Эвтектические карбиды в сплаве с 7 % Сг, как показал спектральный анализ, имели намного более высокое содержание хрома в своем составе (рис. 5, табл. 4). В поперечном разрезе карбидные ветви имели характерную

шестиугольную форму. Можно предположить, что кристаллографическая структура этих карбидов отвечает формуле Me_7C_3 .

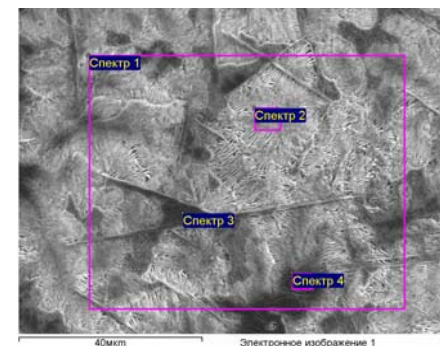


Рис. 4. Характер распределения элементов в составляющих структуры сплава № 9.

Таблица 3

Концентрации элементов в участках сплава (масс. %)								
Спектр	C	Si	P	S	Ti	Cr	Mn	Fe
1	5.09	0.53	0.06	0.13	0.03	2.90	4.60	86.68
2	5.76	0.38	0.04	0.00	0.00	3.13	4.69	86.01
3	6.38	0.55	0.08	0.04	0.00	2.43	4.06	86.46
4	7.01	0.10	0.00	0.00	0.04	7.33	6.50	79.01

Данные рентгеновского фазового анализа позволили однозначно идентифицировать эту структурную составляющую как Me_7C_3 при наличии малого количества легированного цементита Me_3C .

Следовательно, при таком содержании хрома в сплаве кристаллизация происходила по эвтектической реакции Жост $\rightarrow \gamma\text{-Fe} + Me_3C + Me_7C_3$.

Эвтектический карбид Me_7C_3 в сплаве № 7, в отличие от сплавов системы Fe–C–Cr [4], образовывался при пониженном содержании хрома (7 %). В этом сплаве марганец как изоморфный хрому элемент способствовал снижению концентрации хрома, необходимой для образования карбидов типа Me_7C_3 .

Обобщение результатов выполненных исследований позволило построить схематическую фазово-концентрационную диаграмму кристаллизации сплавов системы Fe–C–Mn–Cr, отражающую их разделение по областям с разными типами фазовых превращений при кристаллизации $ж \rightarrow \gamma\text{-Fe}$, $ж \rightarrow \gamma\text{-Fe} + Me_3C$ и $ж \rightarrow \gamma\text{-Fe} + Me_7C_3 + Me_3C$ (рис. 6).

Изменения, происходящие в первичной структуре сплавов при варьировании концентрационных параметров, оказывали значительное влияние на износостойкость сплавов. Минимальный износ среди изученной группы сплавов имел хромистый сплав № 10 с эвтектическими карбидами типа Me_7C_3 (табл. 1).

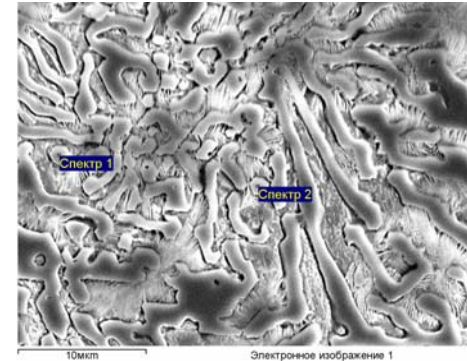


Рис. 5. Характер распределения элементов в составляющих структуры сплава № 7.

Таблица 4

Концентрации элементов в участках сплава (масс. %)								
Спектр	C	Si	P	S	Ti	Cr	Mn	Fe
1	9.86	0.16	0.00	0.04	0.01	28.17	6.35	55.41
2	6.79	0.49	0.11	0.01	0.00	15.01	5.41	72.18

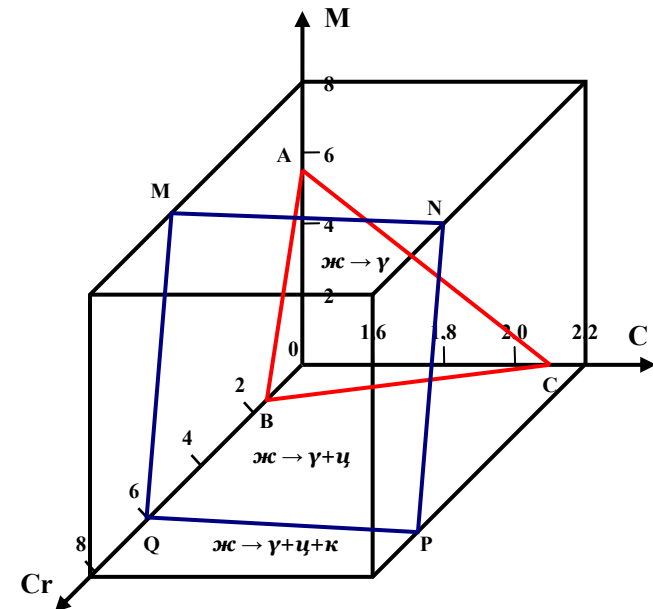


Рис. 6. Фазово-концентрационная диаграмма кристаллизации сплавов системы Fe–C–Mn–Cr.

Высокую износостойкость имел также экономно легированный сплав № 8 с повышенным содержанием мартенсита.

Эти сплавы могут быть рекомендованы для дальнейшего исследования и применения в качестве износостойких материалов.

Литература

1. С. В. Бобырь. Формирование эвтектической карбидной фазы в износостойких марганцовистых чугунах / Бобырь С. В., Нестеренко А. М., Репина Н. И. // Теория и практика металлургии, 2006. – № 4–5. – С. 96–98.
2. А. П. Чейлях. Влияние отпуска на структуру и свойства хромомарганцовистых и марганцовистых износостойких чугунов с метастабильным аустенитом / А. П. Чейлях, И. М. Олейник // Вестник ПГТУ. Сб. науч. тр. – Мариуполь : Изд-во ПГТУ, 2003. – № 13. – С. 103–108.
3. Г. Е. Белай. Особенности эвтектических процессов в комплекснолегированных белых чугунах / Белай Г. Е., Дворникова Н. В., Матвеева М. О. // Эвтектика. Тр. V межд. конф. – Днепропетровск : Изд-во ДНМАУ, 2000. – С. 230–234.
4. М. И. Андрущенко. Сравнительный анализ способности к упрочнению и износостойкости в условиях абразивного изнашивания сталей системы Fe–C–Cr в зависимости от способов управления структурным состоянием / Андрущенко М. И., Куликовский Р. А., Брыков М. Н. // Металл и литье Украины, 2006. – № 6. – С. 42–46.
5. Г. И. Сильман. Влияние структуры белых хромованадиевых чугунов на их износостойкость / [Сильман Г. И., Памфилов Е. А., Грядун С. С., Грувман А. И.] // МиТОМ, 2007. – № 8. – С. 32–36.
6. О. В. Петраков. Структура белых износостойких легированных чугунов / О. В. Петраков, А. Н. Поддубный // МиТОМ, 2007. – № 8. – С. 36–38.