

## МАШИНОСТРОЕНИЕ

УДК 621.793.7

## ИЗНОСОСТОЙКИЙ ЧУГУН ДЛЯ ШАРОВ ШАРОВЫХ МЕЛЬНИЦ

Е.Г. Попова, доц., к.т.н.,  
Национальный аэрокосмический университет им. Н.Е. Жуковского «ХАИ»,  
Н.А. Лалазарова, доц., к.т.н.,  
Харьковский национальный автомобильно-дорожный университет

*Аннотация.* Исследована структура и распределение легирующих элементов в высокохромистых сплавах с различным химическим составом для получения необходимого уровня механических свойств для шаров шаровых мельниц.

*Ключевые слова:* шары шаровых мельниц, высокохромистый чугун, фазовый состав, микротвердость.

## ИЗНОСОСТОЙКИЙ ЧАВУН ДЛЯ КУЛЬОК КУЛЬОВОГО МЛИНА

О.Г. Попова, доц., к.т.н., Национальный аэрокосмический университет  
им. М.Е. Жуковского «ХАИ», Н.О. Лалазарова, доц., к.т.н.,  
Харьковский национальный автомобильно-дорожный университет

*Аннотация.* Досліджено структуру та розподіл легуючих елементів у високохромистих сплавах з різним хімічним складом для отримання необхідного рівня механічних властивостей для кульок кульових млинів.

*Ключові слова:* кульки кульових млинів, високохромистий чавун, фазовий склад, мікротвердість.

## HARDWEARING CAST IRON FOR THE BALLS OF BALL MILLS

E. Popova, Assoc. Prof., Ph. D. (Eng.),  
National Aerospace University «KhAI»  
N. Lalazarova, Assoc. Prof., Ph. D. (Eng.),  
Kharkiv National Automobile and Highway University

*Abstract.* Investigations of the structure and distribution of alloying elements in the high-chromium alloys with different chemical composition for achieving the desired level of mechanical properties for the balls of ball mills were conducted.

*Key words:* balls of ball mills, high-chromium cast iron, phase composition, microhardness.

## Введение

Износостойкость материалов при абразивном изнашивании, как правило, пропорциональна их твердости. При абразивном изнашивании ведущими являются процессы многократного деформирования поверхности скользящими по ней частицами и микроцарапание.

Степень развития этих процессов во многом определяется соотношением макротвердости материала и абразивных частиц. Так как твердость абразивных частиц велика, то наибольшей износостойкостью обладают материалы, структура которых состоит из твердой карбидной фазы и связывающей их высокопрочной матрицы [1, 2].

### Анализ публикаций

Для изготовления шаров шаровых мельниц (в зависимости от назначения) могут применяться различные материалы: белый или отбеленный чугун, сталь, керамика, оксид алюминия, оксид циркония и т.д.

Белый чугун, вследствие присутствия в нем цементита, обладает высокой твердостью, но он достаточно хрупок. Высокая твердость поверхности обуславливает хорошую сопротивляемость износу, особенно абразивному. Поэтому из белого чугуна изготавливают, в том числе, и шары для мельниц. Вследствие различной скорости охлаждения по сечению и получения различных структур отливка имеет большие внутренние напряжения, которые могут привести к образованию трещин. Для снятия напряжений отливки подвергают термической обработке.

Высокой износостойкостью обладает высокохромистый чугун. Хром является основным легирующим элементом группы белых износостойких чугунов. Его содержание в таких сплавах может достигать 35 %. В результате легирования хромом повышается твердость, прочность и сопротивление различным видам износа [3–12].

### Цель и постановка задачи

Целью работы было исследование структуры и распределения легирующих элементов в высокохромистых сплавах, используемых при изготовлении шаров шаровых мельниц, которые обеспечивают необходимый уровень механических свойств.

### Материал и методика исследований

Исследования свойств карбидов выполнялись на высокохромистых сплавах, у которых количество углерода варьировалось в интервале 2,58–2,86 %, хрома – 13,9–18,8 %, 0,74 % Si, 1,10 % Mn, 0,07 % P, 0,04 % S, 1,28 % Ni, 0,98 % Mo, 0,03 % Mg.

Изучение структуры и распределения компонентов в высокохромистом сплаве состава 17 % Cr, 2,58 % C, 0,74 % Si, 1,10 % Mn, 0,07 % P, 0,04 % S, 1,28 % Ni, 0,98 % Mo, 0,03 % Mg проводили на растровом электронном микроскопе-анализаторе РЭММА 101А. Сбор спектрометрической информа-

ции был проведен с энергодисперсионного рентгеновского спектрометра (EDS) в разных аналитических режимах микроскопа. При анализе структуры фаз использовали увеличение 1700 и 3600 со сведением первичного пучка в точку.

Измерения микротвёрдости структурных составляющих проводились на микротвердомере ПМТ-3 по стандартной методике.

### Результаты исследований и их обсуждение

Механические свойства высокохромистых чугунов зависят, в первую очередь, от характера формируемой карбидной фазы. Хром относится к элементам, способствующим сильному карбидообразованию. Он может частично замещать атомы железа в карбиде  $(Fe, Cr)_3C$  или образовывать специальные карбиды хрома, в которых часть его атомов замещена железом:  $(Cr, Fe)_7C_3$  и  $(Cr, Fe)_{23}C_6$ . При концентрации до 9,5 % хрома карбидная фаза представлена цементитом. Белые чугуны системы Fe–C–Cr с карбидами  $(Fe, Cr)_3C$  кристаллизуются с образованием эвтектики ледебуритного типа. Однако чугуны с карбидами типа  $Me_3C$  имеют большую склонность к хрупкому разрушению.

Хромистокарбидная эвтектика образуется при концентрации хрома более 10 %. Микроскопическая картина затвердевания и морфология структурных составляющих при этом изменяются, что связано с появлением нового типа карбидной фазы. При увеличении содержания хрома в чугуне от 9,5 до 12 % ледебурит постепенно заменяется аустенитно-хромистокарбидной эвтектикой. Переход к карбидам  $Me_7C_3$ , связанный с кристаллизацией аустенитно-хромистокарбидной эвтектики, обеспечивает преимущества чугунов с карбидами типа  $Me_7C_3$  перед чугунами  $Me_3C$  по прочности и пластичности.

Количество карбидов определяется, главным образом, содержанием углерода, а тип карбидов – концентрацией хрома. Однако при одной и той же концентрации углерода количество карбидов повышается по мере увеличения концентрации хрома.

Формирование карбидной фазы сопровождается значительным обеднением углеродом и хромом пограничных с ней зон аустенита. В аустенитном зерне возникают микронеодно-

родности в распределении элементов. При распаде аустенита в областях, обогащенных хромом и углеродом, т.е. в центре зерна, наиболее вероятно формирование вторичных карбидов.

Матрица значительно мягче карбидов, поэтому, несмотря на их высокую твердость, наблюдается износ матрицы за счет выкрашивания карбидов и царапания материала металлической основы. Такой износ определяется механическими свойствами материала матрицы. Если основа не обладает достаточной твердостью, то карбиды с поверхности могут выкрашиваться, не реализуя своей высокой износостойкости. Высокая износостойкость является необходимым, но не достаточным условием работоспособности и надежности, поэтому при выборе состава чугуна следует учитывать его прочность и склонность к выкрашиванию.

Исходной структуре высокохромистого сплава принадлежит решающее значение в формировании свойств. Высокохромистые чугуны являются сложными многокомпонентными сплавами. Поэтому необходимо учитывать целый ряд особенностей влияния легирующих элементов на природу образующихся в таких сплавах фаз, а также процессы, протекающие как при кристаллизации, так и при охлаждении отливки в твердом состоянии.

В связи с этим были проведены исследования структуры высокохромистых чугунов с различным химическим составом. О распределении легирующих элементов в высокохромистом сплаве можно судить по результатам проведенного рентгеноспектрального микроанализа. Карбидная фаза сплава с содержанием 17 % Cr, 2,58 % C, 0,74 % Si, 1,10 % Mn, 0,07 % P, 0,04 % S, 1,28 % Ni, 0,98% Mo, 0,03 % Mg исследована методом рентгеноспектрального микроанализа, что позволило более детально изучить содержание и распределение легирующих элементов в ней. Структура исследуемого сплава представлена на рис. 1.

Получены спектры характеристического излучения различных типов карбидов (рис. 2, а, б, в). Выявлено наличие карбидов с содержанием хрома 10,6–13,2 %, в которых отсутствует молибден, количество марганца в них не превышало 1,1 % (рис. 2, а).

На основании литературных данных [1–3, 7, 12] можно сделать вывод об их принадлежности к карбидам цементитного типа. Карбиды, содержащие 34,6–39,9 % хрома, 1 % молибдена, 0,56–0,8 % марганца, могут быть отнесены к спецкарбидам типа  $(Cr,Fe)_7C_3$  (рис. 2, б). В структуре также выявлены карбиды, содержащие от 10,1 до 36,8 % хрома и от 4,32 до 15,9 % молибдена (рис. 2, в). Эти карбиды можно отнести к сложным соединениям типа  $(Cr, Fe, Mo)_{23}C_6$  [8, 9].

Формирование карбидов сопровождается значительным обеднением легирующим компонентом пограничных с ними зон твердого раствора. Распределение хрома и кремния по зерну первичного аустенита оценивали методом рентгеноспектрального микроанализа. Шаг измерения составлял 5 мкм.

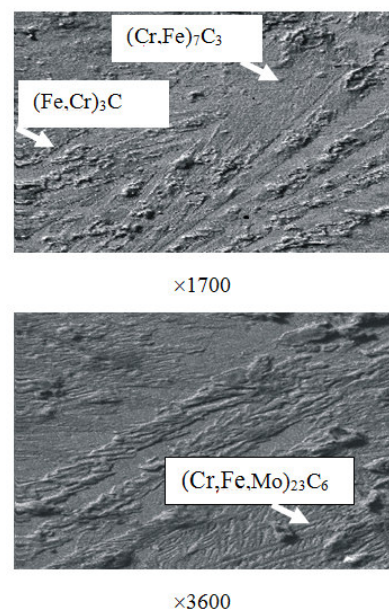


Рис. 1. Микроструктура высокохромистого сплава

Как показали исследования, содержание хрома в зерне первичного аустенита изменяется от 4,7 % в пограничной с карбидом области до 14,9 % в центре зерна. Установлено, что кремний преимущественно концентрируется в матрице. Его содержание в пограничной с карбидом области повышено (1,8–2,2 %), по сравнению с центром зерна, где его концентрация не превышает 0,7–1,7 %. Содержание молибдена в матрице изменялось от 0,6 до 5,2 %, а никеля – от 0,4 до 2,8 %. Выявлены также зоны, не содержащие никеля и молибдена. Марганец распределен равномерно, и его количество в карбидной фазе и матрице практически одинаковое.

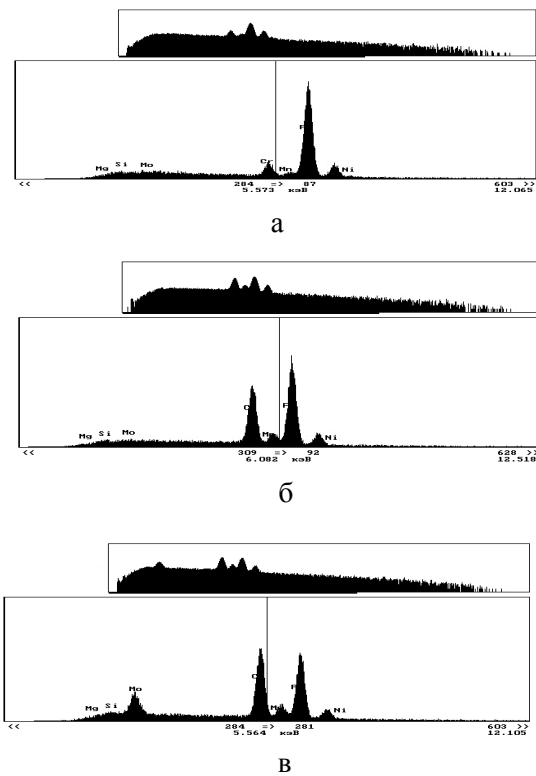


Рис. 2. Спектры характеристического излучения карбидов: а –  $(\text{Fe,Cr})_3\text{C}$ ; б –  $(\text{Cr,Fe})_7\text{C}_3$ ; в –  $(\text{Cr,Fe,Mo})_{23}\text{C}_6$

Уровень свойств карбидной фазы оценивали по микротвердости. Измерения микротвердости карбидной фазы проводили для сплавов с различным химическим составом. Исследованиями установлено, что увеличение содержания хрома в сплаве приводит к повышению уровня микротвердости карбидов (табл. 1, 2).

Таблица 1 Микротвердость карбидов  $(\text{Cr,Fe})_7\text{C}_3$   $H_{50}$

Содержание элементов, %		K=Cr/C	Средняя микротвердость*	Разброс значений, %
C	Cr			
2,86	13,9	4,86	1372	6,3
2,78	14,6	5,25	1381	5,8
2,77	15,3	5,52	1390	6,0
2,82	16,4	5,82	1400	7,0
2,94	16,8	5,71	1404	7,2
2,58	17,0	6,59	1408	7,1
2,70	17,5	6,48	1418	6,9
2,86	17,9	6,26	1427	6,1
2,80	18,8	6,71	1436	6,3

\*Средние результаты из 50 измерений

С увеличением содержания хрома от 13,9 до 18,8 % микротвердость карбидов  $(\text{Fe,Cr})_3\text{C}$

возрастает от  $H_{50} = 856$  до  $H_{50} = 944$ , а карбидов –  $(\text{Cr,Fe})_7\text{C}_3$  – от  $H_{50} = 1372$  до  $H_{50} = 1436$ .

Таблица 2 Микротвердость карбидов  $(\text{Fe,Cr})_3\text{C}$   $H_{50}$

Содержание элементов, %		K=Cr/C	Средняя микротвердость*	Разброс значений, %
C	Cr			
2,76	12,2	4,42	856	5,4
2,86	13,9	4,86	876	6,5
2,78	14,6	5,25	893	6,1
2,77	15,3	5,52	900	6,1
2,82	16,4	5,82	908	6,3
2,94	16,8	5,71	914	6,8
2,58	17,0	6,59	920	6,8
2,70	17,5	6,48	931	6,7
2,86	17,9	6,26	936	6,0
2,80	18,8	6,71	944	6,0

\*Средние результаты из 50 измерений.

Таким образом, микротвердость карбидов типа  $(\text{Fe,Cr})_3\text{C}$  находится в пределах  $H_{50} = 800$ – $1100$ , а спецкарбидов хрома  $(\text{Cr,Fe})_7\text{C}_3$  –  $H_{50} = 1250$ – $1450$ .

Также выявлены карбиды с  $H_{50} = 1600$ – $1900$ , которые можно отнести к карбидам типа  $(\text{Cr,Fe,Mo})_{23}\text{C}_6$ . Исследованиями установлено, что увеличение содержания хрома в сплаве приводит к повышению уровня микротвердости карбидов.

## Выводы

Износостойкость материалов при абразивном изнашивании, как правило, пропорциональна их твердости. Выбор оптимального химического состава и параметров кристаллизации сплава позволяет обеспечивать необходимые показатели твердости. Механические свойства высокохромистых чугунов зависят, в первую очередь, от характера формируемой структуры. Выбор оптимального химического состава и технологических параметров литья позволяет обеспечить необходимый уровень свойств.

Структура высокохромистого сплава исследована методом рентгеноспектрального микроанализа. Выявлена неоднородность распределения элементов в зерне первичного аустенита. Содержание хрома изменяется от 4,7 % в пограничной с карбидом области до 14,9 % в центре зерна. Содержание никеля,

хрома и марганца практически не изменяется по сечению. Выявлена неоднородность распределения кремния и молибдена по сечению, их содержание увеличивается к центру в 1,5–1,8 раза. Карбидная фаза высокохромистого сплава представлена карбидами цементитного типа –  $(Cr,Fe)_7C_3$ , а также  $(Cr,Fe,Mo)_{23}C_6$ .

Микротвердость карбидов типа  $(Fe,Cr)_3C$  находится в пределах  $H_{50} = 800–1100$ , а спецкарбидов хрома  $(Cr,Fe)_7C_3$  – в пределах  $H_{50} = 1250–1450$ . Также выявлены карбиды с  $H_{50} = 1600–1900$ , которые можно отнести к сложным соединениям типа  $(Cr, Fe, Mo)_{23}C_6$ . Исследованиями установлено, что увеличение содержания хрома в сплаве приводит к повышению уровня микротвердости карбидов. С увеличением содержания хрома от 13,9 до 18,8 % микротвердость карбидов  $(Fe,Cr)_3C$  возрастает от  $H_{50} = 856$  до  $H_{50} = 944$ , а  $(Cr,Fe)_7C_3$  – от  $H_{50} = 1372$  до  $H_{50} = 1436$ . Уровень микротвердости карбидной фазы изменяется по сечению. Так, на поверхности средняя микротвердость карбидной фазы на 4–5 % выше, чем на глубине. При этом к поверхности неоднородность измеренных значений увеличивается примерно в 2 раза.

### Литература

1. Цыпин И.И. Белые износостойкие чугуны Структура и свойства / И. И. Цыпин. – М.: Металлургия, 1983. – 176 с.
2. Окамото М. Износостойкий белый чугун / М. Окамото, А. Кагава // Тютандзо то нэцусэри. – 1983. – Т.36, №2. – С. 1–8. – Яп.
3. Кириевский Б.А. Влияние легирующих элементов на структуру и стойкость высокохромистого чугуна при абразивном изнашивании / Б.А. Кириевский, Л.Г. Смолякова, Н.Я. Костинская // Литые износостойкие материалы. – 1978. – С. 53.
4. Лучкин В.С. Влияние углерода и марганца на износостойкость хромистых чугунов / В.С. Лучкин, Э.К. Пирогова, А.Г. Леско // Литейное производство. – 1988. – №4. – С.23.
5. Комаров О.С. Исследование механических свойств высокохромистых чугунов / О.С. Комаров, Н.И. Урбанович, В.Г. Ходосевич // Металлургия (Минск). – 1987. – № 21. – С. 81–83.
6. Тихонович В.И. Управление износостойкостью хромистых сталей и чугунов путем создания оптимальной гетерогенной структуры / В.И. Тихонович // Процессы литья. – 1994. – № 1. – С. 104–108.
7. Влияние ориентировки карбидов  $M_7C_3$  на износостойкость белого чугуна 300X20ДНФ / И.И. Цыпин, В.И. Канторович, А.Д. Зуев, В.А. Гольдштейн // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1991. – №10. – С. 26–28.
8. Жуков А.А. Износостойкие отливки из комплексно-легированных белых чугунов / А.А. Жуков, Г.И. Сильман, М.С. Фрольцов. – М.: Машиностроение, 1984. – 104 с.
9. Хаджи А. Влияние легирующих элементов на кристаллизацию и свойства высокохромистого чугуна / А. Хаджи, Л.М. Романов, Л.Я. Козлов // Литейное производство. – 1988. – № 11. – С. 4–5.
10. Золотарь А.И. Высокохромистый износостойкий чугун / А.И. Золотарь, А.А. Величко, Д.С. Самойлович // Литейное производство. – 1986. – № 8. – С. 30–31.
11. Константинов Л.С. Напряжения, деформации и трещины в отливках / Л.С. Константинов, А.П. Трухов. – М.: Машиностроение, 1981. – 200 с.
12. Бобро Ю.Г. Легированные чугуны / Ю.Г. Бобро. – М.: Металлургия, 1976. – 288 с.

Рецензент: А.С. Полянский, профессор,  
д.т.н., ХНАДУ.