
УДК 669.018.25

**О ФОРМИРОВАНИИ МЕЛКОДИСПЕРСНЫХ СИЛИКОКАРБИДОВ В
ИЗНОСОСТОЙКИХ ВЫСОКОХРОМИСТЫХ ЧУГУНАХ**

д.т.н., доц. А.А. Митяев, к.т.н., доц. А.А. Егоров,

д.т.н., проф. И.П. Волчок

Запорожский национальный технический университет

Одной из острых проблем современного машиностроения является увеличение ресурса деталей машин, подверженных при эксплуатации интенсивному абразивному и ударно-абразивному изнашиванию. Особую актуальность эта проблема сохраняет для оборудования горнорудной, металлургической, угольной, строительной и других отраслей промышленности, предназначенного для переработки абразивного сырья.

В качестве износостойких материалов все более широкое применение находят белые высокохромистые чугуны – сложнлегированные многокомпонентные сплавы, разнообразные по структуре и свойствам. Номенклатура деталей, изготавливаемых из высокохромистых чугунов, также разнообразна: элементы футеровки шаровых мельниц, корпуса и рабочие колеса насосов, импеллеры и статоры флотационных машин, детали строительной и дорожной техники, термических и обжиговых печей. Срок службы этих деталей, изготовленных из белых высокохромистых чугунов, в 1,5-6 раз превышает срок службы аналогичных деталей из углеродистых сталей и высокомарганцевой стали 110Г13Л [1].

Сплавы на основе системы Fe-C-Cr также применяются для износостойкой наплавки при восстановлении изношенных деталей. Очевидно, следует применять различные подходы к методам достижения требуемого комплекса свойств в литом и наплавленном металле, предназначенном для работы в условиях абразивного изнашивания.

Обобщая результаты исследования зависимости износостойкости белых чугунов от их структуры и состава, следует подчеркнуть, что закономерности изнашивания этих материалов определяются их гетерогенным строением и высокой твердостью карбидной фазы, а также способностью матрицы удерживать карбиды.

Высокая износостойкость в условиях абразивного изнашивания обеспечивается в случае, когда карбидная фаза белого чугуна отвечает следующим условиям:

- наличие максимально возможного количества эвтектических карбидов M_7C_3 , превосходящих по твердости абразив;
- равномерное распределение карбидной фазы в металлической матрице;
- ориентация карбидов осью c перпендикулярно изнашиваемой поверхности;
- минимальные размеры карбидов.

Работа в условиях ударно-абразивного изнашивания может привести к интенсивному хрупкому разрушению деталей из белых износостойких чугунов. Такое разрушение происходит в случае превышения предельных

величин по скорости нагружения микрообъема или энергии удара абразивной частицы. Важную роль при этом играют размеры карбидов и их ориентировка относительно изнашиваемой поверхности.

Таким образом, вопрос о формировании карбидной фазы в соответствующей металлической основе имеет приоритетное значение для обеспечения износостойкости сплавов. Поэтому в данной работе ставилась цель изучить резервы повышения износостойкости чугуна за счет формирования мелкодисперсной карбидной фазы.

В литературе приводятся несистематизированные сведения о возможности образования силикокарбидных упрочняющих фаз типа Fe_nSiC и SiC в высокоуглеродистых сплавах, легированных кремнием. Одной из первых работ по данному вопросу является статья Д. Марлеза [2], в которой показано, что в белых чугунах, содержащих более 2,5% Si, наряду с цементитом кристаллизуется силикокарбид. Микроскопически он легко отличается от цементита при тепловом травлении: силикокарбид остается еще светлым, когда цементит, окисляясь, окрашивается в темно-коричневый цвет. По данным [3], с увеличением содержания кремния в чугуне доля силикокарбида увеличивается, а цементита уменьшается, и при содержании более 7% Si образуется только силикокарбид. Образование светлого при травлении карбида при кристаллизации кремнистого чугуна, а также при распаде аустенита отмечено и в других работах [4, 5].

Атомная структура и химический состав силикокарбида пока еще изучены не достаточно полно. В соответствии с данными [4], в сплавах с 7...15 % Si силикокарбид Fe_nSiC характеризуется гексагональной решеткой с параметрами $a=11,7кХ$ и $c=10,8кХ$ и содержит 6,28% С и 8,87 % Si, а по данным [5] в силикокарбиде содержится 1,6 % С и 6,68% Si. Имеются данные [3, 6] о различии состава и, вероятно, природы неокрашивающейся при тепловом травлении карбидной фазы (особенно выделяющейся из аустенита) в Fe-C-Si-сплавах различного химического состава. Методом карбидного анализа было показано [3], что в силикокарбиде содержится 3,9 % С и 7,8 % Si, а методом рентгеноспектрального анализа, соответственно, – 3,4 % С и 8,9% Si. Последний состав отвечает формуле Fe_3SiC . По сведениям [3], при кристаллизации белого чугуна силикокарбид образуется в сплавах, содержащих более 3,8% Si, а в доэвтектических чугунах, закаленных от температур жидкого состояния, силикокарбид образуется и при 2,25...2,50 % кремния.

В связи с тем, что силикокарбиды имеют более высокую микротвердость, чем карбиды металлов, в настоящей работе представлялось перспективным изучение возможности получения износостойких материалов с силикокарбидным упрочнением.

В качестве экспериментального материала был выбран сплав 240X13C5P2, разработанный для восстановления наплавкой ковшей элеваторов для транспортировки сыпучих абразивных материалов. Наплавочные электроды изготавливались из проволоки Св-08А диаметром 4 мм с покрытием, которое содержало требуемый легирующий комплекс и

наносилось методом опрессовки. Наплавка образцов производилась на постоянном токе $I_{св}=240\text{А}$ обратной полярности.

Как показал металлографический анализ, упрочняющая фаза в данном сплаве была представлена включениями двух типов: крупными продолговатыми включениями с острыми углами и колониями мелких включений. Крупные включения представляли собой карбобориды, в которых соотношение между карбидами типа M_7C_3 и боридами типа M_2B определялось соотношением содержания углерода, бора и кремния. Мелкие включения имели вытянутую или червеобразную форму, а в отдельных случаях наблюдалось розеточное строение их колоний. Было сделано предположение об участии кремния в формировании этих включений, тем более что кремний обладает достаточно высоким химическим сродством к углероду при комнатной и повышенной температуре [7].

Для подтверждения выдвинутого предположения были проведены исследования микроструктуры экспериментального сплава. С применением микрорентгеноспектрального, рентгеноструктурного анализа, качественного и количественного Оже-анализа поверхности шлифов и изломов исследуемого сплава было установлено, что его структура представляет собой мартенситную матрицу (α -раствор) с незначительным количеством остаточного аустенита (до 5 %) и 55...60% упрочняющей фазы, состоящей из карбоборидов $(\text{Fe,Cr})_7(\text{C,B})_3$, боридов типа $(\text{Fe,Cr})_2\text{B}$, а также силикокарбидов SiC .

Метод электронной Оже-спектроскопии (ЭОС) оказался наиболее удобным и приемлемым для исследования мелкодисперсных упрочняющих фаз. Анализ проводили на поверхности очищенных бомбардировкой атомами аргона изломов и шлифов в сверхвысоком вакууме. На поверхности изломов, подготовленных в таких условиях, полностью отсутствуют адсорбированные инородные частицы, что позволило повысить точность исследований. В качестве эталона использовался стандартный сплав известного состава 320X25C2ГР, нанесенный методом наплавки.

Результаты количественного ЭОС поверхности шлифов и изломов исследуемого сплава приведены в табл. 1. Содержание основных компонентов сплава определялось как в атомных, так и в массовых процентах. По данным количественного ЭОС матрица сплава 240X13C5P2 имела следующий состав в массовых процентах: 1,7% С; 9,1% Cr; 6,3% Si; 1,6% В. Повышенное содержание кремния в матрице (6,3% против 4,9% общего содержания в экспериментальном сплаве) объясняется значительным количеством упрочняющих фаз (бориды и карбобориды), не содержащих кремний. А избыток кремния, по-видимому, вошел в состав мелких силикокарбидов, равномерно распределенных в матрице сплава.

Данные рентгеноструктурного анализа также подтвердили наличие в составе упрочняющей фазы соединений с кристаллической решеткой типа Cr_7C_3 , Fe_2B и SiC . Микрорентгеноспектральный анализ при сканировании через мелкие включения (диаметр зонда 1 мкм) позволил выявить пики концентраций кремния, расстояния между которыми соответствовали

расстояниям между группами мелких включений или между отдельными наиболее крупными из них.

Таблица 1
Результаты количественного ЭОС поверхности шлифов и изломов сплава 240X13C5P2 (средние значения)

Структурные составляющие	Содержание элементов, масс.%/ат.%				
	Fe	C	Cr	Si	B
Матрица	81,3/68,2	1,7/6,4	9,1/8,2	6,3/10,5	1,6/6,7
Карбобориды	70,2/54,7	4,3/15,5	19,2/16,1	4,7/7,3	1,6/6,5
Эвтектические бориды	70,5/53,4	–	22,1/17,9	–	7,4/28,7
Силикокарбиды	75,3/62,9	2,1/8,1	14,2/12,8	7,5/12,5	0,9/3,8

Очевидно, наличие в сплаве мелкодисперсной (менее 5 мкм) силикокарбидной фазы способствовало увеличению микротвердости матрицы сплава до $H_{50}=10,0...13,5$ ГПа и, в результате, обеспечило повышение его износостойкости в 1,14...1,40 раза по сравнению со стандартными наплавочными материалами системы Fe-C-Cr-B-Si.

Вместе с тем, для образования силикокарбидов требуется повышенное содержание кремния в чугуне, что по данным [1, 8] может вызвать появление хрупких заэвтектических карбидов в чугунных отливках, ухудшающих механические свойства высокохромистых чугунов и обуславливающих развитие трещин. Поэтому использование силикокарбидного упрочнения является перспективным, главным образом, для наплавочных материалов, которые должны обеспечить высокую твердость и износостойкость поверхностного слоя деталей.

ИСПОЛЬЗОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА

1. Цыпин И.И. Белые износостойкие чугуны. Структура и свойства. – М.: Металлургия, 1983. – 175 с.
2. Marles D. Journal of Iron and Steel Inst. – 1948, v.158. – p.433
3. Бунин К.П., Малиночка Я.Н., Таран Ю.Н. Основы металлографии чугуна. – М.: Металлургия, 1969. – 416 с.
4. Humphreys J.G., Owen W.S. Journal of Iron and Steel Inst. – 1961, v.193. №1. – P.38
5. Morrogh H., Williams W. Journal of Iron and Steel Inst. – 1954, v.176. – P.375
6. Васильев Е.А. Отливки из ковкого чугуна. Производство, свойства, применение. – М.: Машиностроение, 1976. – 239 с.
7. Элиот Д., Глейзер М., Рамакришна В. Термохимия сталеплавильных процессов: Пер. с англ. – М.: Металлургия, 1969, – 252 с.
8. Цыпин И.И. Износостойкость и прочность материалов для горных машин/ Научн. тр. ВНИИПТуглемаш. М.: Недра, 1970. – № 14. – С.121-131.