

Следует заметить, что эффективность ограждающего кожуха на основе жестких ППУ может быть повышена за счет изменения расположения подводящих к сепаратору коммуникаций, а, соответственно, исключения в кожухе технологических проемов.

УДК 669.187.2:620.17

А.И.Гарост, доцент

ОПТИМИЗАЦИЯ СОСТАВОВ ЭВТЕКТИЧЕСКИХ СПЛАВОВ ДЛЯ УПЛОТНИТЕЛЬНЫХ КОЛЕЦ ТРАКТОРА

Influence of chemical composition and other factors on structure and properties of white cast iron is investigated. Optimal composition of iron-carbon alloys for tractor consolidation rings is determined.

Во многих областях техники необходимы материалы, обладающие высокой износостойкостью. Этим требованиям отвечают сплавы системы железо-углерод-хром с повышенным содержанием хрома и углерода (белые чугуны). Область применения их охватывает горнорудную и нефтеперерабатывающую промышленность, энергетику, металлургию, строительно-дорожную и автотракторную технику.

Технологические трудности при изготовлении деталей сложной конфигурации и условия эксплуатации стимулируют проведение исследований, направленных на оптимизацию структуры и свойств сплавов. Следует отметить при этом, что преобладающее влияние на структуру сплавов данного типа оказывают условия первичной кристаллизации, определяемые химическим составом, а термическая обработка оказывается дополнительным фактором.

Хром является главным легирующим элементом группы белых износостойких чугунов. Его содержание в них достигает 35%. Он может входить в состав орторомбического карбида железа $(Fe, Cr)_3C$ или образует карбиды хрома: тригональный $(Cr, Fe)_7C_3$ и кубический $(Cr, Fe)_{23}C_6$. Из них наибольшую твердость имеет тригональный карбид: HV 1370-2440, а кубический карбид $(Cr, Fe)_{23}C_6$, несмотря на большую концентрацию хрома, несколько меньшую твердость: HV 1225-2280 [1,2].

Основными элементами, определяющими служебные характеристики износостойких чугунов, являются хром и углерод. Рассмотрим влияние концентрации этих элементов на свойства таких чугунов. Испытания белых чугунов на абразивный износ показали преимущества износостойких чугунов со специальными карбидами хрома перед чугунами с карбидами цементитного типа.

Повышение содержания хрома вызывает существенный рост износостойкости лишь после того, как карбиды Me_3C начинают заменяться карбидами

Me_7C_3 . Замещение атомов железа хромом в карбиде цементитного типа не приводит к росту износостойкости чугуна при содержании хрома до 7%. При содержании его в чугуне более 8%, кроме карбидов цементитного типа $(Fe,Cr)_3C$, образуются карбиды $(Cr,Fe)_7C_3$, количество которых растёт с увеличением концентрации хрома. Увеличение содержания хрома свыше 12% приводит к полной замене карбидов Me_3C карбидами Me_7C_3 . Этому содержанию соответствует максимальная износостойкость чугуна.

Не последнюю роль в повышении износостойкости играет разница в морфологии структуры чугунов с карбидами Me_3C и Me_7C_3 . Сплошной карбидный каркас чугунов с карбидами ледебуритного типа хуже противостоит изнашиванию, чем разветвленная аустенитно-карбидная эвтектика с диспергированной карбидной фазой типа Me_7C_3 .

Исследованиями также установлено резкое улучшение обрабатываемости белых чугунов при содержании хрома выше 10%.

Белые чугуны с карбидами типа Me_3C образуют непрерывный каркас карбидов в отличие от чугунов, содержащих более 10% Cr, у которых структура состоит из изолированных тригональных карбидов в аустенитно-хромокарбидной эвтектике. Удаление из обрабатываемого металла изолированных карбидов значительно легче, чем карбидов, связанных в непрерывный и поэтому жесткий каркас.

При содержании хрома более 24% в структуре белых чугунов появляются крупные заэвтектические карбиды и повышается твердость металлической основы. Это тем не менее несколько снижает износостойкость сплава и приводит к ухудшению обрабатываемости.

Таким образом, для получения высокой износостойкости белых чугунов оптимальным является 13-20% хрома, а по прочностным свойствам наибольшими показателями обладают сплавы эвтектического состава, содержащие 15-18% хрома.

Одним из главных факторов, определяющих износостойкость и другие свойства белых чугунов, является количество карбидной фазы. В распространенных марках износостойких чугунов количество их обычно составляет 20-30% и может доходить до 40-50% или уменьшаться до 10-15%. Количество карбидов пропорционально содержанию углерода и хрома, но влияние углерода в 20 раз сильнее, т.е. практически углерод является регулятором количества карбидов, так как металлические атомы в карбидах имеют высокую взаимозаменяемость.

В некоторых работах [3,4] утверждается, что твердость многих материалов определяется их износостойкостью независимо от структурного состояния. Испытания белых чугунов не подтверждают этого. При изменении содержания

углерода от 1,5 до 4% износостойкость их возрастает в 3 раза, а HRC - всего на 6%. Таким образом, износостойкость белых чугунов определяется не твердостью, а количеством, размерами и формой структурных составляющих и их микротвердостью [5,6]. Основные структурные составляющие белых чугунов это карбиды и металлическая основа.

Рост износостойкости чугунов с увеличением карбидной составляющей происходит только до эвтектического состава сплава, так как крупные заэвтектические карбиды выкрашиваются при износе, уменьшая износостойкость сплава [5,7]. Для сплавов с более высоким содержанием хрома (18-30%) максимальная износостойкость наблюдается у чугунов с содержанием углерода, немного превышающим эвтектическую концентрацию, что, по-видимому, объясняется отсутствием цементита [8].

При исследовании влияния концентрации хрома и углерода на износостойкость белых чугунов в основном рассматривалось влияние их на образование карбидной фазы - ее химического состава, размеров и объема. Следует уделить также внимание металлической основе, в значительной степени определяющей износостойкость сплавов. Основная роль матрицы в износостойкости белых чугунов состоит в том, чтобы предотвратить деформацию, срез и раскалывание карбидов.

Оптимальный тип матрицы зависит от удельного давления при эксплуатации. При низких удельных давлениях, когда характер износа подобен эрозии, необходима мартенситная матрица, а при высоких давлениях и наличии ударов целесообразнее аустенитная матрица [9].

Роль мартенсита в белых чугунах заключается в том, что он является прочным основанием для твердых карбидов, предотвращающим их микроскопическое выкрашивание и растрескивание при абразивном изнашивании; метастабильный аустенит, упрочняющийся под действием абразива (претерпевающий мартенситное превращение), играет ту же роль и позволяет получать одинаковую с ним износостойкость.

Стабильный аустенит (HV 400) будет снижать износостойкость сплавов, так как установлено, что при прочих равных условиях износостойкость линейно связана с микротвердостью основы. Микротвердость мартенсита определяется в основном содержанием в нем углерода и достигает HV 880.

Необходимо отметить, что наличие в структуре основы даже небольшого количества мягких продуктов распада аустенита резко снижает износостойкость белых чугунов. Именно этим определяется наличие и содержание многих легирующих элементов в белых чугунах, т.е. влиянием их на прокаливаемость (положение S-кривой), а также положением мартенситной точки.

Данная работа проводилась применительно к изготовлению торцевых уплотнительных колец гусеничных тракторов. Почти бесспорным является то, что термообработка белых чугунов для получения мартенситной структуры матрицы повышает износостойкость колец, но она сопряжена с технологическими проблемами, вызывающими образование трещин и короблений их. Поэтому термообработка их на заводе не проводится и в настоящей работе влияние ее на износостойкость не рассматривалось.

В литом состоянии при содержании хрома до 30% матрица белых чугунов в основном состоит из аустенита, и проблема высокой износостойкости заключается в том, стабилен он или метастабилен. Метастабильный аустенит, превращаясь в мартенсит деформации в тонком поверхностном слое, повышает сопротивление этого слоя абразивному изнашиванию.

Вообще износостойкость чугунов с аустенитной основой может быть выше или ниже, чем у чугунов с мартенситной основой. Это зависит от многих факторов. В частности, когда абразив имеет такую же, как карбиды, или более высокую твердость, более высокую износостойкость имеют аустенитные чугуны [10]. Поэтому неправомерно говорить вообще о преимуществах мартенситной или аустенитной матрицы. Это имеет смысл только применительно к определенным условиям изнашивания.

Износостойкость белых чугунов с ферритной основой ниже, чем таких же чугунов с мартенситной или аустенитной структурой основы, практически во всех условиях абразивного изнашивания. Во всех случаях, когда сплавы с аустенитной структурой основы имеют высокую износостойкость, поверхностный слой после изнашивания состоит из мартенсита деформации, а если следов превращения аустенита нет, то сплавы имеют низкую износостойкость.

В нашем случае оценить возможность использования сплавов с аустенитной основой можно только на основании проведенных износных испытаний, так как вопрос о способности аустенита разного состава к наклепу и фазовым превращениям изучен недостаточно. Высокие давления при эксплуатации дают основания на образование мартенсита деформации, а процесс трения может вызвать образование задиров и схватывание трущихся поверхностей с мягкой аустенитной основой.

Максимальную степень наклепа и превращения при деформации имеет высокоуглеродистый хромистый и хромомолибденовый аустенит без дополнительного легирования другими элементами [12]. Легирование элементами, стабилизирующими аустенит в перлитной области (Mn, Ni, Cu), как правило, снижает точку Мн и способность к деформационному упрочнению и мартенситному превращению. Исключение составляет молибден, который практически не влия-

ет на величину Mn и, по-видимому, не ухудшает способности хромистого аустенита к мартенситному превращению при изнашивании. Однако имеются разработки хромомарганцевых аустенитных износостойких сталей [13].

Возможным механизмом, обеспечивающим преимущества метастабильного аустенита, в случаях приложения нагрузки с высокой скоростью и высоких удельных нагрузок, является ограничение трещин, возникающих в результате быстрого возрастания напряжений в зоне контакта с абразивом, глубиной превращенного мартенситного слоя. В сплавах с исходной мартенситной структурой трещины могут распространяться глубже, объем удаляемого металла и интенсивность изнашивания больше, чем в случае нестабильной аустенитной структуры. Исходя из результатов предварительных исследований, выбираем следующий химический состав опытных сплавов (табл. 1).

Табл. 1. Химический состав, твердость и микротвердость аустенита исследуемых белых чугунов

Номер плавки	Химический состав, % мас.	Твердость HRC	Микротвердость аустенита, Н
1	C-2,88;Si-0,61;Mn-0,36;Cr-15,5;Ni-0,50; Cu-0,27;V-0,17;N-0,05; PЗМ-0,05.	50-53	548
2	C-2,92;Si-0,43;Mn-0,32;Cr-14,3; Ni-0,41; Cu-0,23;V-0,09;N-0,08; PЗМ-0,05.	50-53	691
3	C-3,12;Si-0,63;Mn-0,41;Cr-17,4; Ni-0,51; Cu-0,28;V-0,14;N-0,03; PЗМ-0,05.	57-61	678
4	C-3,08;Si-0,85;Mn-0,54;Cr-19,5; Ni-0,65; Cu-0,32;V-0,22;N-0,05; PЗМ-0,05.	53	614
5	C-2,86;Si-0,53;Mn-0,40;Cr-15,3; Ni-0,55; Cu-0,30;V-0,135;N-0,03; PЗМ-0,05.	45	548
6	C-3,12;Si-0,58;Mn-0,54;Cr-15,3; Ni-0,57; Cu-0,32;V-0,43;N-0,05; PЗМ-0,05.	38	593
7	C-3,42;Si-0,78;Mn-0,46;Cr-16,3; Ni-0,97; Cu-0,30;V-0,11;N-0,08; PЗМ-0,05.	44	642
8	C-3,65;Si-0,91;Mn-0,57;Cr-20,0; Ni-1,30; Cu-0,32;V-0,25;N-0,08; PЗМ-0,05.	53	531
9	C-2,85;Si-1,01;Mn-0,40;Cr-21,0; Ni-0,82; Cu-0,40;V-0,16;N-0,03; PЗМ-0,05.	45-48	522,7
10	C-3,01;Si-0,78;Mn-0,48;Cr-17,1; Ni-0,42; Cu-0,40;V-0,10;N-0,03; PЗМ-0,05;Ti-0,10.	55-58,5	548
Заводская	C-3,29;Si-1,10;Mn-0,40;Cr-19,1; Ni-0,28;	59-64	682

Cu-0,29;V-0,13;N-0,07; PЗМ-0,05;Ti-0,11.

Содержание хрома варьировалось в пределах 15-22%. Такая концентрация обеспечивает наличие в структуре чугуна в основном более твердых карбидов типа Me_7C_3 . В то же время в работе [13] приводятся данные Кинделя и Френка о том, что увеличение содержания хрома до 5% снижает прочность чугуна, при 12-15 % прочность достигает максимума и затем остается постоянной до содержания 27%.

Углерод и азот в исследуемых чугунах вводился таким образом, чтобы получить максимальное количество карбидов и при этом сохранить эвтектическую концентрацию или несколько повысить ее. Содержание углерода должно соответствовать 2,9-3,5% при 15-22% Cr.

Содержание кремния в данных чугунах пытались получить на минимально возможном уровне, какой позволяют исходные шихтовые материалы и условия ведения плавки (0,6-1,0%). При большом содержании кремния значительно ускоряется перлитный распад аустенита и резко падает общая твердость.

Аустенитообразующие элементы Ni, Mn, Cu также, как и Mo, сдвигают область перлитного и бейнитного распада в сторону большего времени. Большинство из этих элементов имеют высокую стоимость, и обычно содержание их в исследуемых чугунах определяется приблизительно до 0,5%.

Влияние небольших добавок карбидообразующих элементов (Ti, V) неоднозначно. С одной стороны, они измельчают структуру чугуна и, входя в состав карбидной фазы, повышают ее твердость. С другой стороны, они способствуют перлитному распаду аустенита.

В связи с тем, что титан резко снижает жидкотекучесть расплава, его содержание в исследуемых чугунах ограничивали до 0,2%, а ванадия вводили до 0,2-0,6%. Во все сплавы вводили до 0,08% азота, который измельчает литую структуру чугуна.

Сплав N1 имеет эвтектическую аустенитно-карбидную структуру с небольшим количеством перлита - продуктом распада аустенита. Общая твердость его 50-53 HRC.

Сплав N3 более близок к эвтектическому составу. Он имеет дисперсную эвтектическую структуру с отдельными, очень мелкими перлитными включениями. Твердость 57-61 HRC.

Анализ исследуемых сплавов показывает, что оптимальными с точки зрения получения высоких эксплуатационных свойств (твердости) белые чугуны должны иметь концентрацию хрома в пределах 17-21%, углерода - 3,2-3,6%, кремния - до 0,8%, марганца 0,4-0,6%, никеля - 0,2-0,6%, ванадия - не более 0,4%. Для измельчения структуры необходимо вводить до 0,08% N (заводская плавка), а для предотвращения перлитного распада можно вводить до 0,5% Ni.

Разработанный состав сплава защищен авторским свидетельством СССР N1721113 (кл.С22С 37/06).

В этом сплаве практически отсутствуют включения перлита. Твердость HRC 59-64.

Предложенный износостойкий чугун применяется для изготовления уплотнительных колец тракторов Т-500 и Т-330 на ПО "Чебоксарский завод промышленных тракторов".

ЛИТЕРАТУРА

1. Попов В.С., Брыков Н.Н., Дмитриченко Н.С. и др. Долговечность оборудования огнеупорного производства. - М.: Metallurgy, 1978.
2. Самсонов Г.В. Тугоплавкие соединения. 2-е изд. - М.: Metallurgy, 1976.
3. Ткачев В.Н. Исследование механизма абразивного изнашивания металлов. Сб. "Индукционная наплавка износостойких сплавов". - Ростов-на-Дону, ОНТИ, 1983.
4. Хрущев М.М., Бабичев М.А. Исследование изнашивания металлов. - М.: АН СССР, 1980.
5. Гарбер М.Е., Леви Л.И. Влияние структуры на износостойкость белых чугунов // МиТОМ. 1968. N11.
6. Гарбер М.Е., Цыпин И.И. Основы подбора составов и структуры износостойких отливок из белого чугуна // Литейное производство, 1970. N2.
7. Попов В.С., Брыков Н.П. Сопротивление чугунных отливок абразивному износу // Литейное производство, 1965. N8.
8. Гарбер М.Е. Отливки из белых износостойких чугунов. - М.: Машиностроение, 1972.
9. Фрумин И.И. Автоматическая электродуговая наплавка. - Харьков, Metallurgizdat, 1961.
10. Guudlach R.B., Parks I.L. - Wear, 1978, v.46, N1, p.97-108.
11. Avery H.S. Materials for the Mining Industry. Symposium, Vail, Colorado, 1974, p.42-77.
12. Филиппов Н.А., Литвинов В.С., Немировский Ю.Р. Стали с метастабильным аустенитом. - М.: Metallurgy, 1988.
13. Александров Н.К., Ключнев Н.И. Технология получения и свойства жаростойких чугунов. - М.: Машиностроение, 1964.