

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

удк 621.762

ВЗАИМОСВЯЗЬ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ АНТИФРИКЦИОННЫХ
ГАЗОТЕРМИЧЕСКИХ ПОКРЫТИЙ ИЗ БОРОМЕДЕННОЙ ЧУГУННОЙ СТРУЖКИ

канд. техн. наук, доцент В.М. КОНСТАНТИНОВ, В.А. ФРУЦКИЙ

Рассмотрены материалы из диффузионно-легированной бором и медью стружки серого чугуна, их стойкость в условиях динамического, знакопеременного нагружения. Обоснован подход к анализу антифрикционных свойств материалов, при котором оценивается износ трибосопряжения в целом, а не ее отдельных частей. Выявлены структуры покрытий, обладающих максимальной стойкостью к изнашиванию. Износостойкость подшипников на основе исследуемого материала соизмерима со стойкостью антифрикционных бронз. Показана возможность замены антифрикционных бронз БрОФ 10-1, БрОЦС 5-5-5, БрАЖ 9-4 на материал, основой которого является диффузионно-легированная стружка серого чугуна.

Одна из серьезнейших проблем современной техники – борьба с износом [1, 2]. Характерным примером деталей, подвергающихся интенсивному изнашиванию, являются подшипники скольжения, в большом количестве имеющиеся в узлах механизмов. Для повышения срока службы оборудования необходимо использовать в трибосопряжениях эффективные антифрикционные материалы, обладающие высокими триботехническими свойствами. Такими материалами являются сплавы на основе меди, но их применение ограничено высокой стоимостью [3 – 5].

Цель данной работы – выявление оптимальной структуры материала на основе диффузионно-легированной чугунной стружки для создания покрытий, работающих в парах трения скольжения при непостоянной (динамической) нагрузке.

С точки зрения снижения стоимости восстанавливаемого покрытия представляется целесообразным замена дорогостоящих сплавов менее дорогими, если эта замена происходит без существенного снижения триботехнических свойств материала [8]. В последние годы ведутся интенсивные исследования в области трибоматериаловедения антифрикционных медьсодержащих серых чугунов [3, 4, 7]. Получают антифрикционные материалы, как правило, металлургическим переплавом. Нами предложен иной подход к получению покрытия на основе серого чугуна – газотермическое напыление диффузионно-легированного медью и бором порошка из стружки серого чугуна на стальную подложку [6, 9]. Полученные при этом структуры покрытий отличаются большим разнообразием, в зависимости от химического состава и режимов напыления

Анализ микроструктуры покрытий. Рассматриваемые газотермические покрытия имеют гетерогенное строение. Однако соотношение фаз, их морфология, микрометрические характеристики у разных по химическому составу покрытий различны. Для анализа целесообразно введение классификационного обособления структур по дисперсности и взаиморасположению (табл. 1, рис. 1).

Таблица 1

Условные обозначения фаз, размеров и расположения их в газотермических покрытиях

Фаза	Дисперсность, мкм	Расположение/формула структуры			
		А – периферия	В – середина	С – у подложки	Д – равномерное
I – Cu	1,0 – 50	I – 1-A	I – 1-B	I – 1-C	I – 1-D
	2,50 – 80	I – 2-A	I – 2-B	I – 2-C	I – 2-D
	3,80 – 120	I – 3-A	I – 3-B	I – 3-C	I – 3-D
II – эвтектика	1,0 – 50	II – 1-A	II – 1-B	II – 1-C	II – 1-D
	2,50 – 80	II – 2-A	II – 2-B	II – 2-C	II – 2-D
	3,80 – 120	II – 3-A	II – 3-B	II – 3-C	II – 3-D
III – Fe-α	1,0 – 50	III – 1-A	III – 1-B	III – 1-C	III – 1-D
	2,50 – 80	III – 2-A	III – 2-B	III – 2-C	III – 2-D
	3,80 – 120	III – 3-A	III – 3-B	III – 3-C	III – 3-D
IV – Fe _x (C, B)	1,0 – 50	IV – 1-A	IV – 1-B	IV – 1-C	IV – 1-D
V – Fe _x B	1,0 – 50	V – 1-A	V – 1-B	V – 1-C	V – 1-D

Примечание. Условное обозначение включает обозначение фазы (первая цифра – римская), дисперсность фазы (вторая цифра – арабская), расположение фазы в слое (третья составляющая – буква).

Пример расшифровки обозначения составляющих покрытия: П – 3-А – фаза Fe- α с дисперсностью 80 – 20 мкм расположена у периферии покрытия.

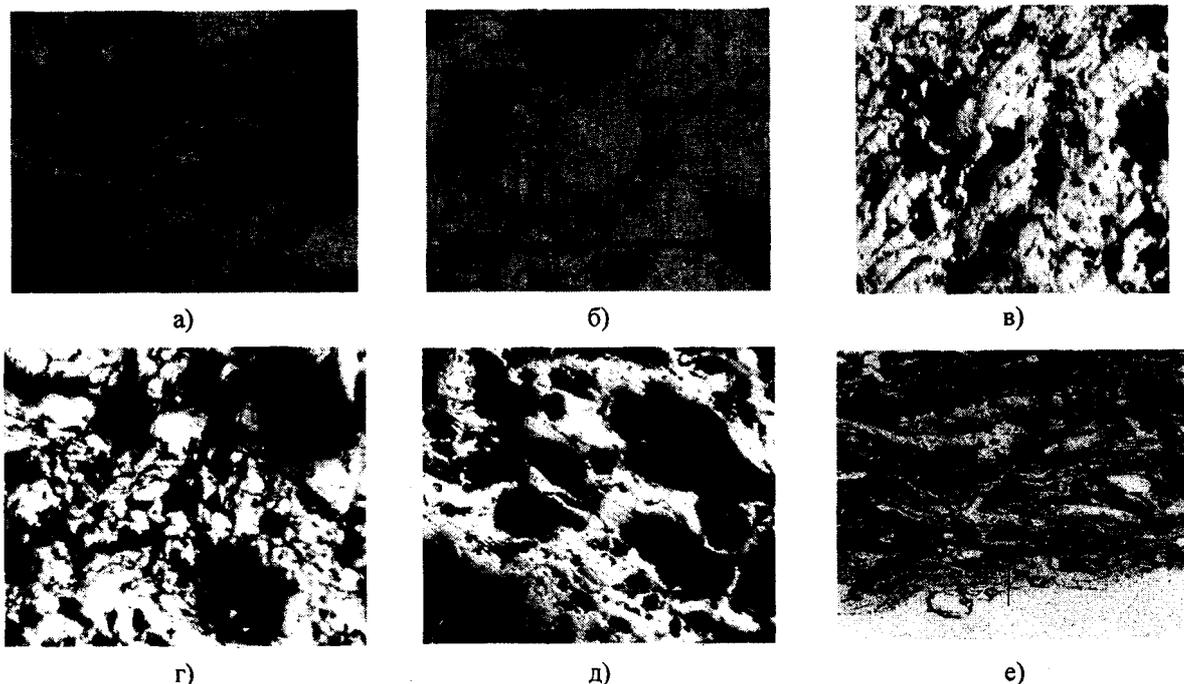


Рис. 1. Микроструктуры плазменных покрытий из материала стружки серого чугуна, диффузионно-легированной медью и бором, при различном содержании меди и бора, % по массе $\times 300$ (е) – $\times 50$:
 а – 14 % Cu до 1 % В; б – 22 % Cu до 1 % В; в – 25 % Cu до 5,6 % В;
 г – 25 % Cu до 3,6 % В; д – 14 % Cu до 1 % В; е – 18 % Cu до 1,6 % В

По данным металлографических исследований, при содержании меди менее 15 % после напыления медь располагается в виде мелкодисперсных включений по всему объему покрытия (рис. 1, а).

Малое количество медной фазы объясняется ее частичным выгоранием при нанесении, и в то же время часть меди остается в пересыщенном α -растворе. Однако на рис. 1, а ясно прослеживается расположение меди между ламелями, что достигается конфигурацией исходной частицы порошка и играет важную роль в процессе триботехнического взаимодействия деталей. Отсутствие меди в поверхностном слое обусловлено, скорее всего, интенсивным ее выгоранием. Ближе к подложке прослеживаются более крупные включения меди, а также локальные участки сплошной меди, что также свидетельствует о начальном расположении меди на поверхности частиц чугуночного порошка.

При содержании меди более 20 % обнаружено наличие мелкодисперсных включений по периферии и более крупных фракций к средней части нанесенного объема (рис. 1, б).

По границам зерен расположены темные мелкодисперсные включения с микротвердостью H_{20} 5800 – 6200 МПа, которые были идентифицированы как избыточная фаза цементитного типа. Различия в микротвердости, по сравнению с работами [2 – 4], объясняются тем, что в данном случае при интенсивном нагреве и быстром охлаждении в процессе напыления образуется метастабильная структура, свойства которой, очевидно, сильно отличаются от стабильных структур.

Бор, являясь активным восстанавливающим элементом, оказывает более ощутимое влияние на формирование структуры покрытия.

При содержании бора от 4 до 6 % образуется мелкодисперсная бористая эвтектика с микротвердостью H_{20} 3600 – 4400 МПа, занимающая более 45 % объема покрытия.

Фрагментарное проявление более крупной фазы, занимающей до 30 % объема, с микротвердостью 1500 – 2400 МПа свидетельствует о наличии борсодержащего феррита (рис. 1, в).

По периметру фазы бористого феррита располагается мелкодисперсный бороцементит, занимающий примерно 10 % объема и обладающий микротвердостью H_{20} 6800 – 8000 МПа.

У границ пор и по границе избыточных фаз отмечены мелкодисперсные первичные бориды Fe_xB с микротвердостью H_{20} больше 7500 МПа (рис. 1, в).

При содержании бора от 2 до 4 % количество бористой эвтектики снизилось до 35 %, микротвердость осталась на уровне H_{20} 3500 – 4200 МПа, за счет более интенсивного образования первичных боридов.

Аналогичный эффект ранее был обнаружен авторами [4] в наплавленных слоях системы Fe – C – В, что свидетельствует об общности протекающих процессов.

Содержание фазы Fe- α в покрытии выросло до 65 %, однако ее дисперсность резко снизилась. Указанная фаза расположена в виде мелкодисперсных полей по всему объему, причем ближе к наружно-му слою дисперсность еще больше (рис. 1, г).

При содержании бора от 1 до 2 % резко уменьшается количество боридной эвтектики до 18 %, микротвердость ее понижается до H_{20} 3200 – 3600 МПа, что согласуется с диаграммой состояния Fe – В, несмотря на метастабильность процесса кристаллизации покрытия.

Однако содержание бористого феррита тоже снижается до 55 % при микротвердости H_{20} 1200 – 1800 МПа, а дисперсность фазы меняется. Так, у периферии покрытия наблюдаются мелкодисперсные, а ближе к центру – более крупные фрагменты. Количественный состав, расположение избыточных первичных фаз Fe_xB и $Fe_x(C, B)$ существенных изменений не претерпели (рис. 1, е).

Результаты триботехнических испытаний. Классический подход к подбору материала деталей трибузла основан как на подборе сочетания материалов вала и вкладыша, так и на выборе материала вкладыша, как менее дорогостоящей детали в паре «вал – вкладыш». При этом стойкость вала должна быть в несколько раз выше стойкости сопряженного с ним вкладыша.

Износостойкость известных антифрикционных материалов, как правило, приводится без учета изнашивания сопряженной детали [2, 4]. Такой подход не отражает, по нашему мнению, реальной картины износа трибузла. Авторы являются сторонниками иного подхода к данной проблеме, а именно – увеличение стойкости трибосопряжения в целом за счет регламентированного увеличения стойкости вкладыша и некоторого снижения стойкости вала.

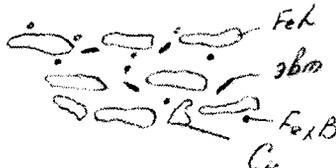
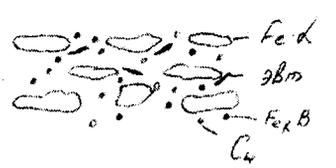
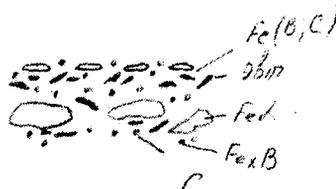
Таким образом, из всего многообразия наблюдаемых структур (см. табл. 1) для дальнейшего изучения антифрикционных свойств трибосопряжения были выбраны следующие (табл. 2).

Таблица 2

Влияние химического состава и микроструктуры газотермического покрытия из диффузионно-легированной чугунной стружки на износостойкость пары трения (путь трения 6000 м)

% по массе В	% по массе Cu	Твердость вкладыша, НВ	Описание микроструктуры (расшифровка, см. табл. 1)	Износ вала/вкладыша, $\times 10^{-6}$ мг	Износостойкость пары трения, $\times 10^6$	Схема структуры
1	2	3	4	5	6	7
6	25	390	I – 1-А, I-3-В; II – (45 %) 1-Д; III – (30 %) 2-Д, III – 3-Д; IV – 1-А; V – 1-А (остальное)	58,9/1,43	0,017	
4	25	187	I – 1-Д; II – (35 %) 1-Д; III – (65 %) 1-Д; IV – 1-А; V – 1-Д (остальное)	14,6/1,95	0,06	
4	10	207	I – 1-Д; II – (35 %) 1-Д; III – (65 %) 1-Д; IV – 1-А; V – 1-Д (остальное)	5,45/2,11	0,132	

Окончание табл. 2

1	2	3	4	5	6	7
1	25	248	I – 1-А, 3-В; II – (9 %) 1-Д; III – (70 %) 2-Д, 2-Д; IV – не обнаружено; V – 1-Д (остальное)	37,5/2,24	0,025	
1	10	183	I – 1-Д; II – (9 %) 1-Д; III – (70 %) 2-Д, 3-Д; IV – не обнаружено; V – 1-Д (остальное)	9,26/1,98	0,089	
1,8	18	159	I – 1-Д; II – (18 %) – 1-Д; III – (55 %) – 1-А, III-2-В, III-3-С; IV – (до 2 %) – 1-А; V – 1-А, V – 1-В (остальное)	0,651/1,7	0,39	

Сопоставительный анализ данных триботехнических испытаний антифрикционных бронз и материала из отходов диффузионно-легированного серого чугуна приведен в табл. 3.

Таблица 3

Износ деталей пары трения «вал – вкладыш» (вал/вкладыш $\times 10^{-5}$, мг)
различных антифрикционных материалов

Материал	Путь трения, м			Твердость вкладыша, НВ
	Износ деталей пары трения (вал/вкладыш $\times 10^{-5}$, мг)			
	2000	4000	6000	
БрОФ 10-1	0,122/1,6	0,313/1,65	0,534/1,7	90
БрОЦС 5-5-5	0,0161/0,95	0,127/1,67	0,325/2,95	60
БрАЖ 9-4	0,125/0,25	0,335/1,05	0,751/1,65	130
Исследуемый материал (1,8 % В; 18 Cu)	0,144/0,63	0,294/0,95	0,651/1,665	90

Твердость сопределного вала 40 – 45 HRC.

Таким образом, выявлено следующее: при содержании В 1,8 % и Cu 18 % стойкость исследуемого материала находилась на уровне антифрикционных бронз БрОФ 10-1, БрОЦС 5-5-5, БрАЖ 9-4.

Введение в состав оболочки каждой частицы бора в количестве более 2 % ведет к образованию большого количества износостойких боридов высокой твердости, располагающихся по периферии фаз α -Fe. В этом случае взаимодействуют с материалом вала только фазы с высокой твердостью, что негативно влияет на антифрикционные свойства покрытия, увеличивая интенсивность изнашивания вала.

При наличии бора 1 – 1,5 % отсутствует сплошной диффузионный слой и общее количество боридных включений в нанесенном покрытии является недостаточным для повышения антифрикционности. Кроме того, недостаток бора в диффузионной оболочке ухудшает качество получаемого покрытия. Это приводит к выкрашиванию фрагментов покрытия, катастрофическому изнашиванию как вала, так и вкладыша.

Образование легкоплавких боридных эвтектик при введении бора в количестве 1,5 – 2 % способствует улучшению сцепления покрытия с металлом основы, позволяет получать малопористое покрытие, где фазы с высокой твердостью заключены в не сплошной оболочке из менее твердых фаз, а относительно твердая основа из крупно- и среднedisперсных фаз α -Fe разделена каркасом, состоящим из эвтектических фаз с сеткой бороцементита.

При содержании меди в порошковой шихте более 20 % твердость полученного покрытия составляет НВ 187. В процессе триботехнического взаимодействия возникают локальные очаги схватывания и микрофрагментарного вырыва, чему способствует локализация крупно- и среднedisперсных фаз меди в

обрамлении твердофазной основы материала покрытия, что ведет к интенсивному износу пары трения на этапе установившегося износа.

При содержании меди 10 – 15 % твердость покрытия составила 207 НВ. Улучшению триботехнических характеристик покрытия способствует тот факт, что мелкодисперсные фазы меди относительно равномерно расположены в объеме покрытия и тем самым создают возможность локального массопереноса на участки с повышенной твердостью.

Выводы

1. Строение покрытий соответствует правилу Шарпи, при этом каждая фаза выполняет строго регламентированные функции:

- крупнодисперсная фаза бористого феррита является основой покрытия;
- эвтектические фазы с упрочняющей сеткой бороцементита играют роль армирующего каркаса;
- бориды входят как составляющие в бороцементит, так и непосредственно в узлы армирующего каркаса;
- медь придает покрытиям антифрикционные свойства, одновременно увеличивая прирабатываемость и теплопроводность.

2. Наименьший износ при знакопеременных нагрузках у покрытий со следующей структурой:

- у подложки располагаются крупно- и среднелдисперсные (50 – 120 мкм) фазы бористого феррита, составляющие 55 – 60 % объема покрытия и являющиеся основой. К внешней границе покрытия феррит заметно измельчается (до 50 мкм);
- бористые эвтектики занимают 18 – 20 % объема и равномерно распределены по всему покрытию;
- содержание бороцементита составляет до 2 %. Он расположен по периферии фаз α -Fe и играет роль упрочняющего каркаса;
- первичные бориды занимают 18 – 25 % объема и расположены ближе к внешней границе покрытия.

3. Триботехнические характеристики изучаемых покрытий сопоставимы по величине износа, а нередко и превосходят антифрикционные бронзы БрОФ 10-1, БрОЦС 5-5-5, БрАЖ 9-4. Диффузионно-легированные покрытия на основе отходов серого чугуна лучше всего зарекомендовали себя при работе трибосопряжения в режиме динамического нагружения при твердости вала 40 – 45 HRC.

4. При изучении антифрикционных свойств материала необходимо учитывать износ трибосопряжения в целом, ибо учет отдельных составляющих сопряжения является не корректным и не отражает процесс изнашивания узла.

ЛИТЕРАТУРА

1. Engineering and functional materials // Proceeding of the Second International Scientific Conference, Lviv, 14 – 16 October 1997 г. – Lviv, 1997. – P. 87 – 90.
2. Рекомендации по ремонту и реконструкции тяжело нагруженных узлов скольжения с использованием композиционных материалов / В.И. Жорник, А.С. Калинин, В.Я. Кезик и др. – Мн.: ИТК НАНБ, 2000. – 88 с.
3. Гуляев Б.Б. Синтез сплавов. Основные принципы. Выбор компонентов. – М.: Металлургия, 1984. – 158 с.
4. Ворошнин Л.Г., Пантелеенко Ф.И., Константинов В.М. Теория и практика получения защитных покрытий с помощью ХТО. – Мн.: ФТИ; Новополоцк: ПГУ, 1999. – 133 с.
5. Сивый С.Б. Исследование и разработка наплавочных материалов на медной основе для подшипников скольжения: Дис. ... магистра техн. наук: 05.02.01. – Новополоцк, 1999. – 116 с.
6. Патент РБ № 3207 МКИ В22 F1/100, 9/16. Способ нанесения диффузионных покрытий на металлические порошки, преимущественно для наплавки / Ф.И. Пантелеенко, В.М. Константинов, О.П. Штемпель; Заявка на получение патента РБ № 970119 от 3.11.1997 г.; Патент № 3207 от 24.09.1999 г. / Дзярж. пат. камітэт.
7. Современные материалы, оборудование и технологии упрочнения и восстановления деталей машин: Тематический сб. – Новополоцк: ПГУ, 1999. – 370 с.
8. Константинов В.М., Пантелеенко Ф.И., Фруцкий В.А. Разработка альтернативного композиционного материала для восстановления и упрочнения антифрикционных деталей // PREZENT SI VIITOR IN DOMENIUL MECANIZARII SI ELECTRIFICARII AGRICULTURII: Simpozion Stiintific Jubiliar Cu Participate Internationala. Lucrari Stiintifice, Chisinau, 19 – 20 octobrie 2000. – S. 214 – 217.
9. Константинов В.М., Пантелеенко Ф.И., Фруцкий В.А. Исследование газотермических антифрикционных покрытий из диффузионно-легированных чугуновых порошков // Пленки и покрытия: Материалы 6-й международной конф. / Под ред. В.С. Клубникаина. – СПб.: СПбГТУ, 2001. – С. 385 – 386.