

УДК:621.893

Аскеров М. Г.

АНТИФРИКЦИОННЫЕ КОМПОЗИЦИОННЫЕ МЕТАЛЛОПОЛИМЕРНЫЕ МАТЕРИАЛЫ НА ОСНОВЕ ОЛОВЯНИСТОЙ БРОНЗЫ, УПРОЧНЕННЫЕ ТВЕРДЫМИ ВКЛЮЧЕНИЯМИ. 2. ТРИБОТЕХНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА

Исследование влияния твердых включений и технологической обработки на триботехнические свойства материалов на основе бронзы.

Технологические особенности и параметры получения антифрикционных металлополимерных материалов на основе оловянистой бронзы, упрочненных твердыми фазами, были описаны в ч. 1 данной работы [1].

Целью настоящего исследования является установление закономерностей влияния твердых включений порошка нержавеющей стали X18H15 на триботехнические свойства антифрикционных композиционных материалов на основе оловянистой бронзы БрО10, а также выявление особенностей влияния дополнительной технологической обработки исследуемых материалов на их фрикционное поведение.

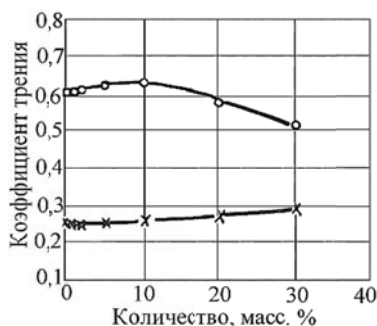


Рис. 1. Влияние содержания нержавеющей стали X18H15 на коэффициент трения бронзы БрО10:

○ – без фторопласта; х – с фторопластом

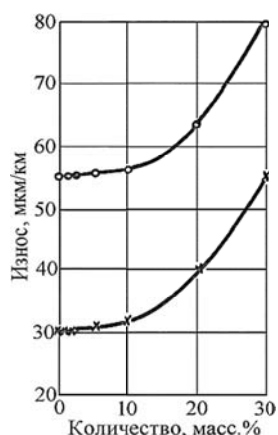


Рис. 2. Влияние содержания нержавеющей стали X18H15 на износ бронзы БрО10:

○ – без фторопласта; х – с фторопластом

Введение включений нержавеющей стали (рис. 4) приводит к появлению сплошных глубоких борозд пропахивания поверхности материала частицами износа.

Достижение поставленной в работе цели позволит определить оптимальные условия эксплуатации исследуемых материалов и сделает возможным прогнозировать их функциональные свойства в конкретных условиях работы.

Результаты исследования влияния содержания порошка нержавеющей стали X18H15 на триботехнические свойства антифрикционных композиционных материалов на основе оловянистой бронзы представлены на рис. 1 и 2. Введение твердых включений нержавеющей стали в количестве до 10 % приводит к незначительному увеличению коэффициента трения. Это обусловлено тем, что материал включений обладает худшими антифрикционными свойствами в сравнении с бронзой. При повышении содержания включений до 30 % наблюдается уменьшение коэффициента трения, при этом износ увеличивается. Это можно объяснить слабой связью частиц включений и матрицы. В этих условиях (при содержании включений от 10 до 30 %) процесс интенсивного изнашивания материала приводит к уменьшению коэффициента трения.

Результаты электронно-микроскопических исследований поверхности трения образцов бронзы представлены на рис. 3. Поверхность трения представляет собой характерную картину чередования полос равномерного трения и полос со следами отдельных актов микросхватывания.

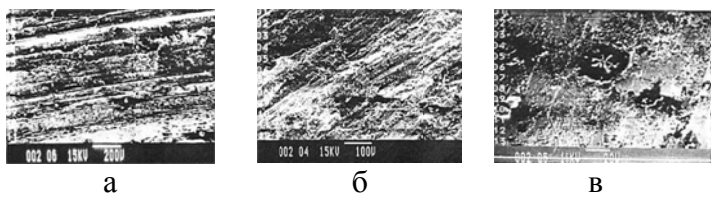


Рис. 3. Поверхность трения образцов бронзы БрО10 после одного цикла технологической обработки: а – х 70; б – х 160; в – х 570

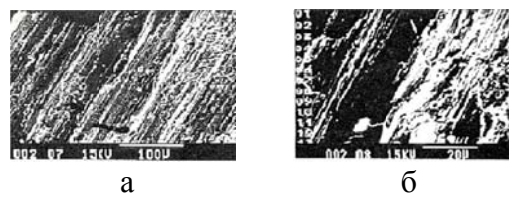


Рис. 4. Поверхность трения образцов бронзы БрО10 + 30 % нержавеющей стали Х18Н15 после одного цикла технологической обработки: а – х 200; б – х 940

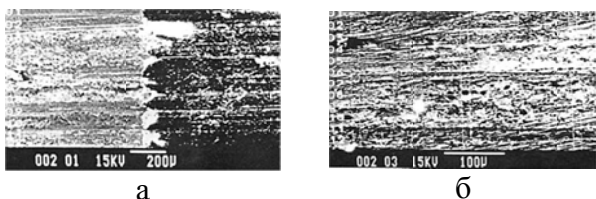


Рис. 5. Поверхность трения образцов бронзы БрО10 с пазами, наполненными фторопластом после одного цикла технологической обработки: а – х 70; б – х 250

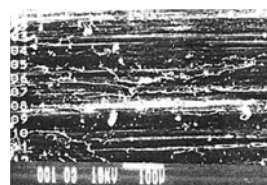


Рис. 6. Поверхность трения образца бронзы БрО10 + 30 % нержавеющей стали Х18Н15 с пазами, наполненными фторопластом после одного цикла технологической обработки, х 160

Для улучшения антифрикционных характеристик материала на поверхности образцов были изготовлены пазы, в которые была введена твердая смазка на основе фторопласта, содержащего графит. При испытании таких материалов установлено, что как коэффициент трения, так и износ уменьшаются, но характер зависимости остается прежний (рис. 1 и 2). Поверхность трения материалов при этом (рис. 5 и рис. 6) становится более сглаженной. Очаги разрушения не превышают 20 мкм. Дополнительная технологическая обработка бронзы не приводит к изменению коэффициента трения (рис. 7).

Увеличение количества циклов технологической обработки приводит к незначительному повышению износа (рис. 8). Это можно объяснить тем, что при дополнительной технологической обработке бронзовая матрица несколько уплотняется. Многие дефекты матрицы при этом залечиваются. При фрикционном взаимодействии микрообъемов бронзы с микро-неровностями контртела в более прочных микрообъемах бронзы возникают более высокие напряжения, что приводит к более масштабным разрушениям (рис. 9). В микрообъемах с большим количеством дефектов, вызванных фрикционным взаимодействием, частично гасятся на этих дефектах. Подобный эффект наблюдал А. Е. Кущевский с сотрудниками [2, 3].



Рис. 7. Влияние количества циклов технологической обработки на коэффициент трения бронзы БрО10: 1 – бронза; 2 – бронза с фторопластом

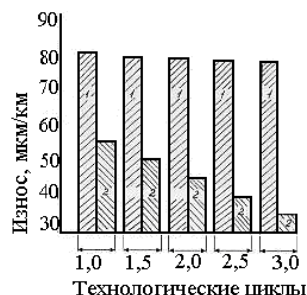


Рис. 8. Влияние количества циклов технологической обработки на износ бронзы БрО10: 1 – бронза; 2 – бронза с фторопластом

Износ при увеличении количества циклов технологической обработки несколько уменьшается. Это объясняется тем, что введение твердой смазки нивелирует вышеописанный механизм разрушения поверхностных микрообъемов, имеющих меньшее количество дефектов. Решающим становится объемное упрочнение бронзы.



Рис. 9. Поверхность трения образцов бронзы Бр010 + 30 % нержавеющей стали X18Н15 после двух циклов технологической обработки:

Дополнительная технологическая обработка бронзы, содержащей 30 % частиц нержавеющей стали не приводит к изменению антифрикционных свойств (рис. 10, 11). В данном случае процессы фрикционного взаимодействия играют большую роль, чем упрочнение, обусловленное дополнительной технологической обработкой.

Введение твердой смазки в материал приводит к некоторому уменьшению коэффициента трения. При этом влияние дополнительной технологической обработки не проявляется. Дополнительная технологическая обработка оказывает влияние на износостойкость материала, содержащего твердую смазку. Поверхность трения материала при этом (рис. 12) становится более гладкой в сравнении с поверхностью материала, подвергнутого одному циклу технологической обработки. Это объясняется тем, что процессы фрикционного взаимодействия ослабевают наличием твердой смазки и прочность материала увеличивается. Влияние дополнительной технологической обработки бронзы, содержащей включения, проявляется в большей степени, чем в случае испытания бронзы без включений. Это объясняется тем, что многократная технологическая обработка приводит к образованию переходной контактной зоны между матрицей и включениями и повышению объемной прочности материала.

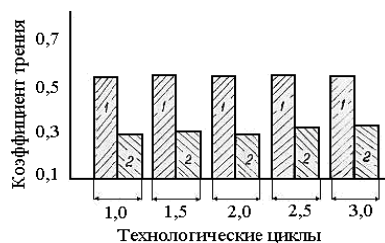


Рис. 10. Влияние количества циклов технологической обработки на коэффициент трения бронзы Бр010 + 30 % X18Н15:

- 1 – без фторопласта;
- 2 – с фторопластом

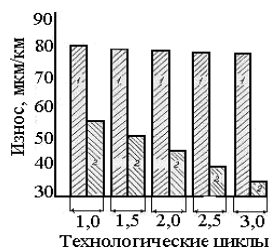


Рис. 11. Влияние количества циклов технологической обработки на износ бронзы Бр010 + 30 % X18Н15:

- 1 – без фторопласта;
- 2 – с фторопластом



Рис. 12. Поверхность трения образца бронзы Бр010 + 30 % нержавеющей стали X18Н15 с пазами, заполненными фторопластом после двух циклов технологической обработки, x 160

Рентгенографические исследования взаимодействия бронзовой основы с частицами нержавеющей стали

Как видно из рис. 13, структура композиции состоит из частиц нержавеющей стали X18Н15 и бронзы Бр010. При проведении дополнительной технологической обработки, например, при 1,5 технологического цикла (1 технологический цикл это прессование и спекание, 1,5 технологического цикла – прессование, спекание и снова прессование) рис. 13, б наблюдается изменение структуры по сравнению со структурой, образующейся при 1 цикле обработки. Происходит дробление блоков мозаики внутри зерен как бронзы, так и нержавеющей стали, что обусловлено значительной пластической деформацией.

При технологическом цикле 2,0 (рис. 13, в) эти заметные дефекты материала устраняются. Поскольку у нержавеющей стали X18H15 более высокая температура плавления, чем у бронзы и процесс спекания продолжается всего один час, то какая-то часть этих дефектов остается в материале. А при технологическом цикле 2,5 (рис. 13, г) картина повторяется, как и в случае 1,5 технологического цикла (рис. 13, б). При цикле 3,0 (рис. 13, д) повторяется такой же механизм, как и при цикле 2,0.

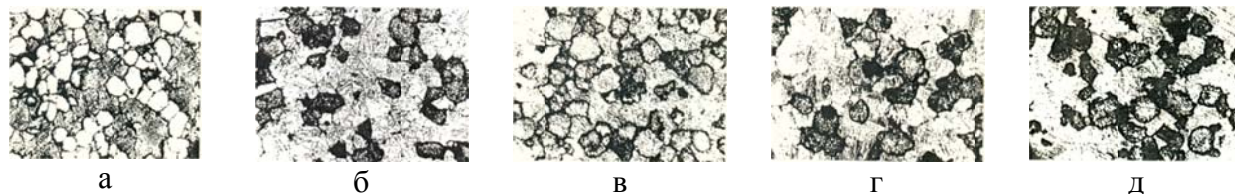


Рис. 13. Микроструктура бронзы БрО10 + 10 % X18H15 после технологической обработки, х 150:

а – после 1,0 технологического цикла; б – после 1,5-го технологического цикла; в – после 2,0-го технологического цикла; г – после 2,5 технологического цикла; д – после 3,0 технологического цикла

Поскольку процесс дополнительной технологической обработки оказывает существенное влияние на физико-механические свойства композиционного материала, то необходимо выяснить механизм этого влияния. Однако с помощью лишь микроскопических исследований не представляется возможным объяснить все процессы, происходящие в материале.

Поэтому был проведен рентгенофазовый анализ, с помощью которого было установлено, что при дополнительной технологической обработке новые фазы в материале не образуются. Поскольку, материал подвергался циклической обработке, то для исследования диффузионных процессов, которые могли произойти по границам зерен, был использован микрорентгеноспектральный анализ межфазного взаимодействия компонентов композиционного материала. Результаты представлены на рис. 14–17.



Рис. 14. Изображение поверхности образцов в рентгеновском характеристическом излучении основных элементов, входящих в композицию материала, х 300:

а – Fe; б – Ni; в – Cr; г – Cu



Рис. 15. Изображение поверхности образцов в рентгеновском характеристическом излучении основных элементов, входящих в композицию материала, х 1000:

а – Fe; б – Ni; в – Cr; г – Cu

Анализ изображений поверхности образцов в рентгеновском характеристическом излучении основных элементов, входящих в композицию (Fe, Ni, Cr, Cu), показал, что между частицами нержавеющей стали X18H15 и бронзовой матрицей заметного взаимодействия не происходит даже при трех циклах термомеханической обработки (рис. 14, 15). На рис. 15.

приведена более детальная пограничная область. Анализ кривых распределения интенсивностей рентгеновского излучения основных элементов частиц нержавеющей стали и бронзы, полученных в автоматическом режиме (рис. 16, 17), показывает следующее:

1. После одного цикла обработки переходная зона (ПЗ) на границе между частицами нержавеющей стали X18H15 и бронзовой матрицей не наблюдается. По-видимому, взаимодействие между ними почти не происходит, и область взаимодействия имеет протяженность, не превышающую 1–2 мкм (рис. 16, а).

2. После двух циклов обработки на границе между частицами и матрицей появляется ПЗ протяженностью 8–10 мкм (рис. 16, б).

3. После третьего цикла картина почти не изменяется: протяженность ПЗ составляет 10–16 мкм, а характер остается таким же, как после второго цикла обработки (рис. 16, в).

Для уточнения полученной картины были проведены измерения ПЗ по точкам на образцах, прошедших два и три цикла обработки. Полученные результаты представлены на рис. 18. Как видно из рисунка, глубина диффузионного проникновения меди в ПЗ увеличивается с увеличением количества циклов технологической обработки.

Характер обработки, которой подвергались образцы, и изменения в распределении элементов при переходе от одного цикла обработки к двум и трем циклам, позволяет предложить следующий механизм формирования композиционного материала, в котором учитывается малая вероятность роли диффузии в формировании ПЗ.

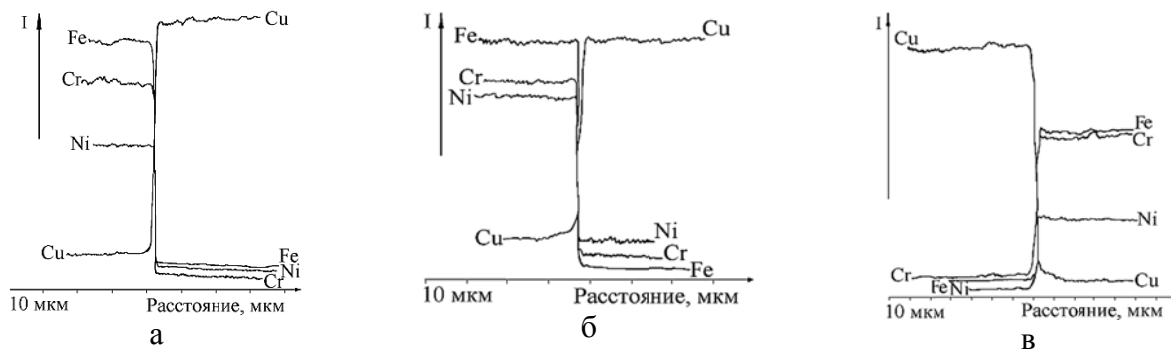


Рис. 16. Кривые распределения интенсивности рентгеновского излучения основных элементов стали X18H15 и бронзы БрО10 для разного количества циклов технологической обработки:

а – 1 цикл; б – 2 цикла; в – 3 цикла

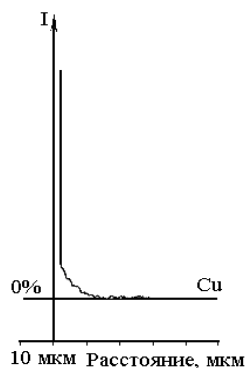


Рис. 17. Кривая распределения интенсивности рентгеновского излучения меди после 3-х циклов технологической обработки

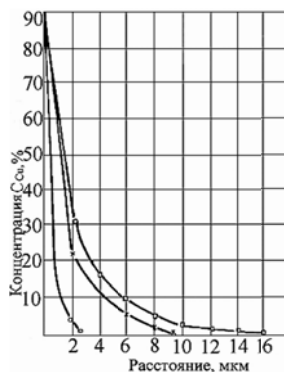


Рис. 18. Зависимость концентрации меди от расстояния от межфазной границы для разного количества циклов технологической обработки:

○ – 1 цикл;
 x – 2 цикла;
 □ – 3 цикла

После первого цикла обработки взаимодействие между матрицей и частицами стали носит весьма ограниченный или точечный характер. Первое спекание снимает напряжение в матрице (из-за благоприятного соотношения температур спекания и плавления бронзы) – бронза становится более пластичной (чем после прессования).

При первой допрессовке бронза течет и заполняет шероховатости или неровности на поверхности стали. Повторное спекание упрочняет образующиеся поверхностные контакты и снова повышает пластичность бронзы, снизившуюся после допрессовки.

Вторая допрессовка еще больше повышает заполнение бронзой неровностей на поверхности частиц стали, а спекание еще больше упрочняет контакты между матрицей и частицами и опять восстанавливает пластичность бронзы. В пользу предлагаемого механизма формирования ПЗ свидетельствуют следующие наблюдаемые факты:

- недиффузионная форма концентрационной кривой;
- почти неизменность протяженности ПЗ при переходе от второго цикла к третьему;
- низкая температура спекания и малое время выдержки, при котором маловероятно достаточное развитие диффузионных процессов.

Предлагаемый механизм формирования ПЗ близок или напоминает (но не идентичен) механизму формирования ПЗ при нанесении плазменных покрытий, предложенный в [4].

Полученные результаты позволяют связать – по крайней мере, частично – повышение свойств исследуемого материала с образованием ПЗ и улучшением сцепления между материалами матрицы и стальных включений.

Микрорентгеноспектральные исследования материала показали, что повышение свойств материала связано с изменениями его микроструктуры. Однако зависимость свойств материала от числа циклов обработки указывает на еще один механизм, повышающий свойства материала, – напряженное состояние его структуры. Допрессовки, внося напряжение в структуру материала, повышают его прочностные характеристики. Отжиги после допрессовок, снимая напряжения, понижают прочностные свойства. Полное снятие напряжений структуры ввиду малой длительности отжига не происходит. Поэтому каждый цикл обработки (точнее, второй и третий) повышает свойства материала.

После третьего цикла обработки, очевидно, наступает равновесие между долями вносимых (при допрессовке) и снимаемых (при отжиге) напряжений (или эти доли становятся близкими). Поэтому после третьего цикла рост прочностных свойств значительно замедляется.

Резюмируя, можно сказать, что повышение свойств материала в результате циклической обработки связано с улучшением сцепления между материалами матрицы и частиц стали, а также с внесением или сохранением остаточных напряжений в структуре материала.

ВЫВОДЫ

Установлено, что при трении материала на основе бронзы, не содержащего твердой смазки, доминирующей является энергия фрикционного взаимодействия, а не упрочнение бронзы в результате дополнительной обработки. При трении материала, содержащего твердую смазку, доминирующей становится объемная прочность материала, обусловленная дополнительной технологической обработкой.

Установлено, что в процессе изготовления материала новые фазы не образуются. Упрочнение материала в процессе дополнительной технологической обработки происходит в результате более полного проникновения материала матрицы в микронеровности твердых включений, а также в результате ограниченной диффузии меди в нержавеющую сталь.

СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННОЙ ЛИТЕРАТУРЫ

1. Аскеров М. Г. Антифрикционные композиционные металлополимерные материалы на основе оловянистой бронзы, упрочненные твердыми включениями / М. Г. Аскеров // Вісник Донбаської державної машинобудівної академії : зб. наук. пр. – Краматорськ : ДДМА, 2008. – № 1 (11). – С. 32–36.
2. Исследование структуры порошкового железа с различной пористостью методом растровой электронной микроскопии / [А. Е. Куцевский, В. Т. Бондарь, Н. А. Крылова и др.] // Порошковая металлургия. – 1990. – № 9. – С. 91–95.
3. Влияние пористости на триботехнические свойства порошковых материалов на основе железа / [И. М. Федорченко, А. Е. Куцевский, В. В. Пушкарев и др.] // Порошковая металлургия. – 1984. – № 5. – С. 72–75.
4. Карпинос Д. М. Взаимодействие композиционных керамических покрытий с подложкой / Д. М. Карпинос, В. Г. Зильберберг, А. М. Вяльцев // Температуроустойчивые покрытия. Тр. II-го Всесоюз. совещания по жаростойким покрытиям. – Л. : Наука, Ленинград. отделение, 1985. – С. 82–85.