

УДК 621.792

**КОНСТРУИРОВАНИЕ КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА  
НА ОСНОВЕ МЕТАЛЛООТХОДОВ**

*канд. техн. наук Т.В. ВИГЕРИНА;  
канд. техн. наук О.П. ШТЕМПЕЛЬ; канд. техн. наук В.А. ФРУЦКИЙ  
(Полоцкий государственный университет)*

*Рассмотрены антифрикционные материалы, работающие при высоких скоростях скольжения и больших давлениях. Проанализированы причины высокой износостойкости антифрикционных материалов в таких условиях. Разработана технология нанесения износостойкого композиционного материала, полученного из металлоотходов с последующим экономным легированием исходного материала в подвижных расходуемых смесях. Показана возможность получения антифрикционного материала со структурой, подобной структурам Шарпи I типа, не уступающего по износостойкости антифрикционным бронзам. Химический состав, структуру и свойства нанесенного на рабочую поверхность композиционного материала можно варьировать в широком диапазоне, подбирая оптимальные параметры для конкретных условий. Доказывается целесообразность использования в ремонтном производстве предприятий технологии получения композиционного материала на основе металлоотходов с применением термодиффузионного легирования.*

**Введение.** В последнее время для ремонтной отрасли Республики Беларусь отчетливо прослеживается тенденция тривиальной замены изношенной детали без попыток ее восстановления. Учитывая отсутствие собственной сырьевой базы и ограниченность ресурсов, такой подход представляется недалеким. Предлагается использование металлической стружки, в избытке имеющейся на металлообрабатывающих предприятиях Беларуси, для восстановления рабочих поверхностей изношенных деталей. Возможность и целесообразность возрождения ремонтно-механической базы республики неоднократно доказывалась ведущими белорусскими учеными. Возможность замены известных дорогостоящих антифрикционных материалов на композиционные с основой из металлоотходов ранее обосновывалось в работах [1; 2].

Нами предпринята попытка анализа требований к паре трения с выдачей рекомендаций по синтезу антифрикционного материала на основе металлоотходов. Цель данной работы – дать рекомендации по конструированию композиционного антифрикционного материала и метода его нанесения.

**Исследовательская часть.** Выбор материала для восстановительного покрытия основывается на следующих исходных данных:

- условия работы детали (нагрузка, вид изнашивания);
- материал восстанавливаемой детали;
- критерии надежности восстановленной детали;
- предпочтительные процессы при восстановлении;
- стоимость восстановления.

Основными критериями при выборе наносимого материала являются химический состав, сварочно-технологические свойства, стоимость и механические характеристики нанесенного покрытия.

Сплавы, которые рекомендуются для наплавки деталей [3], работающих в условиях трения скольжения, содержат основные легирующие элементы: хром, титан, бор, кремний, марганец. Для придания антифрикционных свойств рекомендуется введение меди.

Материал покрытий должен обеспечивать повышение усталостной прочности детали. Наличие легирующих элементов значительно повышает остаточные напряжения, а присутствие в покрытии карбидов является дополнительным источником для возникновения усталостных трещин. Для того чтобы снизить разницу в физико-механических характеристиках материалов покрытия и основы, но при этом получить твердость на уровне 28...35 HRC, в качестве материала для нанесения были предложены проволока из высокоуглеродистой стали мартенситного класса.

При нанесении в зонах, нагреваемых до температуры выше фазовых превращений, вследствие ускоренного охлаждения как в нанесенном металле, так и в переходной зоне протекают следующие процессы:

- выгорание легирующих элементов;
- возникновение внутренних остаточных напряжений;
- образование неравновесных структур, таких как пересыщенные углеродом и легирующими элементами твердые растворы;
- увеличение размеров зерна, которое оказывает неоднозначное влияние на эксплуатационные свойства валов.

Вышеперечисленные процессы в различной степени влияют на микроструктуру покрытия, а следовательно и на эксплуатационные свойства детали в зависимости от материала покрытия. При этом не-

равновесные метастабильные структуры покрытий, с одной стороны, обеспечивают высокую твердость, прочность и износостойкость, а с другой – увеличенные размеры зерна и внутренние остаточные растягивающие напряжения снижают сопротивление циклическим нагрузкам.

Изначально была поставлена цель – получить максимально низкий по стоимости материал, обладающий трибофизическими свойствами не ниже известных антифрикционных материалов на основе меди.

За основу материала приняли стружечные отходы чугунов, в избытке имеющиеся на металлообрабатывающих предприятиях. Для получения искомым свойств износостойкости и антифрикционности вводили диффузионным путем легирующие элементы.

Хром – широко распространенный карбидообразующий элемент, имеющий сравнительно низкую стоимость. Легирование хромом снижает склонность аустенитного зерна к росту при нагреве, увеличивает прокаливаемость (за счет снижения скорости диффузии углерода) и замедляет процесс распада мартенсита, а также способствует увеличению дисперсности структуры. Под влиянием хрома значительно повышается твердость и прочность мартенсита. Наибольшее влияние хрома на эксплуатационные свойства износостойких сплавов проявляется при наличии углерода. Высокий уровень эксплуатационных свойств сплавов Fe-Cr-C обусловлен количеством, размерами, морфологией и микротвердостью карбидов и металлической основы. В наплавленном металле хром может образовывать следующие карбиды: орторомбический  $Cr_3C_2$ , тригональный  $Cr_7C_3$  и кубический  $Cr_{23}C_6$ . Карбид первого типа в сплаве Fe-Cr-C встречается редко. Как правило, при содержании хрома менее 7 % образуются карбиды, легированные хромом. В цементите может растворяться до 20 % хрома. При содержании хрома более 8 % в чугуне с 3 % углерода количество карбидов цементитного типа уменьшается за счет образования карбидов  $Cr_7C_3$  и  $Cr_{23}C_6$ . Именно эти карбиды и предпочтительны в износостойких сплавах.

Основной путь регулирования количества и типа карбидов в износостойких сплавах – выдерживание требуемого соотношения Cr/C в сплаве. В экономнолегированных износостойких сплавах необходимое количество, тип и морфология карбидных фаз формируются за счет рационального легирования более сильными карбидообразующими элементами, такими как ванадий, титан, вольфрам и молибден. В этом случае образуются преимущественно карбиды  $M_6C$  и  $M_3C$ , способствующие повышению эксплуатационных характеристик сплавов.

Эффективным приемом регулирования количества, морфологии и типа карбидной фазы в хромистых износостойких сплавах является термическая обработка. С увеличением количества хрома ухудшается свариваемость, повышается вероятность образования трещин в покрытиях.

Бор, несмотря на малый атомный радиус (0,09 нм), малорастворим в большинстве металлов, применяемых для восстановления деталей (хром, железо, кобальт, никель, медь, вольфрам). При легировании бором этих металлов образуются высокотвердые бориды  $Me_xB_y$ , которые способствуют резкому повышению твердости сплава. Высокая микротвердость боридов (12000...37000 МПа) и малая растворимость бора в металлах обеспечивает значительное повышение твердости сплава. Наряду с обеспечением твердости, бор в составе эвтектических структур сильно охрупчивает сплавы. Охрупчивание особенно сильно наблюдается при совместном легировании бором и углеродом.

Бор – дорогостоящий легирующий элемент, содержание его в количестве 0,001...0,015 % масс. повышает прокаливаемость, а следовательно, эффективность термообработки. Повышенная активность бора при его избытке выше предела растворимости приводит к образованию карбидов и боридов в наплавленном слое, т.е. к упрочнению стали. Также он оказывает раскисляющее воздействие, а при его значительном количестве образуются трещины.

Титан обладает способностью образовывать прочные и тугоплавкие карбиды. Твердость монокарбида титана составляет 28 ГПа, а температура плавления достигает 3150 °С. Наличие титана в стали уменьшает ее чувствительность к перегреву и способствует образованию мелкозернистой структуры. Титан увеличивает стойкость стали против водородной хрупкости, трещин и флокенов.

Использование карбидообразующих элементов, таких как хром, титан и молибден, значительно повышает износостойкость наплавленных покрытий.

Наличие кремния и марганца при наплавке приводит к интенсификации протекания реакций их восстановления, что снижает количество кислорода в металле.

Легирование железа марганцем до 12 % повышает износостойкость, а также твердость и микротвердость. Прокаливаемость марганцевых сталей увеличивается вследствие снижения критических точек из-за замедленной диффузии углерода в аустените. Однако марганец при содержании в больших количествах ухудшает наплаваемость, способствуя образованию горячих трещин.

Большинство наплавочных сплавов содержит углерод. Широкое применение углерода обусловлено его малой стоимостью и высоким упрочняющим воздействием. При доэвтектическом содержании углерода (< 0,8 %) формируется покрытие, обладающее высокой ударостойкостью при сравнительно высокой износостойкости. При большем содержании углерода и наличии карбидообразующих металлов существенно возрастает износостойкость, особенно абразивная, однако стойкость к ударным нагрузкам снижается. Углерод резко снижает коррозионную стойкость покрытий. Содержание углерода более 1,2 %

применяется редко. На технологические свойства сплавов углерод оказывает отрицательное воздействие, ухудшает свариваемость и увеличивает склонность к трещинообразованию.

Для повышения прочности материала и повышения его антифрикционных свойств рекомендуют легирование композиционного материала медью [4]. Разные авторы [5–7] приводят значения содержания меди от 0,5 до 30 % для получения наилучших характеристик антифрикционных свойств. При таком легировании материалы способны работать при статических режимах  $p = 280$  МПа, однако величина  $pv$  для этих материалов не превышает 2 МПа·м/с.

Как отмечает один из авторов [8], в железе растворяется 0,15 % меди, все избыточное ее количество концентрируется во вторичной фазе, располагающейся в основном вдоль границ зерен.

Сравнительный анализ влияния меди на структурообразование и свойства порошковых композиционных материалов свидетельствует о следующем: в порошковых композиционных материалах не происходит полного расплавления меди, графитизирующее и упрочняющее ее влияние минимально, также не наблюдается аустенитно-стабилизирующий эффект, следовательно, в данном случае речь может идти преимущественно о повышении антифрикционных свойств материала и его демпфирующих свойств в композиции.

Материал покрытий должен обеспечивать повышение усталостной прочности детали. Наличие легирующих элементов значительно повышает остаточные напряжения, а присутствие в покрытии карбидов является дополнительным источником для возникновения усталостных трещин. Наплавочные материалы, используемые для нанесения износостойких покрытий, обеспечивают покрытиям высокие твердость и износостойкость, что в значительной степени затрудняет их обработку резанием. Наплавка порошковой высокоуглеродистой проволокой позволяет повысить твердость наплавленного покрытия до HRC 45...50 и получить гетерогенную структуру – «матрица + твердые включения», оптимальную с точки зрения обеспечения износостойкости.

Покрытия, полученные в результате наплавки образцов порошковой проволокой ПП-Нп-80Х20Р3Т, отличаются высокой твердостью и износостойкостью, но при этом они характеризуются повышенной хрупкостью, вследствие чего снижают усталостную прочность детали, так как сопротивление росту трещин у материала этих покрытий минимально. Основной металл в зоне термического влияния охрупчен, потому что покрытие получено со значительным тепловложением [9]. Из числа рассматриваемых покрытие из порошковой проволоки ПП-Нп-80Х20Р3Т обладает наибольшей твердостью HRC 55...60 за счет высокого содержания углерода и дополнительного легирования бором. На микроструктуре (рис. 1, а) наблюдается переходная зона толщиной 50...70 мкм. Материал покрытия и материал основы значительно отличаются друг от друга по химическому составу.

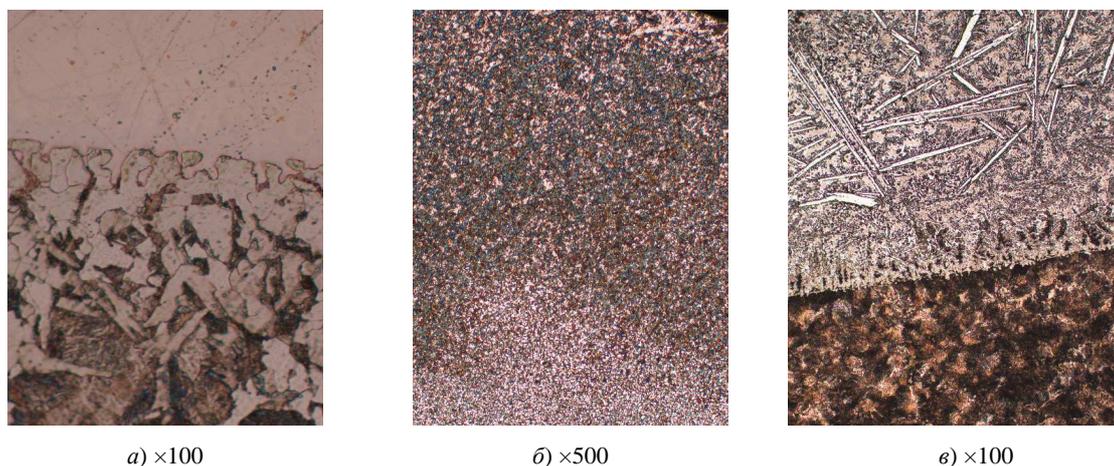


Рис. 1. Микроструктура материалов основы и покрытия в результате наплавки проволоками: ПП-Нп-80Х20Р3Т (а); Св08Х13 (б); У7 (в)

Как видно на рисунке 1, в микроструктура покрытия проволокой У7 однородна с микроструктурой основы и переход от основного металла к наплавленному визуально определяется лишь размером зерен. Проволока не содержит карбидообразующих легирующих элементов, поэтому при наплавке происходит более интенсивное выгорание углерода, а также его диффузия в подложку (сталь 45), что приводит к снижению твердости материала покрытия до HRC 28...32, но при этом усталостная прочность образцов повышается. Значения микротвердости изменяются незначительно – от 1500 до 1900 МПа. На микроструктуре материала покрытия, наплавленного проволокой Св-08Х13 (рис. 1, б), переходная зона ярко выражена и достигает толщины 10...15 мкм, но так как она характеризуется низкими значениями твердости 1500...1900 МПа,

то предел выносливости образцов примерно равен пределу выносливости образцов, наплавленных проволокой У7. В данном случае полученные значения предела выносливости больше в 1,5 раза, чем предел выносливости образцов, наплавленных проволокой ПП-Нп-80Х20Р3Т, что объясняется меньшими размерами переходной зоны и значениями микротвердости ее материала.

Сравнение микроструктур, полученных наплавкой проволоки различного состава (см. рис. 1), характера распределения микротвердости по глубине наплавленного покрытия и значений предела выносливости образцов с наплавленными покрытиями, показывает, что строение переходной зоны и градиент свойств покрытия и детали оказывают решающее влияние на процесс усталостного разрушения.

Влияние бора, по мнению исследователей [10; 11], во многом аналогично влиянию марганца. Исходя из этого попытаемся при помощи экономного диффузионного легирования создать гамму порошковых материалов с различной структурой и способных работать в различных условиях. За основу возьмем материал, имеющий заэвтектоидную структуру, но с достаточно мягкой матрицей, и диффузионным путем введем в нее медь и бор.

Структура получаемого композиционного материала зависит как от технологических параметров нанесения, так и от толщины диффузионной оболочки [12] и количества меди.

Поскольку существует взаимосвязь между химическим составом, структурой и свойствами (износостойкостью, антифрикционностью и др.), представляется возможным, изменяя режимы нанесения материала, управлять свойствами рабочих слоев в целом. Любое изменение режимов нанесения материала оказывает влияние на структурные изменения в получаемом материале. Проанализируем влияние различных значений силы тока на структурообразование материалов (табл. 1).

Таблица 1

Влияние силы тока на свойства композиционного материала из диффузионно-легированной проволоки У7 (дистанция напыления 100 мм)

Диффузионно введенные легирующие элементы	Сила тока, А	Микродюрометрические характеристики фаз		Твердость наплавленного материала, HRC
		микротвердость $H_{20}$ , МПа	количество, %	
Отсутствуют	240	До 2000	3	27 ± 14
		2000...4000	49	
		4000...6000	48	
Бор	240	2000...4000	18	28 ± 14
		4000...6000	82	
Бор, медь	240	2000...4000	50	29 ± 14
		4000...6000	50	
Бор, медь	280	2000...4000	34	36 ± 18
		4000...6000	54	
		> 6000	12	
Бор, медь	200	До 2000	1	25 ± 13
		2000...4000	63	
		4000...6000	36	

Материал из исходной проволоки содержит минимальное количество структурных составляющих, обладающих малой твердостью, а также эвтектики, сосредоточенной по границам ламелей. Карбидные включения находятся как по границам ламелей, так и по периметру пор и неметаллических включений. Введение в состав материала бора ведет к повышению микротвердости структурных составляющих. Наличие легкоплавких эвтектик по границам ламелей косвенно свидетельствует о наличии соединений бора. В целом структура материала является типично эвтектоидной. При одинаковых параметрах диффузионного легирования на структуру и свойства композиционного материала решающее влияние оказывает метод его нанесения. Твердость наплавленного слоя составляет  $39,0 \pm 40$  HRC. Микротвердость  $H_{50}$  структурных составляющих: эвтектоида  $7270 \pm 710$  МПа, боридов  $12100 \pm 140$  МПа [13]. Таким образом, структура наплавленного композиционного материала характеризуется выраженной структурной наследственностью по отношению к диффузионно-легированной структуре. Полученная композиционная структура сохраняет структурные элементы – бориды, феррито-перлитное ядро. Происходит лишь оплавление боридной оболочки. Высокая степень гетерогенности структуры композиционного материала обеспечивает повышение макротвердости более чем на 30 % по сравнению с исходным материалом.

При введении меди и неизменной силе тока происходит измельчение структуры материала, появляется сетка карбидов по границе зёрен, наблюдается измельчение эвтектики, которая в данном случае расположена по всему объему структуры, локальные включения меди располагаются в основном по периметру и внутри пор и ламелей. Введение меди ведет к аустенизации материала, о чем могут свидетельствовать нехарактерные для мартенситных включений значения микротвердости. Эвтектика также обла-

дает недостаточной микротвердостью, что свидетельствует как о неполном протекании мартенситного превращения, так и о метастабильности получившейся структуры. При увеличении силы тока напыления до 280 А наблюдается полный переплав материала, что позволяет говорить о «жестких» режимах нанесения (рис. 2). При этом наблюдаются участки переплава материала. Медные частицы окружены оболочкой из легкоплавких фаз и располагаются обособленно. Структура слоя заэвтектоидная. Перегрев и высокая скорость охлаждения ведут к заметному укрупнению карбидных фаз. Повышение микротвердости эвтектоида свидетельствует о возрастании доли мартенситной составляющей. Повышение микротвердости матричной составляющей обусловлено влиянием бора.

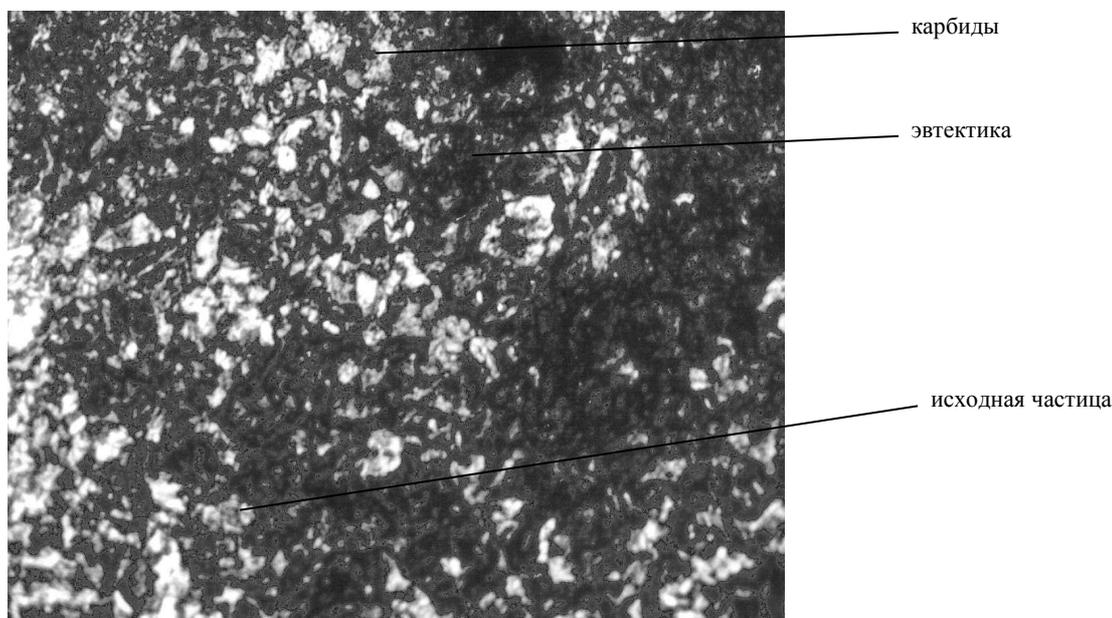


Рис. 2. Структура композиционного материала из диффузионно-легированной проволоки У7 + В + Сu при силе тока 280 А ( $\times 100$ )

При снижении силы тока до 200 А наблюдается укрупнение структурных составляющих, снижение микротвердости и твердости материала в целом. Прослеживается наличие большого количества неметаллических включений и пор. Таким образом, как увеличение силы тока, так и ее уменьшение ведут к увеличению неоднородности структуры, а следовательно и к большому разбросу свойств, что в целом негативно сказывается на работоспособности материала. Усталостная прочность в целом изменяется мало, поскольку основа материала претерпевает незначительные изменения.

Таким образом, влияние переходной зоны на усталостную прочность наплавленных деталей можно объяснить следующими ее характеристиками:

- существенными различиями свойств материалов основы и покрытия;
- неблагоприятными растягивающими напряжениями после наплавки;
- накоплением большого количества дефектов кристаллической решетки.

Рассмотрим *триботехнические характеристики материалов*. Наибольшее влияние на износостойкость наплавленного металла оказывают карбиды и бориды. Медные включения больше оказывают влияние на антифрикционную составляющую материала [14]. С одной стороны, влияние легирующих элементов на износостойкость поверхностей в результате изменения природы карбидной фазы или других твердых частиц связано с изменением их твердости и сопротивления разрушению. С другой стороны, легирующие элементы оказывают влияние и на свойства матрицы сплава, которое связано главным образом с изменением устойчивости аустенита и изменением продуктов распада при его охлаждении после наплавки и сдвигом влево критической точки эвтектоидного и эвтектического превращений на диаграмме «железо – углерод».

Карбиды и бориды в наплавленном металле являются основной фазой, оказывающей сопротивление действию твердых абразивных частиц, поэтому покрытие с такими частицами обладает максимальной износостойкостью (рис. 3). Карбиды связаны матрицей, свойства которой имеют двойное значение. Она скрепляет карбиды и сама противодействует изнашиванию. Микротвердость ферритно-мартенситной матрицы  $H_{\square} = 8500 \dots 8750$  МПа обеспечивает сопротивление изнашиванию, хорошее закрепление карбидов и сопротивление металла ударным нагрузкам. При наплавке образца проволокой У7 вследствие высокой скорости охлаждения покрытия в нем образуются закалочные мартенситно-трооститные структуры. В этом

случае твердость наплавленного покрытия определяется содержанием углерода в исходном материале (чем выше содержание углерода, тем выше твердость покрытия). Твердость покрытия, наплавленного проволокой У7, составляет HRC 35...40. Структура полученного порошкового покрытия гетерогенная и состоит из твердых частиц, выдерживающих нагрузку на вал, и мягкой, истирающейся в работе составляющей, которая обеспечивает наличие масла в местах выработки.

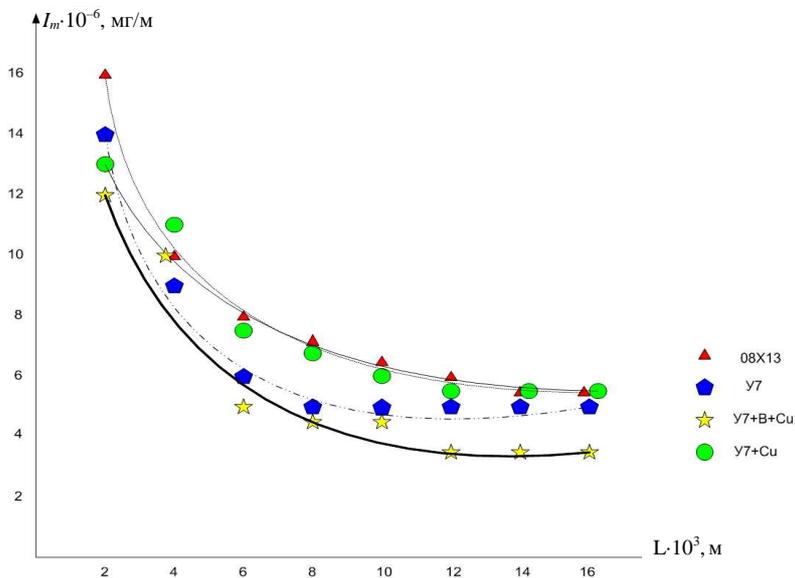


Рис. 3. Зависимость интенсивности изнашивания  $I_m$  покрытия образца, наплавленного различными материалами, от пути трения  $L$

На рисунке 4 прослеживается расположение меди между спеченными частицами, что обусловлено их исходной формой и играет важную роль в процессе триботехнического взаимодействия деталей. Отсутствие меди в поверхностном слое объясняется, скорее всего, интенсивным ее выгоранием. Ближе к подложке прослеживаются следы меди, а также локальные участки сплошной меди, что свидетельствует о ее начальном обособленном расположении.

Тепловой режим пары трения обусловлен соотношением конкурирующих процессов тепловыделения и теплопередачи. При относительно постоянных показателях тепловыделения решающее значение имеет теплопередача. Медь, обладая высокой теплопроводностью, увеличивает теплоотвод из зоны трения в соединении и снижает температуру материала в контакте [6], тем самым повышая износостойкость.

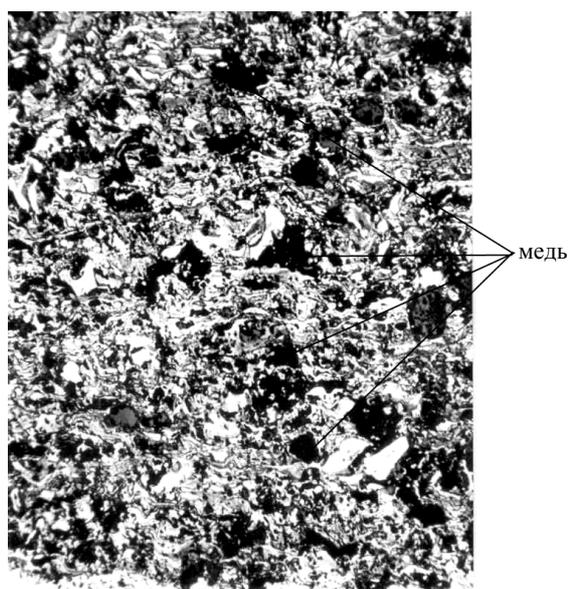


Рис. 4. Общий вид материала покрытия ( $\times 100$ ), полученного наплавкой из смеси порошков ПГ-10Н-01, железного ПЖ-5М, медного ПМС-1 и никель-алюминиевого ПТ-НА-01

Влияние процентного содержания меди в покрытии на интенсивность изнашивания отображено в таблице 2.

Таблица 2

Влияние химического состава покрытия из диффузионно-легированного материала на износостойкость пары трения (путь трения 6000 м)

% по массе В	% по массе Си	Твердость вкладыша, НВ	Износ вала/вкладыша, мг/м·10 <sup>-6</sup>	Износостойкость пары трения, м/мг·10 <sup>6</sup>
6	25	390	58,9/1,43	0,017
4	25	187	14,6/1,95	0,06
4	10	207	5,45/2,11	0,132
1	25	248	37,5/2,24	0,025
1	10	183	9,26/1,98	0,089
1,8	18	159	0,651/1,7	0,39

Таким образом, выявлено, что при содержании бора, составляющем 1,8 %, и меди – 18 %, стойкость исследуемого материала находилась на уровне антифрикционных бронз типа 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  $\alpha$ -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 мелкопористое покрытие, где фазы с высокой твердостью заключены в не сплошной оболочке из менее твердых фаз, а относительно твердая основа из крупно- и среднедисперсных фаз  $\alpha$ -Fe разделена каркасом, состоящим из эвтектидных фаз с сеткой бороцементита.

При присутствии в исходном материале покрытия трущегося соединения до 5 % меди, она оказывает минимальное воздействие на свойства трибосопряжения. Интенсивность изнашивания в этом случае максимальна, что можно объяснить недостаточным содержанием меди и незначительным повышением теплопроводности материала покрытия. Если на начальном этапе очаги меди и присутствуют в материале, исполняя роль антифрикционных добавок, то к концу приработки соединения наблюдается скачкообразный рост износа, что может свидетельствовать об отсутствии медной составляющей.

При содержании меди в порошковой шихте более 20 % твердость полученного покрытия составляет HRC 20...22. В процессе триботехнического взаимодействия возникают локальные очаги схватывания и микрофрагментарного вырыва, чему способствует локализация крупно- и среднедисперсных 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 HRC 25...27. 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. На начальных этапах наблюдалось значительное снижение интенсивности изнашивания трущегося соединения. Однако затем происходит ее скачкообразный рост. Это может свидетельствовать о перераспределении меди в начале процесса, затем о концентрации ее в отдельных местах поверхности. Это сказывается, во-первых, на равномерности износа и, во-вторых, в местах наибольшей концентрации меди наблюдаются микровыворывы поверхности вкладыша, произошедшие вследствие возникновения локальных мостиков сварки [15]. Все вышеперечисленное ведет к росту температуры и увеличению износа трущегося соединения.

При наличии меди в количестве до 10 % предполагается возрастание теплопроводности материала и снижение интенсивности изнашивания. В начальный период работы соединения мы наблюдали резкий скачок интенсивности изнашивания, что объясняется перераспределением меди по поверхности трения и ее участием в трении как антифрикционного материала. В этом случае интенсивность изнашивания пары трения наименьшая.

Таким образом, минимальная интенсивность изнашивания как всего соединения, так и его деталей наблюдается при содержании меди, близком к 10 %. При содержании меди в составе порошкового материала 15 % и более интенсивность изнашивания пары трения увеличивается, что можно объяснить тем,

что в процессе триботехнического взаимодействия возникают локальные очаги схватывания и микрофрагментарного вырыва как в покрытии, так и в материале сопряженной детали. Содержание меди менее 5 % влияния на свойства покрытия практически не оказывает, и интенсивность изнашивания трибопары в данном случае максимальна.

При сопоставительном анализе рассматриваемых материалов на износостойкость и усталостную прочность (рис. 5) было выявлено, что образцы с покрытиями из стали У7 с добавлением бора и меди при высокой износостойкости имеют низкую усталостную прочность. Это может быть объяснено наличием большого количества карбидных и боридных высокотвердых составляющих, равномерно распределенных по объему покрытия, что вызывает высокие остаточные напряжения и повышенную хрупкость.

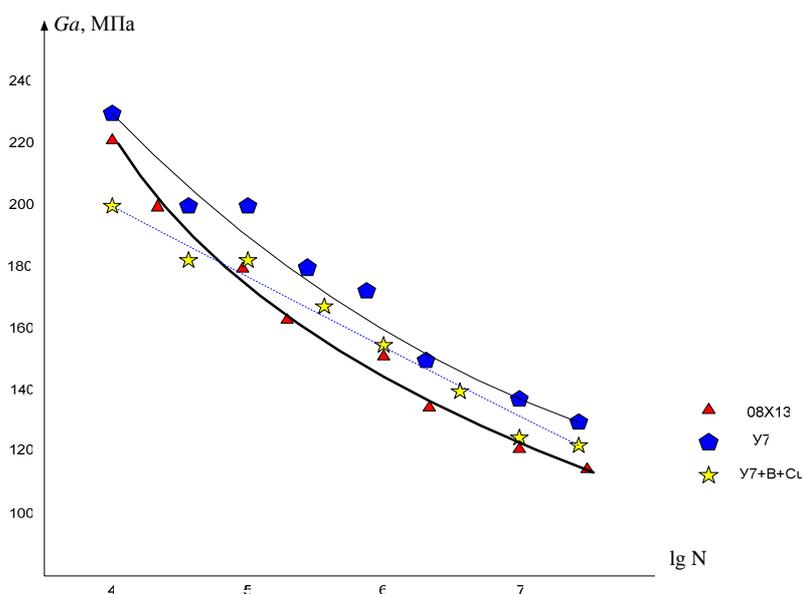


Рис. 5. Кривые усталости образцов с наплавленными покрытиями

**Заключение.** Исследованы морфология, структура и свойства диффузионно-легированных стружечных отходов. Установлено, что прилипание медных частиц к поверхности стружки в условиях герметизированного вращающегося контейнера наиболее интенсивно происходит при наличии диффузионной боридной оболочки. Это обусловлено следующими факторами: низкой растворимостью меди в феррите при температуре 960...980 °С и минимальной растворимостью при 20 °С; восстановительным действием бора в оболочке исходной частицы. В результате медная пусыера, находящаяся в насыщающей смеси при температуре 960...980 °С припекается к боридной оболочке частицы. Отмечено, что боридная оболочка в данных условиях практически полностью диффузионно непроницаема для меди, поэтому растворения меди в чугунной стружке не происходит, что обеспечивает наличие медных включений в нанесенном материале.

Исследованы технологические параметры процесса плазменного формообразования композиционного материала. Установлено, что, наилучшими режимами нанесения для достижения максимальной прочности сцепления диффузионно-легированной стружки с основой являются: для насыщенной бором и медью стружки низкоуглеродистой стали сила тока 180...220 А, дистанция напыления 95...105 мм; для насыщенной бором и медью стружки высокоуглеродистой стали сила тока 220...280 А, дистанция напыления 95...105 мм. Это обусловлено различиями в теплофизических свойствах, химическом составе и форме стружечных частиц отходов.

Исследована микроструктура композиционного материала из диффузионно легированной стружки, полученных плазменным формообразованием. Экспериментально установлена возможность регулирования свойств нанесенного материала, количеством диффузионно введенных меди и бора а также технологическими режимами плазменного формообразования. Определены основные параметры, оказывающие влияние на свойства материала: содержание легирующих элементов; сила тока; толщина слоя нанесения.

Установлено, что при повышении силы тока при напылении до 260 А возрастает количество карбидов (боридов), имеющих повышенную твердость. Снижая силу тока, можно регулировать количество образования вторичных фаз высокой твердости, что тем самым подтверждает возможность создания структуры материала, способной быть работоспособной при различных условиях эксплуатации.

На основе экспериментальных данных установлены следующие эффекты: при малой силе тока ( $I = 150$  А) материал на основе металлоотходов приобретает антифрикционные свойства, так как нет переплава материала, количество эвтектики незначительно, высокотвердых вторичных фаз – минимум. И на-

оборот, при повышении мощности ( $I = 300$  А) материал на основе металлоотходов приобретает свойства износостойкости, что объясняется заэвтектической структурой с наличием мелкодисперсных фаз и вторичных карбидов (боридов), имеющих повышенную твердость.

## ЛИТЕРАТУРА

1. Попов, С.Н. Концептуальные аспекты многокритериального подхода при разработке износостойких сплавов / С.Н. Попов [Электронный ресурс] / Запорожский нац. техн. ун-г. – Режим доступа: [www.otzv.hl.ru](http://www.otzv.hl.ru).
2. Козловский, И.Л. Разработка порошковых борсодержащих антифрикционных материалов на основе железа для тяжело нагруженных узлов трения: автореф. дис. ...канд. техн. наук: 05.16.06 / И.Л. Козловский; Белорус. республ. НПО порошковой металлургии. – Минск, 1988. – 18 с.
3. Восстановление деталей машин: справочник / Ф.И. Пантелеенко [и др.]; под ред. В.П. Иванова. – М.: Машиностроение, 2003. – 672 с.
4. Медь в черных металлах / под ред. И. Ле Мэя и Л.М.-Д. Шетки; пер. с англ. под ред. О.А. Банных. – М.: Металлургия, 1988. – 312 с.
5. Способ получения композиционного материала на основе меди для деталей волноводов: заявка 59-153850 Японии: Кл. С 22С1/04; С22 С1/10.
6. Фадин, В.В. Износостойкость композиционного материала на медной основе с железосодержащими наполнителями / В.В. Фадин, М.И. Алеутова, С.А. Беляев // Физика прочности и пластичности материалов: тез. докл. 15 междунар. конф., Тольятти, 30 сент. – 3 окт. 2003 г. – Тольятти: ТолГУ, 2003. – С. 3.
7. Кутьков, А.А. Износостойкие и антифрикционные покрытия / А.А. Кутьков. – М.: Машиностроение, 1976. – 152 с.
8. Кубашевски, О. Диаграммы состояния двойных систем на основе железа: справ. изд. / О. Кубашевски; пер с англ. – М.: Металлургия, 1988. – 184 с.
9. Воловик, Е.Л. Справочник по восстановлению деталей / Е.Л. Воловик. – М.: Колос, 1981. – 352 с.
10. Лабунец, В.Ф. Износостойкие боридные покрытия / В.Ф. Лабунец, И.В. Киндарчук, Л.Г. Ворошнин. – Киев: Тэхника, 1989. – 158 с.
11. Спиридонова, И.М. Структура и свойства железоборуглеродистых сплавов / И.М. Спиридонова // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1984. – № 2. – С. 12–16.
12. Пантелеенко, Ф.И. Теоретические и технологические основы получения самофлюсующихся порошков на железной основе диффузионным легированием и разработка износостойких композиционных покрытий из них: дис. ... д-ра техн. наук / Ф.И. Пантелеенко. – Минск, 1992. – 245 с.
13. Григорович, В.К. Твердость и микротвердость металлов / В.К. Григорович. – М.: Наука, 1978. – 230 с.
14. Швец, Т.М., Кушевская Н.О., Перекоз А.Е. Фазовый состав и структура высокодисперстных порошков железа и его композиций с платиной, серебром, золотом, медью и цинком / Т.М. Швец, Н.О. Кушевская, А.Е. Перекоз // Порошковая металлургия. – 2003. – № 1–2. – С. 28–35.
15. Баланин, В.А. Трение и износ при высоких скоростях скольжения / В.А. Баланин. – М.: Машиностроение, 1980. – 136 с.

Поступила 05.01.2015

## DESIGNING OF COMPOSITE MATERIAL ON THE BASIS OF METALWASTE

*T. VIGERINA, O. SHTEMPEL, V. FRUCKI*

*The antifrictional materials working at high speeds of sliding and big pressure are considered. The reasons of high wear resistance of antifrictional materials in such conditions are analysed. The technology of putting the wearproof composite material received from metalwaste with the subsequent economical alloying of initial material in the mobile spent mixes is developed. Possibility of receiving antifrictional material, with structure similar to structures of Sharpi of the I type which isn't conceding on wear resistance to antifrictional bronzes is shown. The chemical composition, structure and properties of the composite material applied on a working surface can be varied in the wide range, selecting optimum parameters for specific conditions. Expediency of use in repair production of the enterprises of technology of receiving composite material on the basis of metalwaste with application of a thermal diffusion alloying is proved.*