

УДК 621.762.242

**КОМПОЗИЦИОННЫЙ ПОРОШКОВЫЙ МАТЕРИАЛ ДЛЯ ВОССТАНОВЛЕНИЯ
ИЛИ УПРОЧНЕНИЯ ДЕТАЛЕЙ ДВИГАТЕЛЕЙ ВНУТРЕННЕГО СГОРАНИЯ**

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

Приведены результаты исследования материалов из диффузионно-легированной стружки чугуна, их стойкости в условиях динамического, знакопеременного нагружения. Обоснован подход к анализу антифрикционных свойств материалов, при котором оценивается износ трибосопряжения в целом. Выявлены структуры покрытий, обладающих максимальной стойкостью к изнашиванию. Определены рациональные области использования разработанного покрытия. Установлено, что применение покрытия целесообразно в подшипниках скольжения, работающих при переменных нагрузках и возвратно-поступательном движении, а износостойкость подшипников на основе исследуемого материала сопоставима со стойкостью материалов на основе железа.

Для восстановления изношенных деталей используют современные способы нанесения покрытий, чаще всего применяют порошковые материалы, что способствует значительному повышению долговечности восстановленных деталей. Организация мероприятий по восстановлению изношенных деталей решает проблему обеспечения народного хозяйства запасными частями, повышает качество ремонта, а также снижает расход материальных и трудовых ресурсов.

Одна из наиболее сложных в изготовлении и ремонте деталей автомобилей – коленчатый вал двигателя внутреннего сгорания (ДВС), основной причиной достижения предельного состояния которого является износ коренных и шатунных шеек [2]. Среди наиболее универсальных методов восстановления изношенных поверхностей либо упрочнения вновь изготавливаемых деталей машин, работающих в условиях интенсивного изнашивания, газовая или плазменно-порошковая наплавка (ППН).

Основная часть. В качестве материала при ППН коленчатых валов зачастую используются износостойкие порошковые наплавочные материалы, в структуре которых содержатся высокотвёрдые (карбиды, бориды и т.д.) фазы. Среди порошковых наплавочных материалов, обладающих твердостью выше твердости абразива и стойкостью к абразивному износу, одними из наиболее употребляемых являются порошки на основе систем WC – Co и WC – TiC – Co, являющиеся основой твердых сплавов. Материалы этой серии отличаются высокой твердостью даже матричной составляющей и высокой стоимостью, что неизбежно приводит к удорожанию ремонта в целом. Как альтернатива уже известным порошкам видится создание композитного материала на основе отходов металлообработки. В качестве матричной основы предложено использовать отходы белого либо серого чугунов, в большом количестве имеющихся на ремонтных заводах республики. Затем предлагается к несущей основе интегрально добавлять легирующие элементы, необходимые в данном трибосопряжении. Таким образом, предложен принципиально новый подход к формированию антифрикционного материала на основе стружечных отходов, экономно легированных дополнительными элементами.

Одним из способов улучшения триботехнических свойств многокомпонентных материалов является подбор оптимального соотношения легирующих элементов. За базовую основу материала можно принимать не только дорогостоящие материалы с исходно высокими триботехническими свойствами, но и материалы, которые до последнего времени не относились к разряду антифрикционных, а в силу применения исходных порошковых компонентов, также можно применять отходы металлообрабатывающих производств. Следовательно, разработка материалов, обладающих быстрой прирабатываемостью, минимальным износом в паре трения при различных режимах нагружения, актуальна как при восстановлении, так и при упрочнении деталей.

Себестоимость такого порошка не будет превышать 70 % стоимости традиционного стального порошка. Применение диффузионного легирования порошков из металлоотходов открывает принципиально иные возможности синтеза износостойких и антифрикционных защитных покрытий [1; 3]. В связи с этим возникает задача регулирования содержания углерода в порошке.

Исходная стружка серого чугуна содержит 2,8...3,1 % углерода. Ранее выполненные исследования [7] свидетельствуют о том, что такое большое количество углерода в наплавочном порошке оказывает отрицательное влияние на триботехнические характеристики покрытий. Для повышения технологических характеристик получаемого наплавочного порошка также необходимо уменьшать содержание углерода [4]. Принципиально возможны два способа уменьшения содержания углерода в стружке серого чугуна: механическое измельчение с последующей магнитной сепарацией и диффузионное обезуглероживание.

При механическом измельчении графитные включения выкрашиваются из стальной матрицы пропорционально степени измельчения (табл. 1). Кроме степени измельчения стружки на количество остаточного углерода оказывает влияние размер и форма графитных включений. В анализируемом случае размеры графитных включений позволяют снизить количество углерода в стружке лишь до 2 %.

Дальнейшее уменьшение содержания углерода возможно только путем диффузионного обезуглероживания. Ранее полученные экспериментальные данные об ускорении процесса диффузионного легирования стальных порошков позволили предположить, что аналогичное ускорение возможно в случае диффузионного обезуглероживания чугуна стружки.

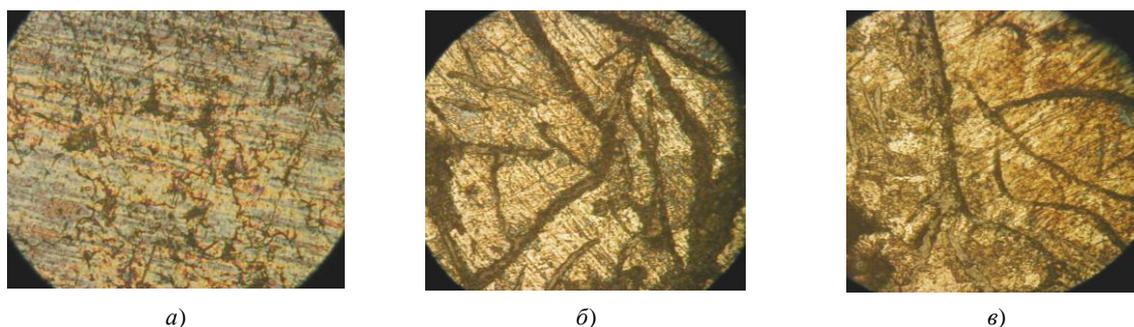
Таблица 1

Влияние степени измельчения стружки серого чугуна на содержание углерода

Фракция стружки, мкм	630...1000	400...630	315...400	200...315	160...200	100...160	63...100
Содержание С % по массе	3,130	2,986	2,873	2,250	2,219	2,200	2,190

При обезуглероживании чугуна порошка в контролируемой газовой атмосфере вначале выгорают графитовые включения, контактирующие с внешней поверхностью частиц. Дальнейшее обезуглероживание протекает по диффузионному механизму: растворение графита в аустените, диффузия атомов углерода к внешней поверхности частиц и их взаимодействие с газовой фазой.

Выполненные эксперименты показали, что структура получаемых порошков железа существенно зависит от режима процесса. При проведении высокотемпературного отжига порошка (рис. 1, а), свободно засыпанного в поддон из жаростойкой стали, на месте графитовых включений в частицах железа образуются поры, повторяющие их форму и размер (рис. 1, б). Увеличение времени выдержки приводит к увеличению размеров пор на месте графитных включений, связанному со сфероидизацией пор (табл. 2).



а)

б)

в)

Рис. 1. Микроструктура стружки серого чугуна $\times 500$:

а – исходная стружка; б – обезуглероживание в неподвижном контейнере 920 °С, 5 ч

в – обезуглероживание во вращающемся контейнере 920 °С, 5 ч

Таблица 2

Результаты обезуглероживания стружки серого чугуна СЧ-20 в статической смеси в окислительной печной атмосфере

Режим обезуглероживания	Пикнометрическая плотность, г/см ³	Микротвердость металлической матрицы, МПа	Толщина графитных включений (пор на месте графита), мкм	Содержание углерода в порошке, % по массе
Исходная стружка	6,71	2090	5,282	2,7
920 °С, 1 ч	5,70	1830	5,952	1,82
920 °С, 2 ч	5,24	1670	5,236	0,816
920 °С, 3 ч	5,51	1920	5,334	0,868
920 °С, 4 ч	5,40	1770	5,966	0,641
920 °С, 5 ч	4,86	1520	6,63	0,396

Известно [7], что при аустенизации серого чугуна с шаровидным графитом на границе С/γFe образуется зазор в результате частичного растворения углерода, а при термоциклировании происходит рост пор и разбухание чугуна (рис. 2). Это связано с тем, что при охлаждении избыточный графит выделяется в виде тонкой пленки на внутренней поверхности поры, которая затем растет в сторону матрицы [4]. По-видимому, это связано с чрезвычайно низким коэффициентом самодиффузии в графите. Возникающие при этом напряжения в кристаллической решетке приводят к локальной пластической деформации по

механизму диффузионной ползучести: переползание дислокаций и возникновение потока вакансий, направленного в сторону графита. При большом числе циклов это в конечном итоге приводит к росту пор и, соответственно, к увеличению объема материала. По этой причине пикнометрическая плотность порошка в анализируемом случае уменьшается (см. табл. 2). При обезуглероживании чугунного порошка в печи с вращающимся контейнером экспериментально обнаружена иная картина, а именно схлопывание пор по мере растворения углерода в аустените (табл. 3). Вероятно, это связано с пластической деформацией частиц γ -Fe в процессе пересыпания порошка во время вращения реторты.

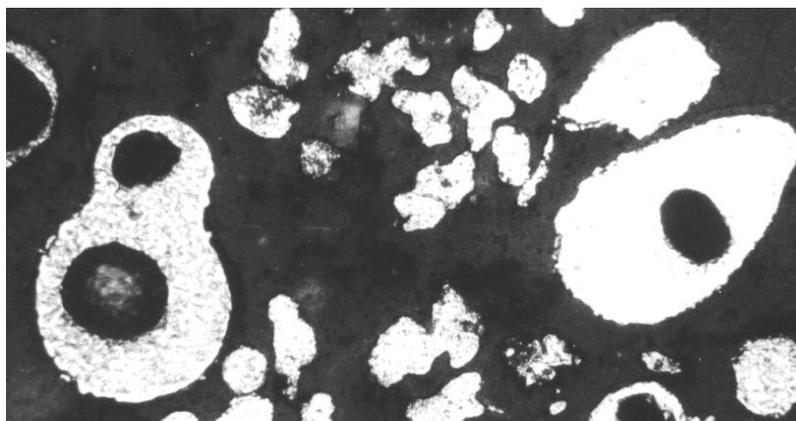


Рис. 2. Микроструктура диффузионно-легированной стружки серого чугуна СЧ-20, прикрепление медной частицы ($\times 250$)

Таблица 3

Результаты обезуглероживания стружки серого чугуна СЧ-20 во вращающемся контейнере в окислительной печной атмосфере

Режим обезуглероживания	Пикнометрическая плотность, г/см ³	Микротвердость металлической матрицы, МПа	Толщина графитных включений (пор на месте графита), мкм	Содержание углерода в порошке, % по массе
Исходная стружка	6,62	2090	5,282	2,7
920 °С, 1 ч	6,625	2470	4,704	2,75
920 °С, 2 ч	6,27	2090	4,17	2,625
920 °С, 3 ч	6,13	2510	4,278	2,6
920 °С, 4 ч	6,48	1990	4,542	2,68
920 °С, 5 ч	6,40	2130	4,11	2,64

В условиях пластической деформации, наряду с диффузионно-пластическим течением (механизм Набарро – Херинга – Лившица), в частице под действием сдвиговых напряжений происходит скольжение дислокаций и их размножение по механизму Франка – Рида. Образующиеся «свежие» краевые компоненты дислокационных петель способны действовать как источники/стоки вакансий. Поскольку при пересыпании частиц процесс деформации носит периодический характер, в этих условиях рост поры на границе C/γ -Fe не происходит, а имеет место ее «схлопывание» по мере растворения графита (рис. 1, в).

Проведенные замеры микротвердости основы при обезуглероживании в неподвижном контейнере (см. табл. 2) показывают, что при увеличении режима выдержки происходит обеднение матрицы углеродом. При динамическом обезуглероживании микротвердость основы практически не изменяется (см. табл. 3).

Пластическая деформация частиц во время процесса приводит к ускорению диффузии углерода в аустенит, о чем свидетельствуют повышение микротвердости матрицы и, соответственно, уменьшение доли углерода, непосредственно выгорающего из графита. Отсутствие пор на месте графитных включений способствует уменьшению площади контакта с окислительной печной атмосферой и, следовательно, протеканию процесса обезуглероживания.

Таким образом, искомая матрица и метод ее получения найдены. Затем, после анализа условий эксплуатации, для получения антифрикционного материала в матрицу дозированно введем легирующие элементы. Для увеличения стойкости к истиранию предложено ввести бор (для получения высокотвердых боридов), для увеличения антифрикционности предложено ввести медь [5; 7].

Для более глубокого понимания процесса совместного насыщения бором и медью проанализируем отдельно процессы борирования и насыщения медью.

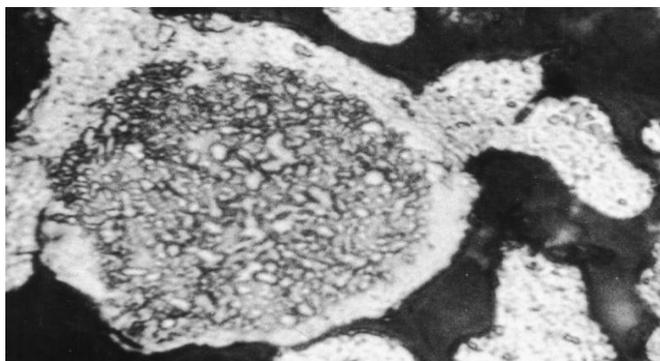
При борировании в подвижных смесях можно выделить несколько особенностей стадий процесса:

- вследствие циклического характера протекания деформационно-рекристаллизационных процессов на поверхности частиц чугуна идет интенсификация диффузионных процессов, в том числе и активных атомов бора в поверхностных слоях чугунных частиц;
- значительная интенсификация диффузионных процессов приводит к смене лимитирующей стадии процесса диффузионного легирования;
- процессы тепломассопереноса под воздействием движущихся частиц способствуют интенсификации сорбционных процессов на поверхности чугунных частиц;
- лимитирующей стадией процесса диффузионного легирования становятся сорбционные процессы на поверхности чугунных частиц.

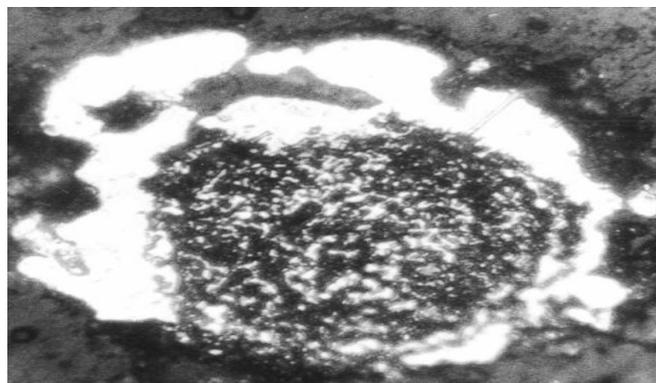
Теперь перейдем к рассмотрению процессов, происходящих при насыщении медью. При совместной обработке механического омеднения чугунных частиц не происходит. Однако необходимо отметить следующие особенности процесса:

- температура процесса близка к температуре плавления меди, вследствие этого повышается ее пластичность (значение предела текучести меди близко к нулю).
- при наличии деформационных процессов частицы меди стремятся закрепиться на поверхности частиц чугуна и «намазаться» (см. рис. 2).

Перейдем к рассмотрению процесса омеднения частиц чугуна с участием бора. Образование активных частиц бора, помимо вышеуказанного, ведет к предотвращению окисления частиц меди по поверхности и частиц чугуна. Это в свою очередь ведет к образованию поверхностей, близких по свойствам к ювенильным. Боридный же слой, образующийся на чугунной частице, повышает твердость поверхностного слоя при температуре обработки. Эти факторы способствуют тому, что при перемешивании подвижного слоя и возникновении деформаций частиц чугуна медные частицы закрепляются на неровностях поверхности чугунной частицы. В дальнейшем при интенсивном движении частиц при повышенной температуре происходит размазывание закрепившихся частиц по поверхности чугунной частицы (рис. 3).



а)



б)

Рис. 3. Стадии диффузионного легирования медью стружки чугуна СЧ 20:
а – прилипание медных микрочастиц к поверхности стружки ($\times 1000$);
б – распределение меди по поверхности стружки ($\times 500$)

При комплексном насыщении стружки бором и медью микротвердость сердцевины увеличилась до 2800...4600 МПа. Микротвердость боридной оболочки составила 10000...12000 МПа в присутствии припеченных частиц меди с микротвердостью 300...900 МПа (рис. 3, б).

В ходе экспериментов было отмечено, что припекание медных частиц проходило только при наличии бора в насыщающей смеси. Это связано с тем, что некоторое количество меди (до 0,1 % массы) растворяется в железе. Таким образом, формируется композиционная частица, имеющая боридную оболочку с припеченными к ней частицами меди.

При температурах, близких к температурам плавления меди, процесс протекает весьма интенсивно. Лимитирующей стадией в данном случае также являются сорбционные процессы на поверхности обрабатываемых частиц (рис. 4).

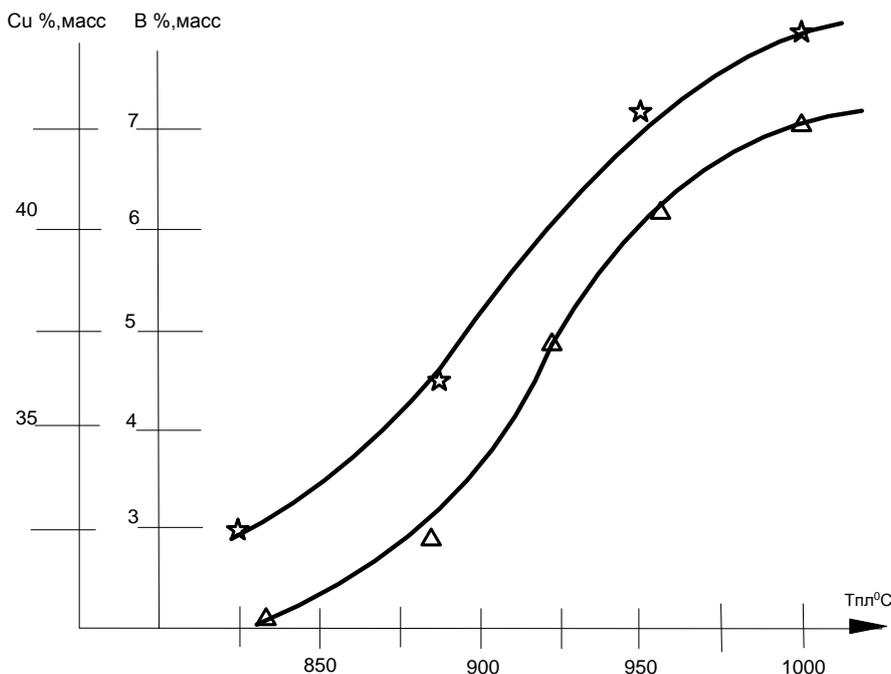


Рис. 4. Зависимость количества внедрившихся элементов от температуры обработки:
 Δ – процессы исследованные в [5]; ☆ – процессы насыщения чугуна бором и медью

Как видно из графиков, процессы в обоих случаях идентичны.

При постановке экспериментов по наплавке коленчатых валов ДВС использовалась установка УД-209 на основе переделанного токарного станка для наплавки, выпрямитель сварочный ВДУ-506.

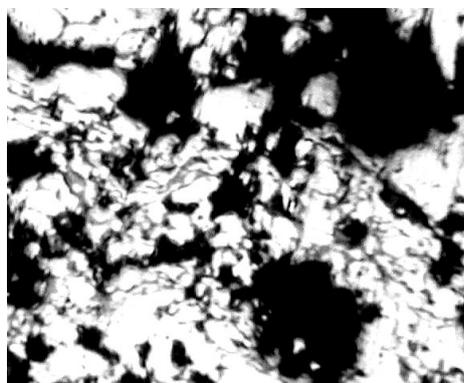


Рис. 5. Структура покрытия системы СЧ + В + Cu (x250)

Структура полученного покрытия приведена на рисунке 5. Наблюдается измельчение структурных составляющих, малое количество пор, локальные медные включения. На периферии пор и неметаллических включений обнаруживаются бористые фазы.

Макротвердость покрытия составляет порядка 110 НВ.

Распределение микротвердости по объему:

- до 500 МПа – 3,5 %;
- 500...1000 МПа – 53 %;
- 1000...1500 МПа – 18 %;
- 1500...2000 МПа – 15 %;
- 2000...2500 МПа – 10,5 %.

Явно прослеживается расположение меди между ламелями, что достигается конфигурацией исходной частицы порошка и играет важную роль в процессе триботехнического взаимодействия деталей.

Таким образом, формируется покрытие, соответствующее правилу Шарпи со строго регламентированными функциями для каждой фазы:

- крупнодисперсная фаза бористого феррита является основой покрытия;

- эвтектические фазы с упрочняющей сеткой бороцементита играют роль армирующего каркаса, причем содержание бора отличается от классического состава (3,8 %) в сторону уменьшения, что связано с высокими скоростями охлаждения покрытия;

- бориды входят как составляющие в бороцементит и непосредственно в узлы армирующего каркаса;

- медь придает покрытиям антифрикционные свойства, одновременно увеличивая прирабатываемость и теплопроводность.

Заключение. В результате проведенного исследования получены следующие результаты:

- показана возможность создания антифрикционного материала на основе металлоотходов с экономным добавлением легирующих элементов для придания необходимых свойств;

- выявлены регламентирующие физико-экономические факторы количественного содержания легирующего элемента в материале;

- выявлена и изучена взаимосвязь количества и качества структурных составляющих гетерогенного покрытия на прирабатываемость и износостойкость пары трения;

- обнаружен экстремальный характер влияния меди на трибологические показатели покрытия и трибопары в целом;

- определены рациональные области использования разработанного покрытия. Применение покрытия целесообразно в подшипниках скольжения, работающих при переменных нагрузках и возвратно-поступательном движении.

ЛИТЕРАТУРА

1. Engineering and functional materials. Proceeding of the Second International Scientific Conference, Lviv, 14 – 16 October, 1997. – Lviv, 1997. – P. 87 – 90.
2. Рекомендации по ремонту и реконструкции тяжело нагруженных узлов скольжения с использованием композиционных материалов / В.И. Жорник [и др.]. – Минск: ИТК НАНБ, 2000. – 88 с.
3. Гуляев, Б.Б. Синтез сплавов. Основные принципы. Выбор компонентов / Б.Б. Гуляев. – М.: Металлургия, 1984. – 158 с.
4. Ворошнин, Л.Г. Теория и практика получения защитных покрытий с помощью ХТО / Л.Г. Ворошнин, Ф.И. Пантелеенко, В.М. Константинов. – Минск: 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: 12.06.99 / С.Б. Сивый. – Новополоцк, 1999. – 116 с.
6. Современные материалы, оборудование и технологии упрочнения и восстановления деталей машин: темат. сб. – Новополоцк: ПГУ, 1999. – 370 с.
7. Константинов, В.М. Разработка альтернативного композиционного материала для восстановления и упрочнения антифрикционных деталей / В.М. Константинов, Ф.И. Пантелеенко, В.А. Фруцкий // 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.
8. Порошковый материал для напыления износостойких покрытий: пат. № 16657 Респ. Беларусь, МРК 23С4/04 / В.П. Иванов, Т.В. Вигерина, А.П. Кастрюк, О.П. Штемпель, В.А. Фруцкий; заявитель Полоц. гос. ун-т; заявка № а 20110604; приоритет 10.05.2011.

Поступила 30.07.2012

COMPOSITE POWDER MATERIAL FOR RESTORATION OR HARDENING OF INTERNAL COMBUSTION ENGINE COMPONENTS

A. KASTRYUK, T. VIGERINA, O. SHTEMPEL, V. FRUTSKY

Materials from diffusion-alloyed cast-iron shaving, their resistance in terms of dynamic alternating stressing are examined. Approach to the analysis of antifriction properties of materials is justified, which aims at wear of tribounit estimation as a whole, structures of covers which have the highest possible resistance to wear are revealed. Rational areas of usage of the developed cover are defined. It is reasonable to use the cover in slide bearings, working under variable loads and seesaw motion. Wear resistance of slide bearings on the basis of the material under study is comparable with the resistance of materials on the basis of iron.