

УДК 669.15-194:546.22:539.62

И. В. Олексенко

Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины, Киев

ВЛИЯНИЕ ДОПОЛНИТЕЛЬНОГО ЛЕГИРОВАНИЯ СПЛАВА НА ОСНОВЕ ЧУГУНА С МЕДЬЮ И СЕРОЙ (С4CuS) НА СТРУКТУРУ, ИЗНОС И МАССОПЕРЕНОС ПРИ ВНЕШНЕМ ТРЕНИИ

Проведены исследования влияния структурных особенностей сплавов типа С4CuS, дополнительно легированных алюминием, хромом и титаном, на интенсивность изнашивания и состав перенесенного вещества на поверхность трения контртела из Ст5_{зак}.

Ключевые слова: сплав, легирование, износ, массоперенос.

Проведено дослідження впливу структурних особливостей сплаву типу С4CuS, які додатково леговані алюмінієм, хромом та титаном, на інтенсивність зношування та склад переносної речовини на поверхню тертя контртіла із Ст5_{зак}.

Ключові слова: сплав, легування, зношування, масоперенос.

Influence a structural features of alloys such С4CuS, additionally alloyed with aluminum, chromium and titanium on the wear rate and the composition of the transferred material on the friction surface of the counterface of hardened steel 5 was investigated.

Keywords: alloy, alloying, wear, mass transfer

В условиях нормального процесса трения, при котором интенсивность изнашивания контактирующих поверхностей минимальная, наблюдается перенос вещества. Когда этот процесс идет на молекулярном (атомном) уровне, интенсивность изнашивания пары трения минимальная, при этом реализуются процессы (эффекты) трения “безызносности” [1-5]. Процессы взаимного массопереноса происходят и в тончайших приповерхностных слоях сплавов, деформированных силами трения. Явления микродиффузии атомов элементов вещества были детально исследованы в Физико-технологическом институте металлов и сплавов НАН Украины (ФТИМС НАНУ) [6-9]. Эти исследования позволили установить, что величина фрагментов частиц переноса материала одной поверхности на другую в зависимости от вида трения (со смазкой, граничное и сухое трение) изменяется в широком диапазоне. При трении с высокими параметрами PV и наличии процесса схватывания неровностей поверхностей трения величина частиц для

железоуглеродистых сплавов составляет 20 мкм и более. В то же время при нормальных условиях изнашивания эти фрагменты не превышают 0,01-0,05 мкм, в условиях проявления эффекта “безызносности” – < 0,001 мкм.

Таким образом, процесс изнашивания при минимальной интенсивности изнашивания на примере антифрикционных сплавов сопровождается массопереносом, в котором участвуют вещества в наноразмерах. Этот процесс приводит, в свою очередь, к образованию на трущихся поверхностях “защитных” слоев, в состав которых входят вещества, обладающие свойствами твердой смазки – пластичные металлы (Cu, Sn, Pb и другие) – графит, сульфид и т. п. С помощью управления процессами массопереноса между трущимися поверхностями в ФТИМС НАНУ созданы антифрикционные материалы на основе железоуглеродистых сплавов (сталей и чугунов). В их структуре имеются самостоятельные компактные включения сульфидов на основе Cu, Cu+Al, Cu+Cr, Cu+Ti, которые имеют преимущественно гексагональную кристаллическую решетку, обладающую свойствами твердой смазки [10-13].

Для дальнейшего познания процессов массопереноса и управления образованием защитных слоев на поверхностях трения различают свойства, которые обеспечивают возможную максимальную износостойкость. Проведены исследования влияния структурных особенностей сплавов типа СЧCuS с различным дополнительным легированием на интенсивность изнашивания и состав перенесенного вещества на поверхность трения контртела из закаленной стали.

Испытания пар трения на износ проводили по схеме торцевого трения в условиях граничного трения с машинным маслом при различных нагрузках: 100, 150 и 200 кг/см² (10, 15 и 20 МПа). Длительность одного эксперимента пары трения с площадью контакта 1 см² составляет 3 ч, повторность экспериментов – 3-5-кратная.

В табл. 1 представлен химический состав опытных сплавов. При легировании износостойких сплавов массовая доля легирующих взята как усредненная. Структуры этих сплавов приведены на рис. 1-3.

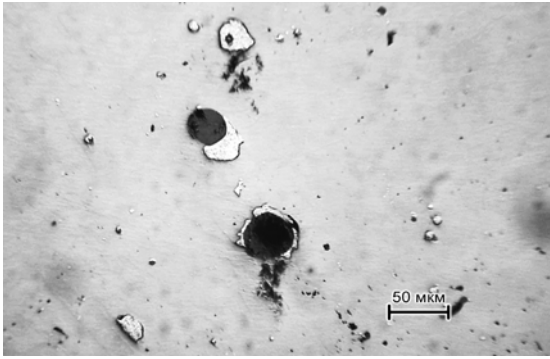
Таблица 1. Средний химический состав исследуемых сплавов

Сплавы	Химический состав, мас. доля, %									Примечание
	C	Si	Mn	P	S	Al	Ti	Cr	Cu	
СЧCuS + Al	3,39	0,42	0,23	0,33	0,55	1,57	0,17	0,10	4,56	сплав 1
СЧCuS + Cr	3,44	0,42	0,35	0,40	0,71	0,13	0,11	1,44	4,23	сплав 2
СЧCuS + Ti	3,29	0,40	0,49	0,41	1,20	0,22	1,12	0,10	4,72	сплав 3

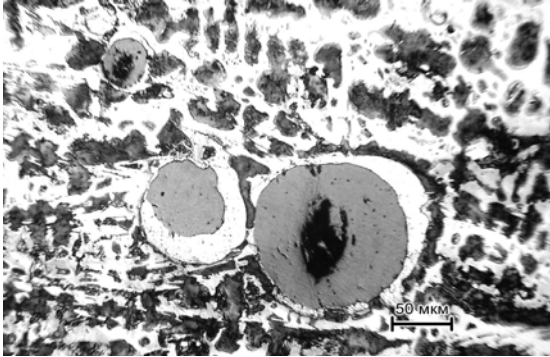
Все опытные сплавы имеют структуру половинчатого чугуна, состоящую из трооститной матрицы, карбидной сетки, ε-Cu фазы и компактных включений сульфидной фазы.

Легирование хромом и титаном уменьшает размеры ε-Cu фазы, так как не сокращает массовую долю меди, входящую в состав сульфидов, в то время как алюминий способствует уменьшению массовой доли меди в сульфиде, в результате чего вокруг них выделяются значительные по размерам оторочки ε-Cu фазы. При легировании титаном массовой долей до 2 % (в данном случае 1,12 %) сферическая форма сульфидных включений нарушается и становится лаптеобразной и в то же время компактной.

В табл. 2 приведены данные о твердости сплавов и микротвердости структурных фаз. Следует отметить, что по общей твердости опытных сплавов наблюдается значительная разница в связи с действием на структуру добавочных легирующих элементов. Минимальная твердость сплавов СЧCuS+Al определяется меньшим количеством по отношению к другим сплавам, карбидной фазы и наличием достаточно большого количества ε-Cu фазы. Более высокая твердость сплавов СЧCuS+Ti и СЧCuS+Cr имеет место благодаря большему содержанию карбидной фазы,

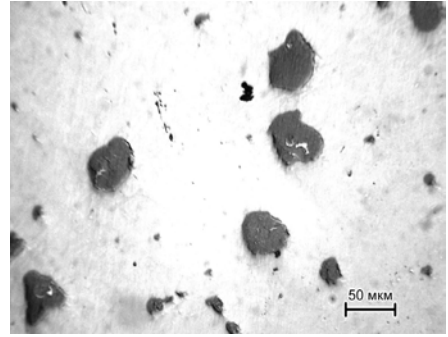


а

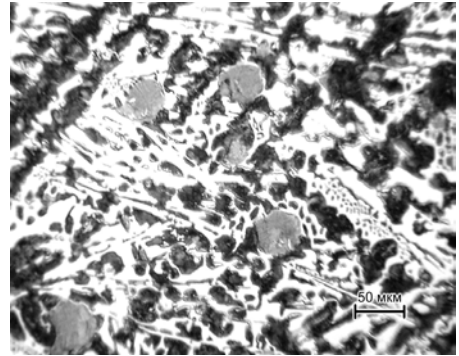


б

Рис. 1. Структура сплава С4CuS + Al в литом состоянии: а – нетравленная; б – травленая



а



б

Рис. 2. Структура сплава С4CuS + Cr в литом состоянии: а – нетравленная; б – травленая

а сплава С4CuS+Ti – вследствие повышенной микротвердости сульфидной фазы и практического отсутствия ϵ -Cu фазы. Микротвердость фаз сплавов в литом состоянии, в свою очередь, зависит от их химического состава, на что существенно влияют легирующие – медь, хром и титан.

В табл. 3 приведены данные химического состава фаз опытных сплавов.

Твердость карбидной фазы сплава с хромом максимальная из-за легирования карбида значительным количеством хрома. В карбиде сплава с титаном содержится значительное количество меди и серы и незначительное титана, что и характеризует довольно низкую твердость карбида этого сплава.

Твердость матрицы сплавов, по-видимому, определяет содержание легирующих элементов. Так, в сплаве С4CuS+Al массовая доля алюминия в матрице ~1,0 %, в С4CuS+Cr хрома – ~ 0,5 %, а в С4CuS+Ti титана – < 0,1 %. Такой же вывод напрашивается и по отношению к твердости сульфидной фазы. При этом следует отметить, что основное количество титана в сплаве с этим элементом находится в сульфиде, что приводит, в свою очередь, к увеличению массовой доли меди в карбидной фазе. Особенности структурного и химического строения трех

Таблица 2. Микротвердость фаз сплавов системы С4CuS, дополнительно легированных различными элементами

Сплав	Микротвердость, кг/мм ²				Макротвердость, НВ
	карбид	матрица	сульфид	ϵ -Cu фаза	
С4CuS + Al	822	493	384	168	410
С4CuS + Cr	860	483	193	мелкая	580
С4CuS + Ti	683	436	235	мелкая	515

литых сплавов, дополнительно легированных Al, Cr и Ti, оказывают довольно существенное влияние на твердость (табл. 4), а это, в свою очередь, – на упругопластичные свойства микрообъемов материала поверхности трения, что в значительной мере влияет на износостойкость пары трения в условиях граничного изнашивания.

На рис. 4 приведены данные по износу пар трения с опытными сплавами в литом состоянии в зависимости от нагрузки на поверхности трения. По данным результатов триботехнических исследований следует сделать вывод, что для больших удельных давлений целесообразно использовать сплав системы СЧCuS+Al, для нагрузок < 100 кг/см² (10 МПа) – сплав с титаном (СЧCuS+Ti). Сплав, дополнительно легированный хромом, обеспечивает минимальный износ подшипника (втулки) в широком диапазоне нагрузок, однако, вызывает повышенный износ контртела.

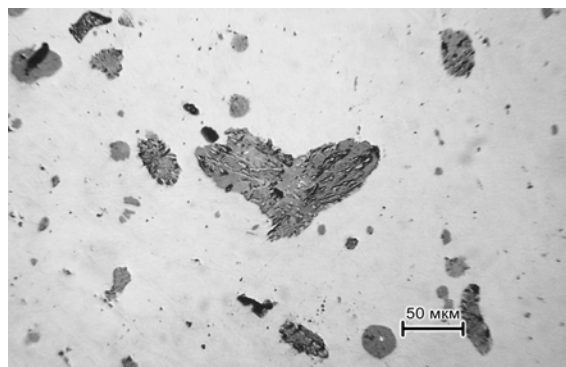
С применением микроспектрального анализа (REMMA-102) изучили характерные особенности изменения химического состава поверхности трения антифрикционного сплава и контртела. Это позволило оценить процесс массопереноса вещества антифрикционного сплава на деформированную трением поверхность контртела и роль этого явления на интенсивность изнашивания. Глубина сбора информации химического состава (проникновения электронного луча) составляет ~ 2 мкм. Поэтому были рассчитаны толщины поверхностных слоев сплавов, участвующих в процессе переноса вещества с одной поверхности трения на другую, исходя из значений величины изнашивания, составляющих пару трения. Для этого использовали зависимость:

$$l = \frac{I}{S \cdot \rho},$$

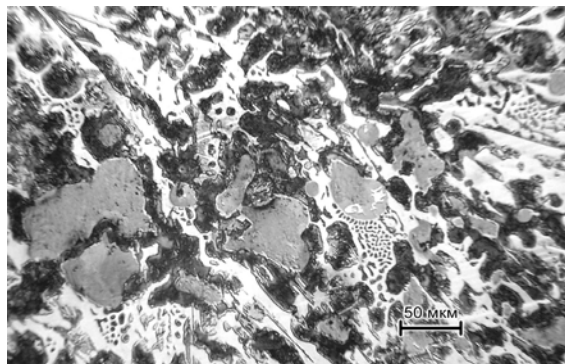
где *l* – толщина перенесенного слоя; *I* – величина массового износа за один

Таблица 3. Микрхимический анализ фаз сплавов

Элементы	Химический состав, мас. доля, %											
	сплав СЧCuS + Al				сплав СЧCuS + Cr				сплав СЧCuS + Ti			
	карбид	матрица	сульфид	ε-фаза	карбид	матрица	сульфид	ε-фаза	карбид	матрица	сульфид	ε-фаза
Al	0,35	0,99	3,20	2,06	–	–	–	–	–	–	–	–
Si	0,16	0,97	0,26	0,14	0,05	0,52	0,10	–	0,38	0,05	0,07	0,05
P	0,05	0,03	0,15	0,00	0,04	0,08	0,33	–	0,02	0,51	0,00	0,51
S	0,01	0,47	21,90	1,30	0,00	0,48	29,00	очень мелкие включения	0,59	29,00	0,19	29,00
Ti	–	–	–	–	–	–	–	–	0,08	1,13	0,19	1,13
Cr	–	–	–	–	2,85	0,48	0,32	–	–	–	–	–
Mn	0,00	0,00	7,87	0,03	0,29	0,06	8,02	–	0,00	0,94	0,23	0,94
Fe	97,50	95,70	10,59	4,56	96,52	92,94	15,64	–	92,80	12,28	98,78	12,28
Cu	0,38	4,30	22,72	91,87	0,17	5,23	45,83	–	5,09	55,81	0,45	55,81



а



б

Рис. 3. Структура сплава С4CuS + Ti в литом состоянии: а – нетравленная; б – травленная

Таблица 4. Твердость опытных сплавов

Сплав	Твердость	
	HRC	HB
С4CuS + Al	42,2	390
С4CuS + Cr	56,2	580
С4CuS + Ti	52,0	515

отметить общие для всех пар трения закономерности процесса переноса между трущимися поверхностями с участием трех сплавов системы С4CuS, дополнительно легированных алюминием, хромом и титаном. К такой закономерности, в первую очередь, следует отнести то, что в процессе деформирования силами трения и в результате массопереноса на поверхности сплавов уменьшается количество элементов, входящих в состав сульфидов (кроме титана). На поверхность контртела переходят все легирующие элементы сплавов, независимо от их количества в составе сульфидной фазы.

Для сплавов с алюминием и титаном в составе пленок переноса содержится медь, в то же время в сплаве с хромом этого элемента на поверхности контртела нет. Это, вероятно, связано с тем, что очень мягкий сульфид, в основном, на основе меди (см. табл. 2, 3), играя роль твердой смазки при высоких (больших) удельных нагрузках на поверхность трения, удаляется, что приводит к увеличению износа пары трения.

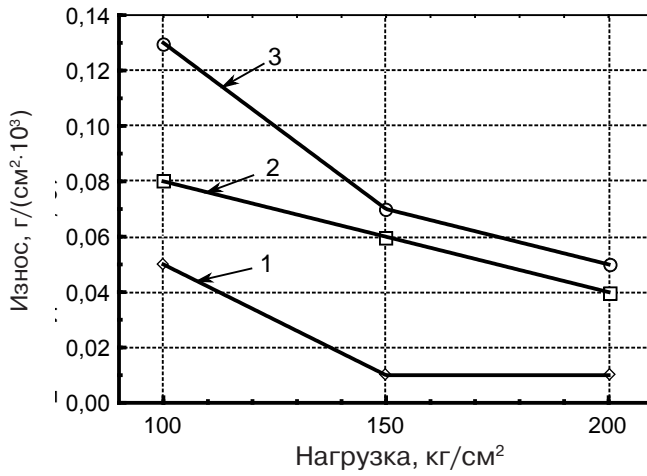
Сплав с алюминием в литом состоянии имеет минимальную твердость (410 HB) и

цикл испытания на трение; S – площадь контакта трущихся поверхностей; ρ – удельная масса сплавов.

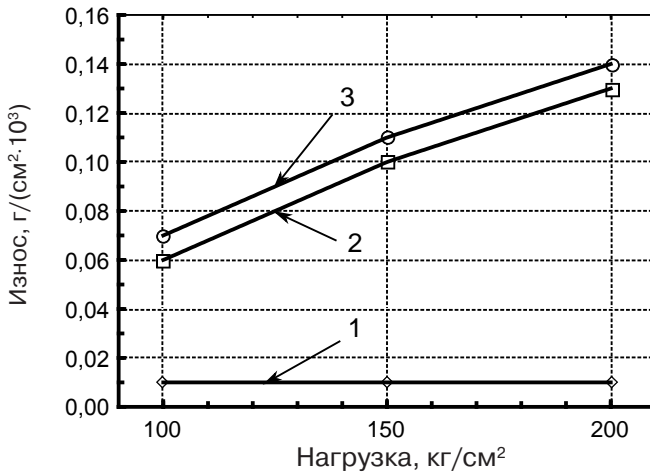
По данным величин изнашивания, представленных на рис. 4, расчет этих толщин для антифрикционных сплавов составляет от 0,1 до 0,7 мкм, а для контртела из закаленной стали – от 0,5 до 1 мкм. Однако, фактическая толщина слоев перенесенного металла в условиях нормального изнашивания с минимальными интенсивностями разрушения поверхностей, при которых процесс переноса обеспечивает создание «защитных» пленок, на поверхности трения контртела на порядок и более меньше наших расчетных величин.

В связи с этим максимальную и минимальную толщину перенесенных слоев металла можно оценить как 10^3 \AA и 10^2 \AA , что подтверждает представление о наноструктурном строении этих участков металлических поверхностей. Поэтому полученные на микроспектральном приборе составы пленок переноса вещества являются относительными, так как глубина проникновения электронного зонда значительно больше.

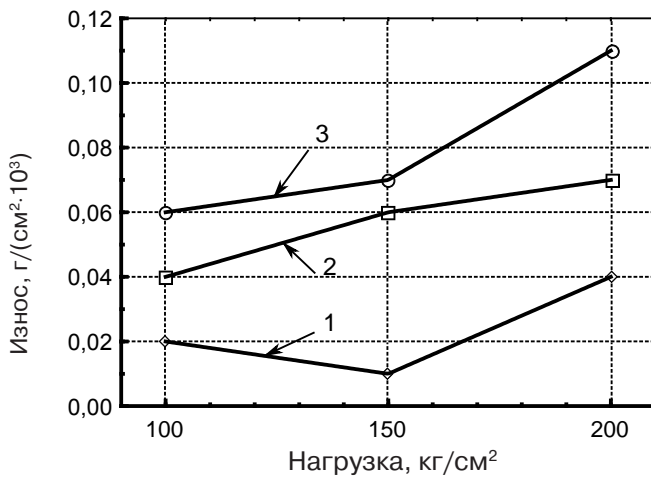
Однако, полученные данные (рис. 5-7) позволяют оценить влияние химического состава сплавов и его структурных особенностей на интенсивность изнашивания, которое зависит от состава перенесенных защитных пленок. Следует, прежде всего,



а



б



в

Рис. 4. Зависимость интенсивности изнашивания пар трения от нагрузки при граничном трении; пары трения: а – С4CuS+Al-Ст5_{зак}, б – С4CuS+Cr-Ст5_{зак}, в – С4CuS+Ti-Ст5_{зак}; 1 – сплав, 2 – контртело, 3 – суммарный износ

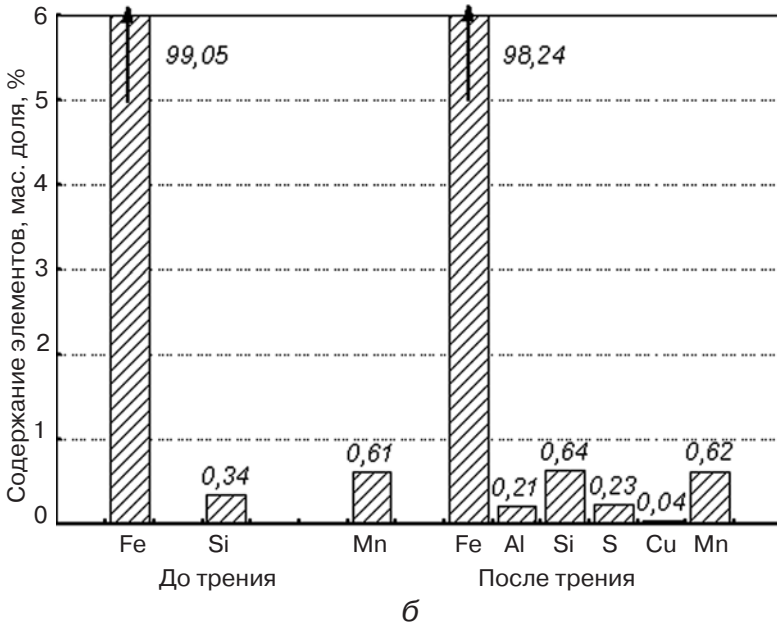
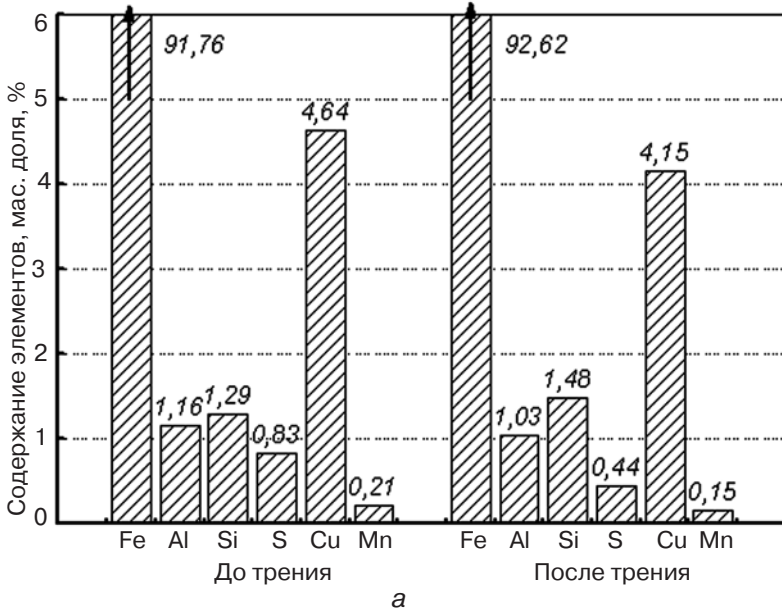
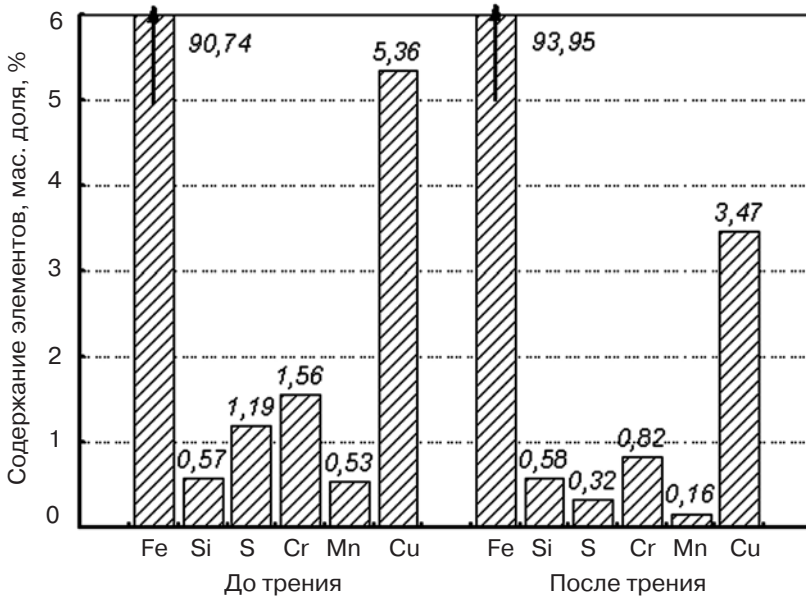


Рис. 5. Микрохимический анализ поверхностей трения при граничном трении до и после изнашивания при нагрузке 200 кг/см²: а – сплав С4CuS+Al литой; б – контролто Ст5_{зак}

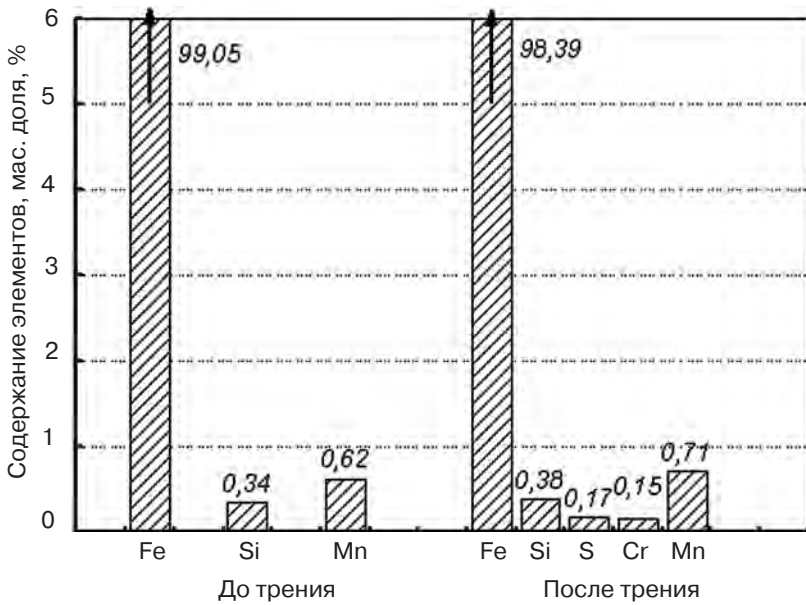
в составе включения ϵ -Cu фазы обладает достаточно высокими упругопластичными свойствами и поэтому с увеличением нагрузки показывает уменьшение износа пары трения, повышая износостойкость контролто.

Снижение износостойкости пары со сплавом, легированным титаном при повышении давления, по-видимому, связано с наличием в структуре сплава дисперсного графита.

По проведенным исследованиям следует сделать выводы. Все легированные сплавы типа С4CuS являются хорошими износостойкими сплавами при изнашивании в условиях граничного трения. Эти свойства обеспечиваются наличием в их структуре таких фаз, как сульфид и ϵ -Cu. Отдельное легирование сплавов С4CuS



а

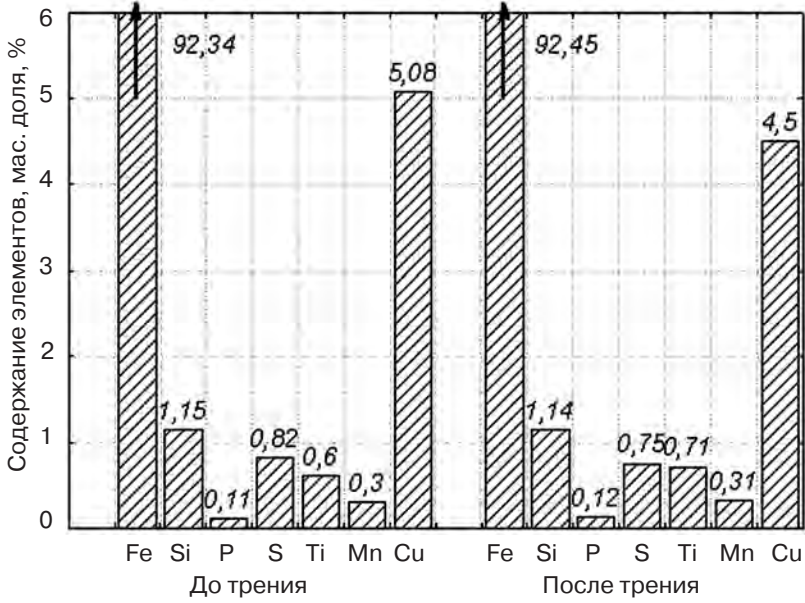


б

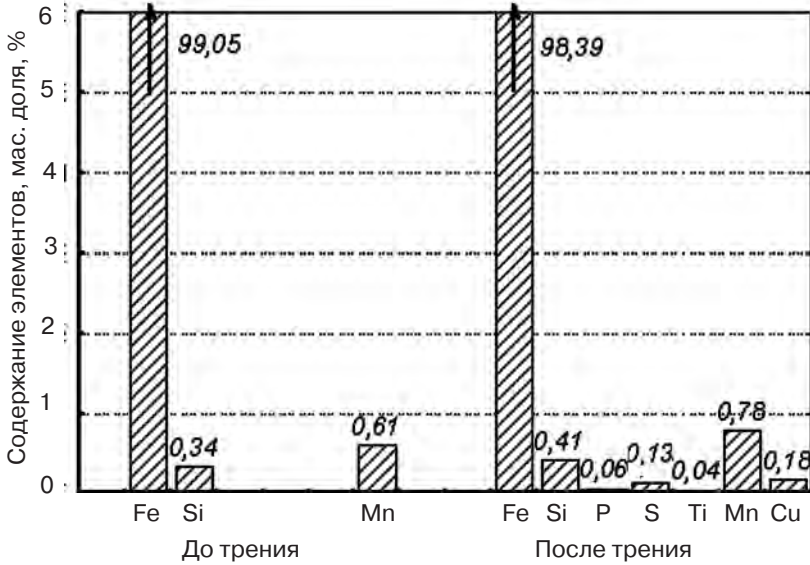
Рис. 6. Микрхимический анализ поверхностей трения при граничном трении до и после изнашивания при нагрузке 200 кг/см²: а – сплав С4СuS+Cr литой; б – контролело Ст_{5зак}

алюминием, хромом и титаном оказывает существенное влияние на структуру (состав основных фаз, микротвердость фаз и твердость сплава в целом). Это, в свою очередь, определяет интенсивность изнашивания отдельно сплава и контролела, а также суммарного износа (в зависимости от нагрузки на трущиеся поверхности).

При нагрузках 200 кг/см², когда требуется максимальная износостойкость составляющих пару трения, следует использовать сплав С4СuS+Al. При необходимости обеспечить преимущественную износостойкость антифрикционной детали узла трения во всем диапазоне нагрузок применяют сплав С4СuS+Cr. Сплав С4СuS+Ti целесообразно использовать при нагрузках менее 150 кг/см².



а



б

Рис. 7. Микрохимический анализ поверхностей трения при граничном трении до и после изнашивания при нагрузке 200 кг/см²: а – сплав С4CuS+Ti литой; б – контртело Ст5_{зак}



Список литературы

1. Дончук П. П., Марковский Е. А., Костецкий Б. И. Исследование переноса металла в процессе схватывания при сухом трении скольжения // Повышение долговечности литых материалов. – Киев: ИПЛАН УССР, 1969. – С. 118-130.
2. Процессы диффузии и массопереноса при внешнем трении сплавов С4CuS / Е. А. Марковский, И. В. Олексенко, В. П. Гаврилюк и др. // Процессы литья. – 2006. – № 3. – С. 70-74.
3. Поляков С. А., Рыбакова Л. М. Диффузионно-дислокационный механизм снижения износа при избирательном переносе // Трение и износ. – 1985. – Т. 6, № 5. – С. 908-915.

4. Рыбакова Л. М., Куксенова Л. И. Структура и износостойкость металла. – М.: Машиностроение, 1982. – 210 с.
5. Гаркунов Д. Н., Поляков А. А. Повышение износостойкости деталей конструкций самолетов. – М.: Машиностроение, 1974. – 200 с.
6. Гаврилюк В. П., Марковский Е. А., Тихонович В. И. Трибология литейных сплавов. – Киев: ФТИМС НАНУ, 2007. – 428 с.
7. Марковский Е. А., Дончук П. П. Процессы диффузии при схватывании // Литые износостойкие материалы. – Киев: ИПЛ АН УССР, 1972. – С. 32-51.
8. Марковский Е. А., Кириевский Б. А. Исследование диффузионных процессов в поверхностях трения // Проблемы трения и изнашивания. – Киев: Наук. думка, 1974. – № 6. – С. 105-112.
9. Марковский Е. А., Кириевский Б. А. Влияние легирующих элементов на стабильность состава и структуры поверхностных слоев трущихся сплавов // Там же. – Киев: Техніка, 1980. – Вып. 18. – С. 21-27.
10. Олексенко И. В., Марковский Е. А., Гаврилюк В. П., Качко Н. А. Износостойкость чугунов, легированных медью и серой // Литейное производство на рубеже столетий. – Киев: ФТИМС НАНУ, 2003. – С. 61-63.
11. Марковский Е. А., Олексенко И. В. Триботехнические свойства сплавов системы С4CuS при трении скольжения // Металл и литье Украины. – 2006. – № 6. – С. 7-11.
12. Марковский Е. А., Олексенко И. В. Влияние термоциклической обработки на структуру и износостойкость серого чугуна, легированного медью и серой // Процессы литья. – 2002. – № 2 – С. 10-15.
13. Процессы диффузии и массопереноса при внешнем трении сплавов С4+Cu+S / Е. А. Марковский, И. В. Олексенко, В. П. Гаврилюк и др. // Процессы литья. – 2006. – № 3. – С. 70-74.

Поступила 15.11.2011

УДК 621.74:669.13

И. Г. Неижко, В. П. Гаврилюк

Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины, Киев

К РАСЧЕТУ КОЭФФИЦИЕНТА КОНЦЕНТРАЦИИ НАПРЯЖЕНИЙ В УСТЬЕ ТРЕЩИН МАТЕРИАЛОВ В ХРУПКОМ СОСТОЯНИИ

Приведены результаты расчетов коэффициента концентрации напряжений на атомном уровне в устье трещин хрупкого материала. Обоснован ранее известный факт несоответствия значений напряжений в устье трещин, определяемых по известным в литературе формулам, в том числе и у торцов пластинчатого графита чугунов. Установлено, что одной из основных причин этого несоответствия является невозможность реализации в устье трещин таких высоких деформаций, значения которых определяют по ранее установленным зависимостям (формулам). Сделан вывод о необходимости проведения новых анализов силового механизма роста трещин и разрушения как в хрупком, так и упруго-пластичном состоянии с учетом полученных новых результатов.

Ключевые слова: трещина, напряжение, концентрация напряжений, прочность, хрупкость.

Наведено результати розрахунків коефіцієнту концентрації пружності на атомному рівні в гирлі тріщини хрупкого матеріалу. Обґрунтовано раніше відомий факт невідповідності значення напружень в гирлі тріщин, які визначалися по відомим в літературі формулам, в тому числі і в чавунах з пластинчатим графітом. Встановлено, що однією з головних причин цієї