

ка образования и роста интерметаллидных фаз при взаимной диффузии в сплавах/Л.Г.Ворошнин, Б.М.Хусид, Г.М.Левченко и др. — Изв. АН БССР. Сер. физ.-техн.наук, 1983, № 3, с. 20–24. 3. З м и й В.И. Некоторые особенности диффузионного насыщения металлов.— В кн.: Защитные покрытия на металлах. — Киев: Наук. думка, 1977, вып. 11, с. 14–18. 4. В о р о ш н и н Л.Г., Х у с и д Б.Н., Х и н а Б.Б. Закономерности формирования многофазных диффузионных слоев. — В кн.: Поверхностные методы упрочнения в машиностроении. — М.: МДНТП, 1983, с. 29–32.

УДК 621.785.5

Б.С. КУХАРЕВ, канд.техн.наук,  
С.Д. БАШЛАК,  
С.Е. ВАЩЕВ,  
Т.А. ОШУЙКО (БПИ)

### ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ ДИФфуЗИОННЫХ ПОКРЫТИЙ НА СТАЛИ\*

Цель настоящей работы — исследование износостойкости некоторых диффузионных покрытий на стали в условиях сухого трения скольжения при высоких нагрузках и малых скоростях.

В качестве объекта исследования были выбраны диффузионные слои, полученные на стали 45 при обработке в смесях для однофазного борирования хромованадирования и титаномарганцирования, отличающиеся повышенной износостойкостью. насыщение проводили по методикам, разработанным на кафедре МиТОМ и в Проблемной лаборатории упрочнения стальных изделий. Составы насыщающих смесей и свойства полученных покрытий представлены в табл. 1.

насыщение проводили в течение 6 ч при температурах: 950 °С — борирование, 1050 °С — хромованадирование и титаномарганцирование.

Т а б л и ц а 1. Некоторые свойства диффузионных покрытий

Состав насыщающих смесей, % по массе	Микро- твер- дость Н <sub>0,49</sub> <sup>2</sup> , МПа	Фазовый состав диффуз. слоя	Показатель хрупкости $\gamma \cdot 10^3$ усл.ед.
15 % В <sub>2</sub> О <sub>3</sub> + 11 % Al + 28 % Fe + + 44 % Al <sub>2</sub> О <sub>3</sub> + 2 % KBF <sub>4</sub>	16000	Fe <sub>2</sub> B	1,2
10 % Cr <sub>2</sub> О <sub>3</sub> + 25 % V <sub>2</sub> О <sub>5</sub> + 15 % Al + + 48 % Al <sub>2</sub> О <sub>3</sub> + 2 % NH <sub>4</sub> Cl	21000	(V, Cr)C (V, Cr)C	1,3
9 % TiO <sub>2</sub> + 26 % MnO <sub>2</sub> + 15 % Al + + 48 % Al <sub>2</sub> О <sub>3</sub> + 2 % NH <sub>4</sub> Cl	24500	TiC (Mn, Fe)C <sub>3</sub>	1,6

\* Работа выполнена под руководством д-ра техн.наук Л.Г. Ворошнина.

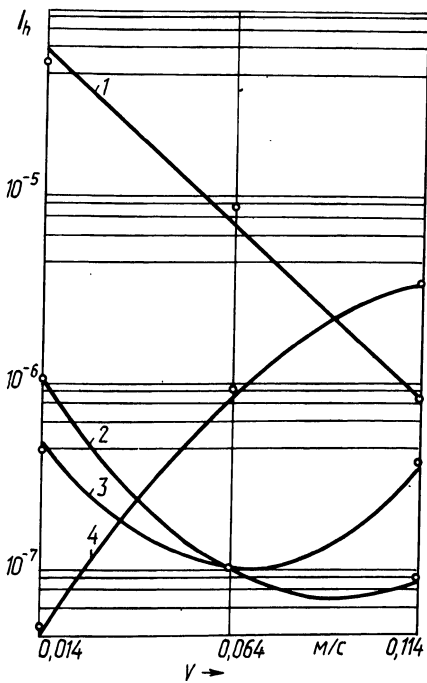


Рис. 1. Интенсивность изнашивания диффузионных покрытий  $I_h$  в зависимости от скорости скольжения  $V$ :

1 — сталь 45 без покрытия; 2 — с боридным покрытием; 3 — с хромованадиевым покрытием; 4 — с титаномарганцевым покрытием

но, с локальным повышением температуры и появлением отрицательного градиента механических свойств. Дальнейшее увеличение скорости снижает износостойкость вследствие перехода (в точках перегиба кривых 2 и 3) характера фрикционного взаимодействия от упругого отеснения к когезионному отрыву, что подтверждается анализом поверхностей трения изношенных образцов. При скорости скольжения 0,064 м/с на поверхности хромованадированных образцов появляются очаги когезионного отрыва, которые отсутствуют у боридированных образцов до скорости 0,114 м/с. Поверхности износа титаномарганцевых образцов при всех скоростях скольжения в исследуемом диапазоне свидетельствуют о когезионном характере износа. Точка перехода для этого типа покрытий лежит в области более низких скоростей скольжения.

Когезионный отрыв обусловлен хрупкостью диффузионных слоев, показатель которой возрастает в ряду  $Fe_2V \rightarrow V_2C \rightarrow TiC$  (табл. 1). В этой же последовательности увеличивается значение критической скорости, при которой наблюдается смена характера фрикционного взаимодействия.

Таким образом, проведенные исследования позволили установить зависимость интенсивности изнашивания некоторых диффузионных покрытий в условиях сухого трения скольжения от скорости скольжения при постоянной

Испытания проводили на установке торцевого трения по методике, описанной в [1]. Начальное максимальное давление во всех опытах составляло 1,5 ГПа. Скорость скольжения варьировали по трем уровням: 0,014; 0,064; 0,114 м/с. Износостойкость покрытий оценивали по интенсивности изнашивания  $I_h$ ; определяемой отношением линейного износа к пути трения. В качестве эталона использовали образцы из стали 45 с поверхностной микротвердостью 7000–7500 МПа.

Анализ полученных результатов (рис. 1) показывает, что в изученном интервале скоростей скольжения наблюдается смена механизма нарушения фрикционных связей.

При низких скоростях скольжения основным видом фрикционной связи является упругое отеснение материала покрытия выступами контртела. Изнашивание происходит в результате фрикционной усталости, а износостойкость пропорциональна поверхностной твердости покрытий.

При увеличении скорости скольжения имеет место некоторое повышение износостойкости боридного и хромованадиевого покрытий, связанное, очевидно,

высокой нагрузке, а также определить скоростные интервалы эффективного использования стальных изделий с боридными и карбидными покрытиями.

## ЛИТЕРАТУРА

1. Тамелю С.А. Исследование и интенсификация твердофазного борирования стали: Автореф. дис. ... канд.техн.наук. — Минск, 1983. — 16 с.

УДК 669.018:66.094.3

Г.М. ЛЕВЧЕНКО, канд.техн.наук,  
А.В. ЛОМАКО,  
О.В. КАЛУЖСКИХ,  
А.Р. РАДНАЕВ (БПИ)

### ЖАРОСТОЙКОСТЬ И ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ТУГОПЛАВКИХ СОЕДИНЕНИЙ И КОМПОЗИЦИЙ НА ИХ ОСНОВЕ

Для работы в условиях высоких температур, вакуума и различных агрессивных средах особое значение приобретают тугоплавкие соединения переходных металлов IV–VI групп с кремнием, бором, углеродом и азотом. Среди этих соединений важную роль играют тугоплавкие силициды и бориды.

Анализ окисления компактных силицидов металлов IV, V и VI групп в области температур 500–1600 °С показал, что термодинамическая вероятность формирования оксидов соответствующего металла и свободного кремния падает от силицидов металлов IV группы к силицидам металлов VI группы. И наоборот, термодинамическая вероятность образования кремнезема и низшего силицида увеличивается. При окислении  $TiSi_2$  наиболее вероятно образование низшего силицида и кремнезема. Этим обусловлено то, что наиболее стойкими против окисления являются силициды VI группы и  $TiSi_2$  [1].

При окислении силицидов V группы, за исключением  $VSi_2$ , термодинамически равновероятно прохождение реакций с образованием  $Me_5Si_3 + SiO_2$ , а также кремнезема и оксида соответствующего металла. Из-за относительно большого соотношения атомных объемов металлов V группы образуется рыхлая окалина из смеси оксидов металлов и кремнезема, что обуславливает низкую стойкость против окисления. При окислении  $VSi_2$  термодинамически предпочтительнее образование кремнезема и низших оксидов ванадия, что определяет его высокую стойкость.

Таким образом, процесс взаимодействия дисилицидов металлов IV–VI групп с кислородом не сопровождается растворением его, а протекает по более простому механизму, включающему разрыв связи Me–Si и образование оксида соответствующего металла и кремния (IV группа) или разрыв связи S–Si и образование низшего силицида соответствующего металла и кремнезема (IV–VI группы):

