

Так как  $C_1 - C_1^\Gamma = C_1 - C_1^a - X(C_1^b - C_1^a)$ ;  $C_2 - C_2^\Gamma = C_2 - C_2^a - X(C_2^b - C_2^a)$ , то соотношение (5) с учетом (3) приводит к квадратному уравнению относительно значения  $X$ :

$$\begin{aligned} X^2 (\gamma_b - \gamma_a) [\tilde{D}_{11} (C_1^b - C_1^a) + \tilde{D}_{12} (C_2^b - C_2^a)] + X \{ \gamma_a [\tilde{D}_{11} (C_1^b - C_1^a) + \\ + \tilde{D}_{12} (C_2^b - C_2^a)] + (\gamma_a - \gamma_b) [\tilde{D}_{11} (C_1 - C_1^a) + \tilde{D}_{12} (C_2 - C_2^a)] - \\ - [\tilde{D}_{21} (C_1^b - C_1^a) + \tilde{D}_{22} (C_2^b - C_2^a)] \} + \\ + \tilde{D}_{21} (C_1 - C_1^a) + \tilde{D}_{22} (C_2 - C_2^a) - \gamma_a [\tilde{D}_{11} (C_1 - C_1^a) + \\ + \tilde{D}_{12} (C_2 - C_2^a)] \} = 0. \end{aligned}$$

Физический смысл имеют значения в интервале  $0 \leq X \leq 1$ , когда точка А находится между точками а и b. Полученное уравнение позволяет рассчитывать состав карбида, растущего в сплаве, исходя из состава твердого раствора. В отличие от методики [1] расчеты можно выполнять для любого типа карбидов.

Численные расчеты диффузионного насыщения проведены для сплава Fe-Cr-C в случае роста или растворения карбидов  $(Fe, Cr)_3C$  и  $(Fe, Cr)_7C_3$ . В качестве примера на рис. 2 показано распределение углерода и хрома при науглероживании при  $800^\circ C$  сплава  $C_c = 2,93$  ат. %,  $C_{Cr} = 1,3$  ат. %.

Разработанная программа для ЭВМ применима при проведении численных расчетов распределения углерода вдоль диффузионной зоны при цементации высоколегированных сталей. Ее можно использовать и в случае, когда в слое имеются различные типы карбидов.

#### ЛИТЕРАТУРА

1. Ворошнин Л.Г., Блох Е.М. Диффузионные процессы в двухфазной области при цементации легированных сталей. — В кн.: *Металлургия*. Минск: Выш. шк., 1983, вып. 17, с. 123–126.
2. Любов Б.Я. Диффузионные процессы в неоднородных твердых средах. — М.: Наука, 1981. — 296 с.

УДК 621.785.5

Б.М. ХУСИД, канд. физ.-мат. наук,  
Б.Б. ХИНА,  
Ю.Г. БОРИСОВ (БПИ)

#### ИССЛЕДОВАНИЕ НАСЫЩАЮЩЕЙ СПОСОБНОСТИ СРЕД ДЛЯ ДИФФУЗИОННОЙ МЕТАЛЛИЗАЦИИ\*

Многочисленные факторы, влияющие на формирование многофазного диффузионного слоя при химико-термической обработке (ХТО) [1], можно условно разделить на "внешние", характеризующие химические реакции и

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

массоперенос во внешней среде, и "внутренние" – скорости диффузионного массопереноса и фазовых превращений в насыщаемом сплаве. Как показано с помощью моделирования на ЭВМ [2], среди "внутренних" факторов определяющую роль играет соотношение между скоростью диффузии и скоростями процессов на межфазных границах.

Влияние процессов в насыщающей среде на формирование фаз в диффузионном слое определяют с помощью граничных условий третьего рода. Для  $i$ -й фазы на поверхности детали

$$I_i|_{x=0} = v_i (\mu^{\text{CP}} - \mu_i|_{x=0}), \quad (1)$$

где  $v_i$  – коэффициент массопередачи;  $\mu^{\text{CP}}$  и  $\mu_i|_{x=0}$  – соответственно химический потенциал насыщающего элемента в среде и в сплаве,  $\mu^{\text{CP}} = \mu_0^{\text{CP}} + kT \ln(\gamma_i c)$ . Здесь  $\gamma_i$  – коэффициент термодинамической активности;  $c$  – содержание элемента;  $I_i|_{x=0}$  – поток атомов насыщающего элемента через внешнюю поверхность. При образовании новой фазы на поверхности насыщаемого изделия  $v_i$  и  $I_i|_{x=0}$  изменяются скачкообразно.

Значение  $\mu^{\text{CP}}$ , входящее в выражение (1), влияет на последовательность формирования фаз в диффузионном слое [1].

При высокой насыщающей способности внешней среды последовательность формирования фаз не соответствует изотермическому сечению диаграммы состояния [1], что наблюдается при силицировании тугоплавких металлов, алитировании железа и никеля. При этом вначале возникает фаза с высшим ( $\text{WSi}_2$ ,  $\text{MoSi}_2$ ) [3] или промежуточным ( $\text{Fe}_2\text{Al}_5$ ,  $\text{Ni}_2\text{Al}_3$ ) содержанием насыщающего элемента при отсутствии низших интерметаллидов. Остальные фазы появляются с увеличением длительности процесса ХТО или при последующем отжиге. Такая ситуация рассмотрена с теоретических позиций в работах [2,4].

При низкой насыщающей способности среды в диффузионном слое фазы формируются в последовательности, определяемой диаграммой состояния. Подобная ситуация изучена в теории "атомной" диффузии.

Насыщающую способность газовых сред для цементации или азотирования определяют углеродным или азотным потенциалом атмосферы. Однако для процессов диффузионной металлизации, когда формируются сплошные слои интерметаллидных соединений, подобные параметры не исследованы.

Насыщающую способность или "активность" среды можно охарактеризовать предельно достижимой по содержанию насыщающего элемента интерметаллической фазой, которой соответствует термодинамическое равновесие на границе раздела изделие–среда.

Для ликвидации влияния диффузионного потока в глубь изделия на установление термодинамического равновесия было предложено [4] использовать для определения предельно достижимой фазы метод фольг, который применяется для получения численных данных при расчетах процессов газовой цементации и азотирования. При достаточно малой толщине фольги между средой и насыщаемым сплавом быстро установится термодинамическое равновесие, и фольга будет иметь однофазную структуру. При  $h^2/D \ll h/v_i$  из результатов эксперимента можно определить коэффициент массопередачи.

Насыщающую способность порошковых смесей исследовали с помощью

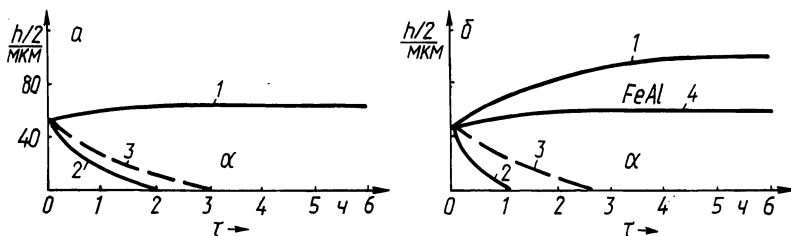


Рис. 1. Кинетика формирования диффузионного слоя на фольге из стали 08кп при алитировании ( $1000^{\circ}\text{C}$ ) из смесей состава: а – 100 %  $\text{Fe}_3\text{Al} + 2\% \text{NH}_4\text{Cl}$ ; б – 100 %  $\text{FeAl} + 2\% \text{NH}_4\text{Cl}$ : 1 – полная толщина фольги; 2 – смещение границы  $\alpha$ -подложка; 3 – смещение границы бывшего превращения  $\gamma \rightarrow \alpha$ ; 4 – смещение границы  $\alpha$ -FeAl

фольги из стали 08кп толщиной 80 мкм на примере системы Fe–Al. В качестве источников атомов Al использовали одну из фаз: FeAl,  $\text{Fe}_3\text{Al}$ ,  $\alpha$ -твердый раствор, содержащих соответственно 52, 25 и 14 ат. % Al. Соединения получали методом самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС). Во всех смесях в качестве активатора использовали  $\text{NH}_4\text{Cl}$  в количестве 2 % по массе, в качестве инертной добавки –  $\text{Al}_2\text{O}_3$ . Насыщение проводили в контейнерах с плавкими затворами при  $1000^{\circ}\text{C}$ . Тигли помещали в печь при  $600^{\circ}\text{C}$ , время выдержки отсчитывали с момента достижения температуры в печи  $1000^{\circ}\text{C}$  при скорости нагрева в указанном температурном интервале 0,33 К/с.

При алитировании наблюдали сквозное насыщение и увеличение толщины фольги за счет роста на ее поверхности слоя осаждаемых фаз: фазы FeAl для смесей типа FeAl;  $\alpha$ -фазы для смесей  $\text{Fe}_3\text{Al}$ ,  $\alpha$  (рис. 1).

Для смеси типа FeAl длительность насыщения (10 ч) оказалась недостаточной для получения однофазной структуры и слой состоял из FeAl снаружи и  $\alpha$  внутри, причем максимальная толщина фольги и слоя FeAl была при насыщении в смеси со 100 % FeAl, а наиболее интенсивный рост слоя  $\alpha$ -фазы наблюдали в смеси с 50 %  $\text{Al}_2\text{O}_3$ .

При насыщении из смесей типа FeAl и  $\alpha$  получали однофазную структуру фольги ( $\alpha$ -фаза). Установили, что уменьшение содержания  $\text{Al}_2\text{O}_3$  сокращает время, необходимое для равномерного распределения Al по толщине фольги. Таким образом, максимальной "активностью" среди исследованных смесей обладает смесь состава: 100 % FeAl + 2 %  $\text{NH}_4\text{Cl}$ .

Результаты эксперимента подтвердили принципиальную возможность применения метода фольг при исследовании насыщающей способности порошковых сред для диффузионной металлизации. Полученные данные были использованы при численных расчетах роста фазы FeAl, обладающей наряду с высокой жаростойкостью удовлетворительной пластичностью, по математической модели [2,4].

#### ЛИТЕРАТУРА

1. Д у б и н и н Г.Н. О механизме формирования диффузионного слоя. – В кн.: Защитные покрытия на металлах. Киев: Наук. думка, 1976, вып. 10, с. 12–17.
2. Кинети-

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>Г</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.