

цесс насыщения в порошковых смесях на основе карбида бора; 2) добавление алюмоникелевого катализатора в сочетании с применением защитной атмосферы (азота) приводит к значительной интенсификации процесса борирования в исследованной смеси; 3) применение защитной атмосферы повышает технологичность процесса борирования и улучшает условия труда.

УДК 621.785.5

Н.И.ПИРИЖНЯК (БПИ)

ВЫБОР ОПТИМАЛЬНЫХ ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКИХ ВОССТАНОВИТЕЛЕЙ ДЛЯ ОДНОФАЗНОГО БОРИРОВАНИЯ

Бесперебойная работа и эффективность использования машин и механизмов, инструмента и технологической оснастки зависят от их долговечности и износостойкости. В ряде случаев детали машин должны обладать комплексом рабочих свойств, получение которых путем объемного легирования сталей невозможно или экономически нецелесообразно. В таких случаях на поверхность изделий наносят диффузионные покрытия.

Однофазные диффузионные слои возникают в результате работы короткозамкнутых гальванических элементов: деталь (катод) — расплавленный электрод — восстановитель (анод). Причем, если оценивать электрохимические восстановители по стационарному электродному потенциалу, то приемлемыми будут те, которые имеют больший положительный потенциал, чем фазы Fe_2B , и больший отрицательный потенциал, чем формируемые фазы Fe_2B . К ним относятся широко используемые силикомарганец и карбид кремния (CMn_{17} , SiC).

Задача исследования заключалась в выборе оптимальных электрохимических восстановителей, способствующих интенсификации процесса безэлектролизного жидкостного насыщения, уменьшению микрохрупкости и повышению износостойкости однофазных боридных покрытий.

Были предложены добавки к указанным восстановителям активных веществ: алюминия, силикокальция (CK_{25}), карбида бора (B_4C). При этом суммарный электродный потенциал смещался в сторону большей электроотрицательности относительно фазы Fe_2B , но одновременно был больше электроположительного потенциала FeB . Электрохимические восстановители: $CMn_{17} + CK_{25}$, $CMn_{17} + Al$, $CMn_{17} + B_4C$, $SiC + CK_{25}$, $SiC + Al$, $SiC + B_4C$ отвечают предъявляемым требованиям.

В процессе насыщения на поверхности изделий формировались однофазные боридные слои, что подтвердили металлографический и рентгеноструктурный анализы. Микрохрупкость однофазных боридных слоев уменьшилась в 2 раза по сравнению с однофазным слоем из широко используемого состава с силикомарганцем, и в 3 раза — с карбидом кремния. Как показал спектральный анализ, это связано с дополнительным легированием боридного слоя марганцем и кремнием. Износостойкость однофазных боридных слоев при трении скольжения без смазочного материала увеличилась в 2,2 раза, что связано с

большей их пластичностью и меньшей чувствительностью к возникающим напряжениям.

Скорость роста объема фазы Fe_2B определяется главным образом диффузионным потоком бора через эту фазу. В литературе показано, что размеры игольчатой ($x_2(t)$) и сплошной части ($x_1(t)$) слоя растут по закону [1]:

$$x_1(t) = P_0 \sqrt{(D_{V_1} + D_{S_1}) \frac{2\Delta_1}{R}} \frac{C_0 - C_{\min}}{C_{\min}} t; \quad (1)$$

$$x_2(t) = (1 + K) x_1(t), \quad (2)$$

где D_V, D_S – коэффициенты соответственно объемной и поверхностной диффузии; Δ – толщина поверхностной области; R – радиус иглы; $\epsilon = \frac{(C_0 - C_{\min})}{C_{\min}}$ –

относительный перепад концентрации бора вдоль слоя; C_{\min} – концентрация бора нижнего предела области гомогенности Fe_2B , $\epsilon \ll 1$; K – соотношение игольчатой и сплошной части. Связь между коэффициентами P и K определяется выражением:

$$\frac{1}{P_0^2} = \frac{K+3}{6} + \frac{K^2}{a} \left\{ \frac{1+K}{2K} \left[1 - \frac{b}{a} \ln\left(1 + \frac{a}{b}\right) \right] + \frac{2b}{3a} - \frac{1}{6} \left[\left(1 + \frac{b}{a}\right)^2 - \left(\frac{b}{a}\right)^2 \right] - \frac{1}{3} \left(\frac{b}{a}\right)^2 \ln\left(1 + \frac{a}{b}\right) \right\}, \quad (3)$$

где $a = \frac{D_{V_2}}{D_{V_1} + D_{S_2} \frac{2\Delta_1}{R}}$; $b = \frac{D_{S_2} \frac{2\Delta_2}{R}}{D_{V_1} + D_{S_2} \frac{2\Delta_1}{R}}$.

С увеличением игольчатости слоя (K) параметр P уменьшается. По опытным данным кинетики скорости роста игольчатой и сплошной части слоя найдено значение K . Из формулы (1) можно определить эффективный коэффициент массопереноса. Чтобы найти $(D_V + D_S \frac{2\Delta}{R}) \epsilon$, необходимо знать параметр P . Так как точные значения a и b неизвестны, расчеты выполнены для трех предельных случаев: только объемная диффузия ($b = 0$; $a = 1$); только поверхностная ($a = 0$; $b = 1$); равный вклад объемной и поверхностной диффузии ($a = b = 1/2$).

Значит, с увеличением температуры насыщения возрастает эффективный коэффициент массопереноса, уменьшается интервал времени, необходимый для независимого роста зародышей фазы Fe_2B .

С увеличением отрицательного суммарного стационарного электродного потенциала восстановителя увеличиваются эффективный коэффициент диффузии, игольчатость однофазных боридных покрытий и абразивное изнашивание; уменьшаются микрохрупкость и изнашивание при трении скольжения без смазочного материала.

ЛИТЕРАТУРА

1. Ворошнин Л.Г., Хусид Б.М. Диффузионный массоперенос в многокомпонентных системах.—Мн.: Наука и техника, 1979. — 256 с.

УДК 669.141.25

Е.И.БЕЛЬСКИЙ, д-р техн.наук,
Н.Ф.НЕВАР, М.В.СИТКЕВИЧ,
канд.техн.наук (БПИ)

РАЗРАБОТКА И ИССЛЕДОВАНИЕ ВЫСОКОБОРИСТЫХ ЛИТЫХ СПЛАВОВ

Анализ процессов, протекающих в смесях, включающих карбид бора и железосодержащий порошок, показал, что при высокотемпературной выдержке в них образуются высокотвердые фазы FeB, Fe₂B. Термодинамические расчеты и экспериментальные данные свидетельствуют о том, что взаимодействие указанных исходных компонентов происходит и в расплаве. В результате появляется возможность получения железобористых сплавов со структурой, состоящей из твердого раствора внедрения бора в α -железо, боридов (FeB и Fe₂B) и цементита Fe₃C.

Экспериментальные сплавы выплавляли в графитовой печи электросопротивления типа Таммана. Расплав низкоуглеродистой стали раскисляли марганцем и кремнием, после чего в него вводили карбид бора.

Металлографический анализ показал, что в зависимости от содержания бора морфология структуры сплава претерпевает значительные изменения. Так, при введении 1–2 % В структура состоит из зерен феррита, по границам которых отдельными локальными участками располагается боридная эвтектика. Дальнейшее повышение содержания бора в сплаве (до 3 %) приводит к увеличению участков боридной эвтектики и смыканию их между собой. При этом наблюдается характерная для литого материала дендритная структура.

Рентгеноструктурный анализ сплавов указывает на наличие в их составе, кроме боридов и α -фазы, также цементита, образованного вследствие отщеснения углерода из зон, занимаемых боридной эвтектикой, и роста его концентрации в твердой фазе.

Дальнейшее увеличение содержания бора в сплаве (3,5–4 %) приводит к образованию структуры эвтектического строения, состоящей из бороцементитной и α -фаз, а также боридов. При содержаниях бора в сплаве выше 4 % формируется структура заэвтектического характера, в которой присутствуют первичные кристаллы фазы Fe₂B.

Данные дюрOMETрического анализа показывают, что с увеличением содержания бора твердость сплава растет (рис. 1). Так, в сплаве с 1–2 % В твердость полученного материала находится на уровне 30 НРС₃. Увеличение содержания бора в сплаве (3–5 %) позволяет повысить твердость до 40–55 НРС₃.

Испытания на ударную вязкость проводили на маятниковом копре с использованием стандартных образцов без надреза. Ударная вязкость понижает-