

# Evaluación de la movilidad del boro en aceros al carbono y herramienta en el proceso de borurización en pasta

Iván Campos S.<sup>1</sup>  
Rodrigo Torres C.<sup>2</sup>  
Giselle Ramírez S.<sup>1</sup>  
José Martínez T.<sup>1</sup>  
María-Elena Sánchez V.<sup>3</sup>

<sup>1</sup>Instituto Politécnico Nacional SEPI-ESIME. U.P. Adolfo López Mateos, Zacatenco. México DF, 07738. México.

<sup>2</sup>Instituto de Investigaciones en Materiales. UNAM. Circuito Exterior S/N Ciudad Universitaria. México DF, 04510.

<sup>3</sup>Tecnológico de Monterrey, Campus Ciudad de México. Departamento de Ingeniería Mecánica. Calle del Puente 222 Col. Ejidos de Huipulco. México DF, 14380. MÉXICO.

email: icampos@ipn.mx

Recibido el 25 de mayo de 2005; aceptado el 12 de noviembre de 2005.

## 1. Resumen

En el presente estudio se evalúa la cinética de difusión del boro en el acero AISI 1045 y en el acero AISI M2 durante el proceso de borurización en pasta. Esta técnica de endurecimiento superficial produce en el material la formación de dos fases características, FeB y Fe<sub>2</sub>B, y una zona de difusión en la interfase capa/sustrato. El tratamiento termoquímico se realizó a las temperaturas de 1193, 1223 y 1273 K con tiempos de 2 y 6 h para el acero 1045, y de 1223, 1253 y 1273 K con los mismos tiempos de tratamiento para el acero M2 modificando los potenciales de boro que rodean la superficie de los sustratos. Empleando la ecuación de balance de masa y considerando un perfil de concentración lineal en las interfases de crecimiento, se determinó la movilidad del boro en la superficie de ambos aceros, donde la influencia del potencial de boro, tiempo y temperatura del tratamiento es visible en la cinética de crecimiento de las fases presentes.

**Palabras clave:** difusión, borurización, cinética de crecimiento, boruros de hierro.

## 2. Abstract (Evaluation of Boron Mobility on Carbon and Tool Steels in the Paste Boriding Process)

In this study, the growth kinetics of boron on AISI 1045 and AISI M2 by paste boriding process was carried out. This superficial hardening technique produces the formation of two phases, FeB and Fe<sub>2</sub>B; with a diffusion zone at the interphase of iron boride layer/substrate. Thermochemical treatment for AISI 1045 was made at temperatures of 1193, 1223 and 1273 K with exposure times of 2 and 6 h; the parameters for AISI M2 were 1223, 1253 and 1273 K with the same exposure times. Different thicknesses of boron paste were applied at the substrate surface. The boron mobility in the surface of both materials is described by the mass balance equation assuming a linear concentration profile between growth interphases. The influence of the boron potential, exposure time and temperature treatment is visible in the growth kinetics of the present phases.

**Key words:** diffusion, boriding, growth kinetics, boride layers.

## Nomenclatura

$x$	Variable espacial, profundidad a partir de la superficie.
$t$	Variable de tiempo.
$c(x,t)$	Función de concentración en función de las variables $x$ y $t$ .
$D$	Coefficiente de difusión del soluto en el sustrato.
$c_1(x,t)$	Función de concentración de boro entre la superficie y la primera interfase.
$c_2(x,t)$	Función de concentración de boro entre la primera y segunda interfase.
$c_3(x,t)$	Función de concentración de boro en la zona de difusión.
$D_{FeB}$	Coefficiente de difusión del boro en la fase FeB.
$D_{Fe_2B}$	Coefficiente de difusión del boro en la fase Fe <sub>2</sub> B.
$D_{ZD}$	Coefficiente de difusión del boro en la zona de difusión.
$C_s$	Concentración en la superficie.
$C_{FeB}$	Concentración en la interfase FeB.
$C_{Fe_2B}$	Concentración en la interfase Fe <sub>2</sub> B.

$C_{zd}$	Concentración en la zona de difusión.
$u$	Función de crecimiento parabólico de la interfase FeB.
$v$	Función de crecimiento parabólico de la interfase $Fe_2B$ .
$w$	Función de crecimiento parabólico en la zona de difusión.
$k_1$	Constante de crecimiento parabólico de la interfase FeB.
$k_2$	Constante de crecimiento parabólico de la interfase $Fe_2B$ .
$k_3$	Constante de crecimiento parabólico en la zona de difusión.
$R$	Constante universal de los gases, equivalente a 8.314 J/mol K
$Q$	Energía de activación del sistema, equivalente a J/mol.
$D_o$	Factor preexponencial en $m^2/s$ .

### 3. Introducción

La borurización es un importante tratamiento termoquímico aplicado para mejorar la dureza en la superficie y la resistencia a la abrasión en componentes ferrosos y no ferrosos [1]. En el proceso de borurización, átomos de boro se difunden en la superficie del sustrato formando boruros de hierro con el material base. La borurización puede llevarse a cabo en medios sólidos, líquidos o gaseosos [2]. Dentro del proceso realizado en medios sólidos, la borurización en pasta es un método alternativo de preparación de las muestras cuando se requiere reducir el trabajo manual utilizado, por ejemplo, en la borurización en polvo,<sup>1</sup> además su ventaja radica en altos volúmenes de trabajo y en tratamientos selectivos [1,2,3]. La pasta consiste de  $B_4C$  (aproximadamente 76% en peso de boro) y un activador principal, criolita [4], donde es posible el control del potencial químico de boro modificando el espesor de pasta del mismo que recubre la pieza. Otro factor importante en el control del potencial de boro es la preparación de la pasta que está basado en la relación agua/polvo utilizado. Si se incrementa la relación agua/polvo, el potencial de boro se reduce drásticamente debido a la porosidad que se produce en la pasta. Por otro lado, la utilización de una atmósfera inerte es necesaria para realizar el proceso de difusión, estableciendo una combinación de nitrógeno e hidrógeno en una relación de 90:10 ó 95:5, sin embargo, la utilización de argón puro es otra alternativa en el proceso [3-5].

Dependiendo de los diferentes parámetros experimentales como el espesor de pasta de boro, de la composición química del sustrato, de la temperatura y la duración del tratamiento, dos fases pueden ser identificadas en la capa formada: la fase

<sup>1</sup> La borurización en polvo consiste, primordialmente, en introducir una pieza dentro de un recipiente que contenga sales de carburo de boro y activadores tales como  $NH_4Cl$  o fluoruro de bario. Las temperaturas de tratamiento oscilan entre 1073 a 1273 K con tiempos de proceso de 2 a 16 h. El proceso es semejante al tratamiento termoquímico de carburización sólida.

más externa o superficial, FeB (estructura cristalina ortorrómbica), con un contenido en peso de boro aproximadamente del 16%, y una fase interna,  $Fe_2B$ , con una estructura cristalina tetragonal y un porcentaje en peso de boro aproximadamente del 9% [1-5]. Por debajo de las capas formadas se presenta una zona de difusión debido a la precipitación masiva de boruros de hierro tipo  $Fe_2B$ , sin coalescerse y dispersos, formando una interfase de coloración oscura con el núcleo del material.

Asimismo, la morfología típica de las capas es aserrada, que depende primordialmente de la cantidad de elementos aleantes que contenga el sustrato; generalmente los aceros de baja y media aleación presentan capas muy aserradas, en comparación con los aceros de alta aleación, cuyos frentes de crecimiento tienden a ser planos [6,7].

El estudio de la cinética de crecimiento de los boruros de hierro ha sido de particular interés durante los últimos 20 años [7-10]. Conociendo los parámetros cinéticos del proceso es posible la automatización y optimización del proceso de borurización. En el presente estudio se determinan los coeficientes de difusión del boro en las fases de boruros de hierro formadas para los aceros AISI 1045 y AISI M2. El análisis utiliza las ecuaciones de balance de masa en las interfases presentes durante el tratamiento, y la solución de las ecuaciones fenomenológicas de Fick.

## 4. Desarrollo

### 4.1 Modelo matemático

El modelo matemático analiza el caso donde el solvente A es saturado con un soluto B. El potencial químico de B en la atmósfera circundante es tal que una o más fases se forman en la superficie del sustrato. Las fases corresponden a ciertos componentes de A y B (fases FeB,  $Fe_2B$  y zona de difusión), donde las interfases de crecimiento son ricas en boro. El perfil de concentraciones para el crecimiento de dos o más fases es lineal (figura 1), y se asume que las concentraciones de boro en las interfases son constantes, así como en la superficie del sustrato. En todo momento del proceso de borurización se alcanzan las condiciones de equilibrio termodinámico, donde los perfiles de concentración para dos fases quedan en:

$$0 \leq x \leq u$$

$$C_1(x, t) = \frac{C_{Fe_2B} - C_s}{u} x + C_s \quad (1)$$

$$0 \leq x \leq v$$

$$C_2(x,t) = \frac{C_{ZD} - C_{Fe_2B}}{u - v} (x - v) + C_{ZD} \quad (2)$$

Considerando que después de un cierto periodo, el sustrato es saturado con boro, entonces en las interfaces entre la superficie/ $Fe_2B$  y  $Fe_2B$  /zona de difusión, los balances de masa del boro para el crecimiento de la capa  $Fe_2B$  y zona de difusión son representados como:

$$(C_s - C_{Fe_2B}) \frac{du}{dt} = D_{Fe_2B} \frac{dC_1}{dx} - D_{ZD} \frac{dC_2}{dx} \quad (3)$$

$$(C_{ZD} - C_{Fe_2B}) \frac{dv}{dt} = D_{ZD} \frac{dC_2}{dx} \quad (4)$$

donde:

$$u = k_1 \sqrt{t} \quad (5)$$

$$v = k_2 \sqrt{t} \quad (6)$$

obedecen la ley de crecimiento parabólico.

Combinando las ecuaciones de balance de masa (3) y (4) con las ecuaciones (5) y (6), se establecen dos ecuaciones simultáneas expresadas como:

$$\frac{1}{2} k_1 (C_s - C_{Fe_2B}) = \frac{D_{ZD} (C_{ZD} - C_{Fe_2B})}{k_2 - k_1} - \frac{D_{Fe_2B} (C_{Fe_2B} - C_s)}{k_1} \quad (7)$$

$$\frac{1}{2} k_2 (C_{ZD} - C_{Fe_2B}) = - \frac{D_{ZD} (C_{ZD} - C_{Fe_2B})}{k_2 - k_1} \quad (8)$$

Los valores del coeficiente de difusión del boro en las fases  $Fe_2B$  y zona de difusión se obtienen conociendo las constantes de crecimiento parabólico que se generan de los resultados experimentales del proceso y de los valores de concentración tomados de [11].

En forma análoga, los perfiles de concentración para el crecimiento de tres fases se definen como:

$$C_1(x,t) = \frac{(C_{FeB} - C_s)}{u} x + C_s \quad (9)$$

$$C_2(x,t) = \frac{(C_{Fe_2B} - C_{FeB})}{v - u} (x - u) + C_{FeB} \quad (10)$$

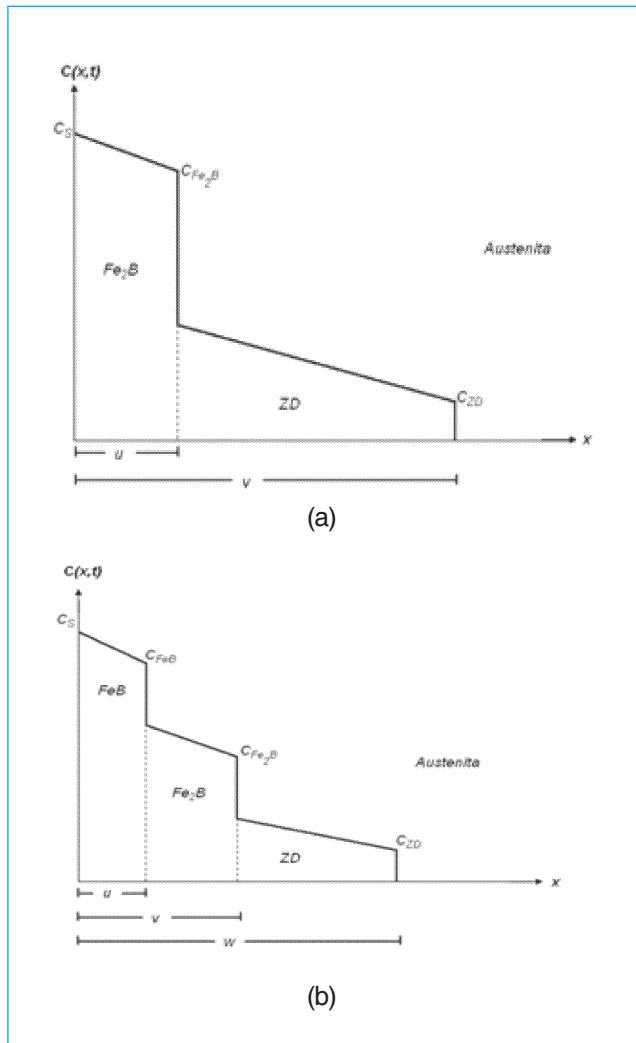


Fig. 1. Perfil de concentración lineal de boro para (a) dos fases y (b) tres fases.

$$C_3(x,t) = \frac{(C_{ZD} - C_{Fe_2B})}{w - v} (x - v) + C_{Fe_2B} \quad (11)$$

Donde las ecuaciones de balance de masa en las interfaces superficie/ $FeB$   $FeB/Fe_2B$  y  $Fe_2B$ /zona de difusión resultan en:

$$(-C_s + C_{FeB}) \frac{du}{dt} = D_{FeB} \frac{dC_1}{dx} - D_{Fe_2B} \frac{dC_2}{dx} \quad (12)$$

$$(-C_{FeB} + C_{Fe_2B}) \frac{dv}{dt} = D_{Fe_2B} \frac{dC_2}{dx} - D_{ZD} \frac{dC_3}{dx} \quad (13)$$

$$(-C_{ZD} + C_{Fe_2B}) \frac{dw}{dt} = D_{ZD} \frac{dC_2}{dx} \quad (14)$$

Estableciendo que el crecimiento de las interfaces cumple la ley de crecimiento parabólico y tomando las funciones de concentración (9), (10) y (11), se obtienen las siguientes ecuaciones simultáneas:

$$\frac{1}{2}(C_{FeB} - C_s)k_1 = D_{FeB} \frac{(C_{FeB} - C_s)}{k_1} - D_{Fe_2B} \frac{(C_{Fe_2B} - C_{FeB})}{k_2 - k_1} \quad (15)$$

$$\frac{1}{2}(C_{Fe_2B} - C_{FeB})k_2 = D_{Fe_2B} \frac{(C_{Fe_2B} - C_{FeB})}{k_2 - k_1} - D_{ZD} \frac{(C_{ZD} - C_{Fe_2B})}{k_3 - k_2} \quad (16)$$

$$\frac{1}{2}(C_{ZD} - C_{Fe_2B})k_3 = D_{ZD} \frac{(C_{ZD} - C_{Fe_2B})}{k_3 - k_2} \quad (17)$$

La solución de estas ecuaciones se realiza bajo el método de Newton-Raphson, para la obtención de la movilidad del boro en las fases presentes.

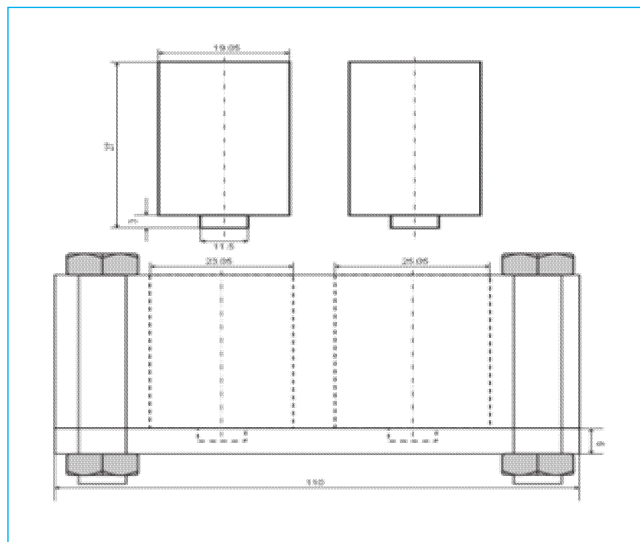


Fig. 2. Esquema de la colocación de las muestras de acero en moldes de acrílico para su impregnación con la pasta de boro. Escala en mm.

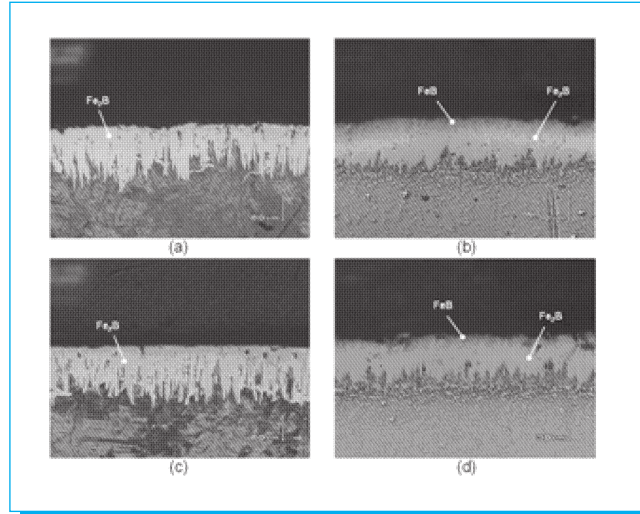


Fig. 3. Sección transversal de muestras borurizadas de aceros AISI 1045 y M2 con temperaturas y tiempos de tratamiento de 1273 K y 6 h, potencial de boro de 3 mm en (a) y (b), potencial de boro de 4 mm en (c) y (d).

#### 4.2 Desarrollo experimental

Muestras cilíndricas de aceros AISI 1045 y M2 (aceros empleados industrialmente para operaciones sujetas a desgaste y abrasión) cuyas composiciones químicas son: 0.43-0.50% C, 0.6-0.9% Mn, 0.040% P, 0.050% S, y 1% C, 6,0% W, 5,0% Mo, 4,0% Cr, 2,0% V, respectivamente, fueron cortadas y maquinadas para realizar posteriormente un tratamiento de recristalización a la temperatura de 923 K durante 1 h. Finalizado al tratamiento, las muestras fueron pulidas con el fin de eliminar cualquier aspereza y así impregnar la pasta de boro sobre la superficie del material. Las probetas fueron colocadas en moldes de acrílico, utilizando para los dos aceros espesores de pasta de boro de 3, 4 y 5 mm. La figura 2 muestra el esquema del molde empleado para la impregnación de la pasta de boro en la superficie de los aceros. Fue necesario el secado de las muestras dentro de una mufla convencional a la temperatura de 373 K para eliminar cualquier residuo de agua y realizar en forma efectiva el proceso de difusión. Las temperaturas de tratamiento fueron de 1193, 1223 y 1273 K para el acero AISI 1045, y de 1223, 1253 y 1273 K para el acero AISI M2. Las temperaturas de trabajo se seleccionaron dentro del rango de operación del proceso de borurización que va de 1073 K a 1273 K. En ambos aceros, el tiempo de tratamiento fue equivalente, con tiempos de 2 y 6 h para los potenciales de boro y temperaturas de trabajo utilizados. Culminado el tratamiento termoquímico, las muestras fueron seccionadas en forma transversal con ayuda de la máquina de electroerosión *Roboform A*, y preparadas

metalográficamente para la observación de las capas y zona de difusión en campo claro empleando microscopía óptica y el analizador de imágenes MSQ PLUS. Los valores de los espesores de capa y zona de difusión es el promedio de veinticinco mediciones realizadas en toda la sección transversal de las probetas.

### 5.3 Análisis de resultados

La morfología y crecimiento de las fases boruradas en los aceros AISI 1045 y M2 a la temperatura de 1273 K, 6 h de tratamiento y potenciales de boro de 3 y 4 mm se presentan en la figura 3. En el acero 1045, y considerando los parámetros experimentales del proceso, sólo se origina la formación de la fase  $Fe_2B$  en la superficie del material, no así en el acero M2 donde se tiene la presencia de las fases  $FeB$  y  $Fe_2B$  en la superficie del sustrato. La influencia de los elementos de aleación presentes en el acero AISI M2 como el Cr, W, Mo y V, propician la formación de la bicapa

$FeB/Fe_2B$ . Por otro lado, estos elementos de aleación se introducen en forma sustitucional en los extremos de las aserraciones formadas por las capas, disminuyendo el flujo de boro activo en esas zonas y, por ende, la columnaridad de los frentes de crecimiento. El resultado es un frente más plano (o menos aserrado) en comparación con la capa de  $Fe_2B$  formada en el acero 1045. La desventaja en la formación concomitante de las dos fases en el acero M2, es la presencia de esfuerzos residuales de tensión y compresión,

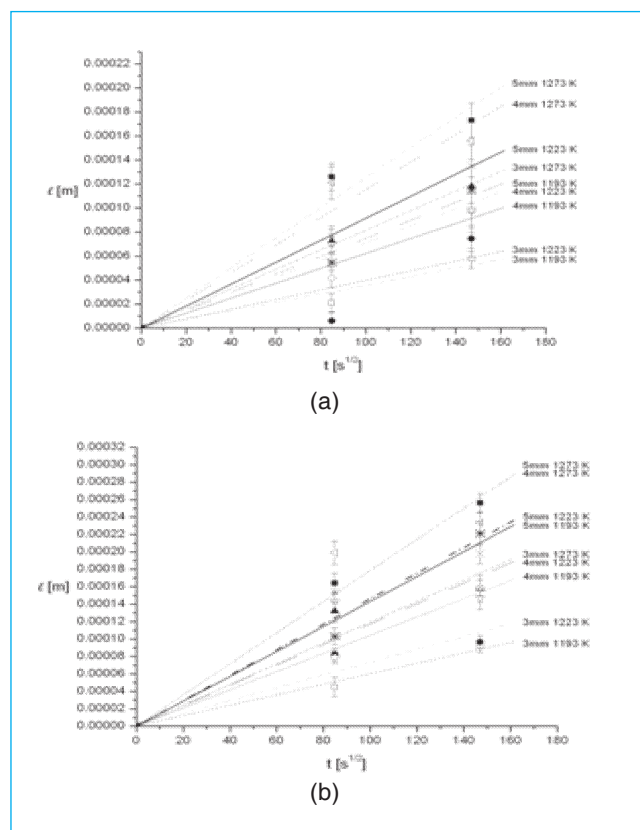


Fig. 4. Evolución del frente de crecimiento de los boruros de hierro y zona de difusión en el acero AISI 1045: (a) capa  $Fe_2B$ , (b) zona de difusión.

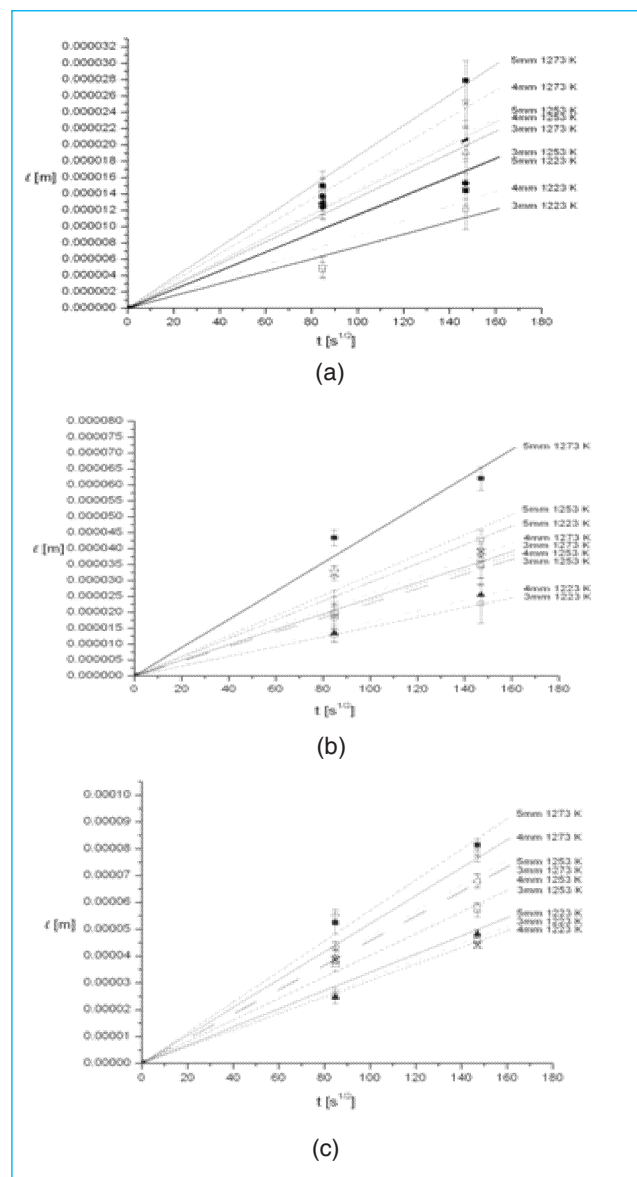


Fig. 5. Evolución del frente de crecimiento de los boruros de hierro y zona de difusión en el acero AISI M2: (a) capa  $FeB$ , (b) capa  $Fe_2B$ , (c) zona de difusión.

**Tabla 1.** Constantes de crecimiento parabólico para los aceros AISI 1045 y M2.

1045									
k2 [m <sup>2</sup> /s]						k3 [m <sup>2</sup> /s]			
	1193 K	1223 K	1273 K	1193 K	1223 K	1273 K			
3 mm	1.28E-13	1.59E-13	6.65E-13	3.61E-13	5.40E-13	1.43E-12			
4 mm	3.87E-13	5.03E-13	1.33E-12	1.09E-12	1.37E-12	3.17E-12			
5 mm	5.6 E-13	8.38E-13	1.57E-12	2.05E-12	2.14E-12	3.20E-12			

M2									
k1 [m <sup>2</sup> /s]			k2 [m <sup>2</sup> /s]			k3 [m <sup>2</sup> /s]			
	1223 K	1253 K	1273 K	1223 K	1253 K	1273 K	1223 K	1253 K	1273 K
3 mm	6.44E-15	1.19E-14	1.76E-14	2.38E-14	5.37E-14	6.10E-14	9.52E-14	1.62E-14	2.07E-14
4 mm	9.21E-15	1.99E-14	2.95E-14	2.97E-14	5.66E-14	6.53E-14	1.02E-13	2.24E-13	2.71E-13
5 mm	1.29E-14	2.11E-14	3.47E-14	8.63E-14	1.00E-13	1.95E-13	1.15E-13	2.10E-13	3.25E-13

promoviendo la formación de grietas en las interfases de crecimiento.

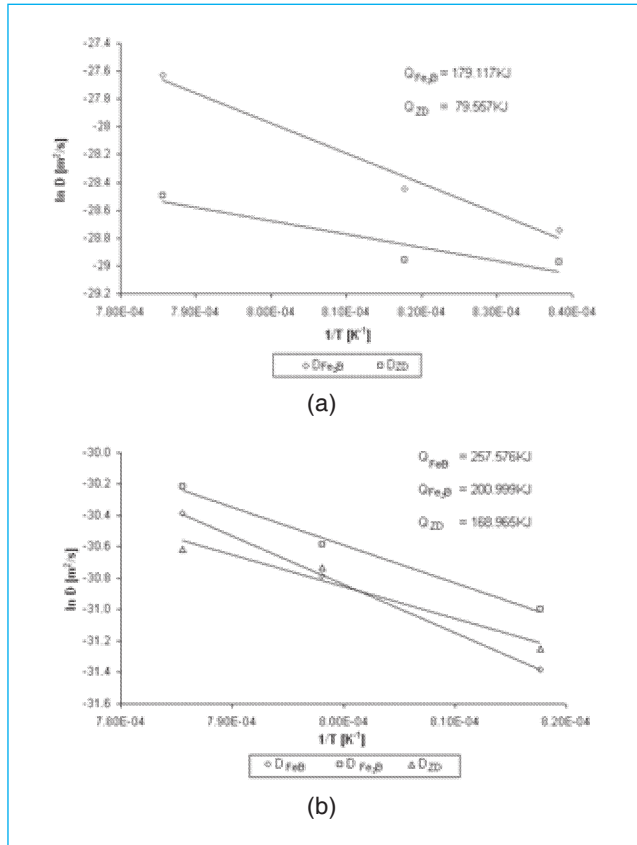
La evolución de los frentes de crecimiento de los boruros de hierro se determina por la influencia del espesor de la pasta de boro, que modifica la concentración en la superficie del material y alcanza rápidamente los valores críticos de concentración para la formación de las fases boruradas. La diferencia entre los potenciales de boro utilizados, a temperatura y tiempos constantes, es la generación de capas más compactas y continuas de los boruros conforme se aumenta el espesor de pasta de boro. Asimismo, la dependencia del tiempo y la temperatura en el tratamiento, se refleja en el aumento de la cinética de crecimiento de las fases presentes. Por otro lado, el incremento en el tiempo, temperatura y potenciales de boro reflejan una mayor zona de difusión (o precipitación masiva del boruro de hierro Fe<sub>2</sub>B por debajo de las capas) en ambos aceros, siendo más significativo en el acero 1045 debido a su composición química. Las figuras 4 y 5 presentan el crecimiento de los boruros de hierro y zonas de difusión en función del tiempo del proceso para los aceros expuestos al tratamiento termoquímico. Aquí las constantes de crecimiento parabólico para las fases boruradas y zona de difusión son los valores de las pendientes presentadas en las figuras 4 y 5. Estas constantes de crecimiento parabólico (tabla 1) dependen de la concentración de boro en la superficie del material, las cuales se modifican con el espesor de pasta de boro e induce el aumento en magnitud de las constantes bajo temperatura constante.

Conociendo las constantes de crecimiento parabólico y los valores de concentración para cada una de las interfases

presentes, se determinaron los coeficientes de difusión del boro en las fases boruradas y zonas de difusión para el acero AISI 1045 utilizando las ecuaciones (3) y (4). En el acero AISI M2 se emplearon las ecuaciones de balance de masa (15), (16) y (17). Es importante mencionar que el modelo matemático es susceptible a las mediciones de los espesores de capa y zonas de difusión, donde es necesario realizar mediciones estadísticamente confiables para el uso del modelo. Los valores del coeficiente de difusión del boro en las fases FeB, Fe<sub>2</sub>B y zona de difusión alcanzan su valor máximo a la temperatura de 1273 K y 5 mm de espesor de pasta de boro para el acero AISI M2, por otro lado, el mismo comportamiento lo tienen el boruro Fe<sub>2</sub>B y las zonas de difusión en el acero AISI 1045. Comparando la movilidad del boro en las zonas de difusión y en la fase Fe<sub>2</sub>B, cuyas fases están presentes en los dos aceros, es menor la movilidad del boro en el acero AISI M2.

Los valores promedio de los coeficientes de difusión para todos los espesores de pasta de boro fueron empleados asumiendo un comportamiento tipo Arrhenius. Este comportamiento evalúa los coeficientes de difusión en función de la temperatura<sup>2</sup> donde  $-Q/R$  representa las pendientes de las líneas rectas mostradas en la figura 6. La energía de activación  $Q$  se interpreta como la difusión del boro en la dirección cristalográfica preferencial [001].

$$^2 D = D_o \exp(-Q/RT).$$



**Fig. 6.** Comportamiento tipo Arrhenius para los coeficientes de difusión del boro en las fases  $\text{Fe}_2\text{B}$  y zona de difusión para (a) acero AISI 1045 y para las fases  $\text{FeB}$ ,  $\text{Fe}_2\text{B}$  y zona de difusión en (b) acero AISI M2.

Es visible que las energías de activación del acero AISI M2 son de mayor magnitud para la fase  $\text{FeB}$  y van decreciendo conforme se avanza hacia el núcleo del material (fases  $\text{Fe}_2\text{B}$  y zona de difusión). Este fenómeno se presenta por la sobresaturación de boro en la superficie del acero, el cual es necesario para la formación de la fase borurada  $\text{FeB}$ , aunado a que es indispensable una mayor fuerza de difusión del boro para trasladarse dentro de la estructura cristalina del material. Por lo anterior, la movilidad del boro en el acero AISI M2 está restringida por la presencia de los elementos de aleación en el acero. C. Martini [12] en su estudio sobre la cinética de crecimiento de las fases boruradas en hierro ARMCO, ha establecido que el crecimiento preferencial lo tiene la fase  $\text{Fe}_2\text{B}$  sobre la fase  $\text{FeB}$ , haciendo notorio la diferencia entre las energías de activación de ambas fases.

La figura 6(b) muestra un cruce entre las pendientes de la fase  $\text{FeB}$  y la zona de difusión para este material, indicando que

la movilidad del boro en estas fases son muy parecidas para un rango de temperaturas de 1230 K a 1253 K.

Evaluando el acero AISI 1045, figura 6(a), y haciendo la diferencia con el acero M2, se necesita una menor energía de activación del sistema para el movimiento del boro en las fases  $\text{Fe}_2\text{B}$  y zona de difusión, lo que ayuda a que los frentes de crecimiento de la fase  $\text{Fe}_2\text{B}$  sean muy aserrados y que exista una zona de difusión amplia que alcanza valores superiores a 200  $\mu\text{m}$  conforme al incremento de la temperatura y el potencial de boro utilizado en el proceso.

Por lo tanto, las expresiones tipo Arrhenius para los valores del coeficiente de difusión del boro en las fases  $\text{Fe}_2\text{B}$  y zona de difusión en el acero AISI 1045 quedan como:

$$D_{\text{Fe}_2\text{B}} = 2.17 \times 10^{-5} \exp\left(-\frac{179.11 \text{ kJ}}{RT}\right) \left[\frac{\text{m}^2}{\text{s}}\right] \quad (18)$$

$$D_{\text{ZD}} = 7.42 \times 10^{-9} \exp\left(-\frac{79.55 \text{ kJ}}{RT}\right) \left[\frac{\text{m}^2}{\text{s}}\right] \quad (19)$$

en el rango de temperaturas de trabajo de  $1193 \text{ K} \leq T \leq 1273 \text{ K}$

En el caso del acero AISI M2, las expresiones de los coeficientes de difusión del boro en las fases  $\text{FeB}$ ,  $\text{Fe}_2\text{B}$  y zona de difusión en el rango de  $1223 \text{ K} \leq T \leq 1273 \text{ K}$  se establecen como:

$$D_{\text{FeB}} = 2.34 \times 10^{-3} \exp\left(-\frac{257.5 \text{ kJ}}{RT}\right) \left[\frac{\text{m}^2}{\text{s}}\right] \quad (20)$$

$$D_{\text{Fe}_2\text{B}} = 1.30 \times 10^{-5} \exp\left(-\frac{201.0 \text{ kJ}}{RT}\right) \left[\frac{\text{m}^2}{\text{s}}\right] \quad (21)$$

$$D_{\text{ZD}} = 4.58 \times 10^{-7} \exp\left(-\frac{168.9 \text{ kJ}}{RT}\right) \left[\frac{\text{m}^2}{\text{s}}\right] \quad (22)$$

## 5. Conclusiones

a) La cinética de crecimiento de las fases boruradas y zonas de difusión en aceros AISI 1045 y M2 han sido estudiados en el presente trabajo. Considerando que los potenciales de boro fueron los mismos para ambos aceros, la influencia de los elementos de aleación tales como Cr, Mo, V, W propician la formación de una bicapa en la superficie del acero M2 cons-

tituida por las fases FeB y Fe<sub>2</sub>B, no así en el acero AISI 1045, donde la presencia de una fase monofásica de Fe<sub>2</sub>B es creada en la superficie del material.

b) La morfología de las capas presentes en el acero AISI M2 son de un frente menos aserrado en comparación con las capas generadas en el acero AISI 1045. Esto es resultado del incremento de los elementos aleantes en el primer acero que se «anclan» en los sitios sustitucionales de las aserraciones formadas por las capas, originando que el flujo de boro activo en esos sitios tienda a disminuir drásticamente.

c) Al incrementar el tiempo de tratamiento, la temperatura y el espesor de pasta de boro se aumenta la cinética de crecimiento de las capas de boruros de hierro, generando capas más compactas y continuas en la superficie de los materiales. Asimismo, la movilidad del boro en las zonas de difusión de los aceros aumenta conforme a los parámetros experimentales del proceso.

d) Los coeficientes de difusión del boro en las fases FeB, Fe<sub>2</sub>B y zonas de difusión se obtienen de las ecuaciones de balance de masa y estableciendo perfiles de concentración lineales en las interfases de crecimiento. Sin embargo, el modelo matemático es sensible a las mediciones de los espesores de capa y zonas de difusión, así que es necesario realizar mediciones estadísticamente confiables para la obtención de las constantes de crecimiento parabólico que son utilizadas en el modelo matemático.

e) Las constantes de crecimiento parabólico dependen directamente de los potenciales de boro empleados en el proceso. Para temperaturas constantes, las constantes de crecimiento aumentan conforme al espesor de pasta de boro utilizado.

f) Las energías de activación promedio que consideran la difusión del boro en la dirección cristalográfica [001], se obtienen asumiendo un comportamiento tipo Arrhenius de los valores del coeficiente de difusión del boro en función de la temperatura de tratamiento. En el caso del acero AISI M2, la energía de activación de la fase FeB es mayor a la de la fase Fe<sub>2</sub>B indicando que el crecimiento preferencial lo tiene esta última fase. Sin embargo, comparando la energía

de activación de la fase Fe<sub>2</sub>B en ambos aceros, se concluye que la difusión del boro en esta fase es de menor magnitud en el acero AISI 1045, teniendo el mismo comportamiento la movilidad del boro en las zonas de difusión por la composición química de los aceros empleados.

#### Agradecimientos

El presente trabajo ha sido financiado por el proyecto 42883/A-1 del Consejo Nacional de Ciencia y Tecnología y el proyecto 20060030 del Instituto Politécnico Nacional. Los autores agradecen a Isaac Aguilar Ventura y Jorge Hadad Bellamy por sus aportaciones en el desarrollo experimental del proceso.

#### 6. Referencias

- [1] A.K. Sinha, *Boronizing, ASM Handbook*, OH, USA, J. Heat Treat. 4 (1991) 437.
- [2] A. Graf von Matuschka, *Boronising*, (1980), Carl Hanser Verlag, Munich, FRG.
- [3] I. Campos, J. Oseguera, U. Figueroa, J.A. García, O. Bautista y G. Kelemenis, *Mater. Sci. Eng. A352* (2003) 261-265.
- [4] Wahl G., *Durferrit-Technical Information*. Reprint from VDI-Z117 (1975), pp 785/789.
- [5] I. Campos, O. Bautista, G. Ramírez, M. Islas, J. de la Parra y L. Zúñiga, *App. Surf. Sci.*, 243 (2005) 429-436.
- [6] M. Carbucicchio y G. Palombarini, *J. Mater. Sci. Lett.*, 6 (1987) 1147-1149.
- [7] E. Meléndez, I. Campos, E. Rocha y M.A. Barrón, *Mater. Sci. Eng. A234-236* (1997) 900-903.
- [8] L.G. Yu, X.J. Chen, K.A. Khor y G. Sundararajan, *Acta Mater*, 53 (2005) 2361-2368.
- [9] C.M. Brakman, A.W.J. Gommers y E.J. Mittemeijer, *Proceedings of Heat Treatment '88, The Institute of Metals*, (1988) p. 211-217.
- [10] M. Keddah, *App. Surf. Sci.*, 236 (2004) 451-455.
- [11] T. Van Rompaey, K.C. Hari Kumar, P. Wollants, *J. Alloy Compd*, 334 (2002) 173-181.
- [12] C. Martini, G. Palombarini y M. Carbucicchio, *J. Mater. Sci.*, 39 (2004) 933-937.

**9º Congreso Nacional de Ingeniería Electromecánica y de Sistemas  
Noviembre 13-17 2006**

**Sede: Unidad Politécnica para el Desarrollo y la Competitividad Empresarial**