

Cálculo de la energía de activación de la difusión de boro en la capa de Fe₂B en la borurización por empaquetamiento de los aceros SAE 1050 y DIN UC1

Calculate of the energy of activation on the of boron diffusion in the Fe₂B layer in boronizing by packaging of the SAE 1050 and DIN UC1 steels

MARTÍNEZ-VÁZQUEZ, J. Merced†*, VARGAS-RAMÍREZ, Marissa, CORTÉS-CAMPOS, M. Lourdes y HORTELANO-CAPETILLO, Juan Gregorio

Universidad Politécnica de Juventino Rosas

ID 1^{er} Autor: *J. Merced, Martínez-Vázquez* / ORC ID: 0000-0002-6230-3846

ID 1^{er} Coautor: *Marissa, Vargas-Ramírez* / ORC ID: 0000-0002-5968-6196

ID 2^{do} Coautor: *M. Lourdes, Cortés-Campos* / ORC ID: 0000-0003-1267-2560

ID 3^{er} Coautor: *Juan Gregorio, Hortelano-Capetillo* / ORC ID: 0000-0002-3702-4853

DOI: 10.35429/JCPE.2019.18.6.8.17

Recibido: 11 de Enero, 2019; Aceptado 04 de Marzo, 2019

Resumen

La capa de boruro de hierro (Fe₂B) formada en los aceros, SAE 1005 y DIN UC1; tratados termoquímicamente por borurización, se empleó para estudiar el efecto de la composición química en el espesor de la capa, la cinética de crecimiento y la energía de activación para la difusión de boro. La ecuación de balance de masa y la ley de crecimiento parabólico se emplearon en la interfase Fe₂B/sustrato, considerando que la capa comienza a crecer después de un tiempo de incubación (t_0). El análisis microscópico reveló en el boruro de hierro su forma irregular tipo dientes de sierra en ambos aceros. Las fases presentes fueron identificadas por Difracción de Rayos X, corroborando la presencia de una capa monofásica de Fe₂B. Se empleó una ecuación tipo Arrhenius para correlacionar el espesor de la capa con la energía de activación que para este estudio se determinó en 132.3 y 143.9 kJ mol⁻¹ en el acero SAE1005 y DIN UC1, respectivamente.

Arrhenius, Borurización, Energía de activación

Abstract

The layer of iron boride (Fe₂B) was formed on the surface of two steels, SAE 1005 and DIN UC1; after being subjected a treatment by packaging, and it was used to study the effect of the chemical composition on the thickness of the layer, the growth kinetics and the activation energy for boron diffusion. The mass balance equation and the parabolic growth law were used at the Fe₂B/substrate interface, considering that the layer begins to grow after an incubation time (t_0). The microscopic analysis revealed in the iron boride its form irregular, type saw teeth, in both steels. The present phases were identified by X-Ray diffraction, corroborating the presence of a single-phase Fe₂B layer. An Arrhenius-type equation was used to correlate the layer thickness with the activation energy, which for this study was determined in 132.3 and 143.9 kJ mol⁻¹ for SAE1005 and DIN UC1 steels, respectively.

Arrhenius, Boronizing, Activation energy

Citación: MARTÍNEZ-VÁZQUEZ, J. Merced, VARGAS-RAMÍREZ, Marissa, CORTÉS-CAMPOS, M. Lourdes y HORTELANO-CAPETILLO, Juan Gregorio. Cálculo de la energía de activación de la difusión de boro en la capa de Fe₂B en la borurización por empaquetamiento de los aceros SAE 1050 y DIN UC1. Revista de Energía Química y Física. 2019 6-18: 8-17

* Correspondencia del Autor (Correo electrónico: jmartinez_ptc@upjr.edu.mx)

† Investigador contribuyendo como primer autor.

Introducción

Los tratamientos termoquímicos aportan propiedades para aplicaciones específicas como: disminuir el coeficiente de fricción, aumentar la resistencia a la corrosión y mejorar las propiedades tribológicas [1-8] logrando extender la vida útil en las piezas de hierro utilizadas en los sistemas mecánicos [9-13]. La borurización es un tratamiento termoquímico de endurecimiento superficial que consiste en calentar el material entre 973 a 1273 K durante 1 a 12 h [14-16] en contacto con un polvo sólido, una pasta, un líquido o un gas rico en boro.

El tratamiento con boro de materiales ferrosos da como resultado la formación de una capa monofásica o bifásica en la capa de boruros [18-22] con una alta dureza superficial que puede llegar a valores de 1800 HV. La capa de boruro monofásica consiste en Fe₂B mientras que la capa bifásica se compone de una fase oscura exterior de FeB y una fase brillante interior de Fe₂B. En general, es deseable la formación de una sola fase ya que es común la formación de grietas en la interfase FeB/Fe₂B [23-25] provocando la descamación y el desprendimiento de la capa cuando se aplica una tensión mecánica o incluso la separación cuando la parte tratada es sometida a un choque térmico y/o mecánico.

El proceso de borurización consta de dos tipos de reacción. La primera reacción es la nucleación que se lleva a cabo en la superficie de la pieza a tratar. La velocidad de nucleación depende del tiempo y la temperatura necesarios para la formación de una capa de boruro delgada y compacta. La segunda reacción es el crecimiento de la capa que se encuentra en función de la difusión del boro en el hierro y este a su vez de la temperatura [26]. El espesor de la capa de borurización corresponde con la aplicación deseada; por regla general las capas delgadas de 15 a 20 μm se utilizan para la protección contra el desgaste adhesivo como la conformación de troqueles sin arranque de virutas y herramientas metálicas por estampado, mientras que las capas gruesas (90 a 200 μm) evitan el desgaste erosivo en herramientas para la extrusión de plásticos y la industria cerámica.

El estudio en la cinética de crecimiento de las capas de boruro de hierro en materiales ferrosos se ha incrementado en los últimos años [1-5,27-30].

Los modelos tradicionales de difusión [31-33] sugieren que las capas FeB y Fe₂B obedecen la ley de crecimiento parabólico:

$$d^2 = k^2 t \quad (1)$$

Donde, d es el espesor promedio de la capa borurada (m), k representa una constante de crecimiento parabólico (m²s⁻¹) y t es el tiempo de tratamiento (s). El principal factor que limita el crecimiento de las capas boruradas, en los modelos donde se considera la ley de crecimiento parabólico, es la difusión de boro. En una gráfica de d^2 vs. t , se observa que la pendiente aumenta para cada tratamiento a temperatura constante, por lo que la constante de crecimiento parabólico, $k = k_0 e^{-(Q/RT)}$, tiene un comportamiento tipo Arrhenius; donde, k_0 es una constante pre-exponencial que refleja la frecuencia de las colisiones de los átomos de boro con los de hierro, Q es la energía de activación del sustrato (J mol⁻¹), T es la temperatura absoluta en Kelvin (K) y R es la constante universal de los gases ideales (J mol⁻¹ K⁻¹). En ese tipo de modelos, se admite que las capas boruradas se forman instantáneamente al tiempo $t=0$, no se toma en cuenta el periodo de incubación de los boruros [2-4,34]. En la práctica, la correcta selección de los parámetros del proceso es trascendental para alcanzar el grosor esperado en la capa borurada [35,36].

El análisis de la cinética de crecimiento de las capas boruradas es un instrumento útil para la optimización del tratamiento termoquímico de borurización [37-39]; por lo que se han propuesto otros modelos para evaluar la cinética de crecimiento de las capas boruradas en función de las variables del proceso, considerando que la capa de boruro no comienza a constituirse instantáneamente, sino después de un determinado tiempo de incubación, (t_0) en el que ya se posee un perfil inicial no nulo $f(x(t))$ de boro disociado en la capa superficial del metal, cuando comienza la formación de capas. A partir del perfil inicial, una capa de boruros de hierro comienza a formarse y se extiende lentamente al interior del sustrato. La existencia del instante y del perfil inicial mencionado, $f(x(t))$, son una consecuencia de los procesos de incubación y coalescencia [40] de la fase en la etapa inicial de su gestación [23]. Una de las propiedades importantes de una capa borurada es que mantiene su dureza a aplicar un tratamiento térmico posterior [32].

Metodología

El tratamiento de borurización se realizó por empaquetamiento en una mezcla de polvos compuesta por 30% en peso de ácido bórico, 30% en peso de bórax y el resto de carburo de silicio a las temperaturas de 1073, 1173, 1223 y 1273 K durante 2, 3, 3.5 y 4 horas.

Los sustratos de 10×5×5 mm del acero SAE1005 (0.53 wt% C, 0.74 wt% Mn, 0.30 wt% Si, 0.014 wt% Cr, 0.03 wt% Cu, 0.031 wt% Ni, 0.0019 wt% P y 0.0079 wt% S) y del acero DIN UC1 (0.036 wt% C, 0.57 wt% Mn, 0.019 wt% Si, 0.014 wt% Cr, 0.03 wt% Cu, 0.031 wt% Ni, 0.0019 wt% P y 0.0079 wt% S), se desbastaron con lijas de carburo de silicio con tamaño de partícula 240, 320, 400, 600, 1000, 2000 por último se pulieron con paño de microfibras y alúmina de 0.05µm.

El proceso se llevó a cabo introduciendo los sustratos pulidos en una caja de 100×150×70 mm de placa de acero de ¼ de pulgada. La caja se colocó dentro de un horno Nabertherm® precalentado a la temperatura de los tratamientos.

Al terminar el tratamiento las muestras fueron retiradas de la caja, enfriadas a temperatura ambiente, preparadas metalográficamente y atacadas con Nital al 3%.

En el estudio se utilizó un Microscopio Metalográfico marca Olympus con el software para el análisis de imágenes PaxIt, las micrografías se obtuvieron a 200X para medir el espesor de la capa de boruro de hierro.

El difractor que se empleó es de la marca Inel modelo Equinox 2000 de óptica simple, con un tamaño de paso de 0.0315° en el rango de 2θ de 10° a 110°, equipado con una fuente de radiación de $\text{CoK}_{\alpha 1}$ con $\lambda=0.178901\text{nm}$ y un monocromador de germanio.

Las condiciones de trabajo de la tensión y corriente de trabajo se establecieron en 30kV y 20mA respectivamente, el portamuestras fue de plástico, tiempo de barrido 10 minutos; la identificación de los picos se efectuó con las fichas estándar del Crystallography Open Database (COD) del software Match versión 1.9.

Resultados

Microscopía óptica

Los átomos de boro debido a su tamaño relativamente pequeño (radio atómico de 0.9 Å), pueden difundirse fácilmente en aleaciones ferrosas resultando en la formación de una capa monofásica de Fe_2B o bifásica ($\text{FeB}/\text{Fe}_2\text{B}$) con una composición definida. La dinámica de crecimiento de la capa de boruro consta de tres etapas [7], Durante la primera etapa los cristales de FeB (el primer producto que se forma) creció sobre la superficie metálica hasta cubrir la pieza por completo. Durante la segunda etapa los cristales de FeB crecieron y formaron Fe_2B que creció hacia el interior del metal y en la tercera etapa todos los cristales de Fe_2B crecieron en una orientación cristalográfica preferente [001] dando lugar a morfología tipo diente de sierra [8] como se muestra en las Figuras 1(a), (b) y (c).

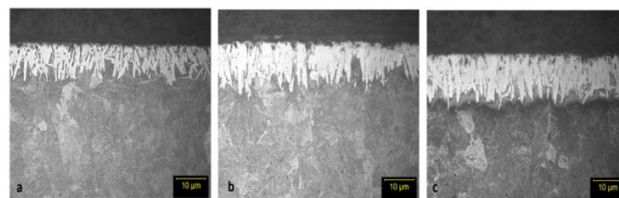


Figura 1 Micrografías a 200X de la capa de boruro de hierro (Fe_2B) del sustrato de hierro puro borurizado con la mezcla de bórax y ácido bórico a 1273 K durante (a) 2, (b) 3 y (c) 4 horas

El espesor de la capa es un parámetro importante en las propiedades finales de la pieza, debido a la forma irregular propia del boruro de hierro la medición, ecuación (2), consistió en realizar varias mediciones en distintos puntos del sustrato y posteriormente promediarlas, como se ejemplifica en la Figura 2.

$$d_{\text{Fe}_2\text{B}} = \frac{\sum_{i=1}^n L_{i,\text{Fe}_2\text{B}}}{n} \quad (2)$$

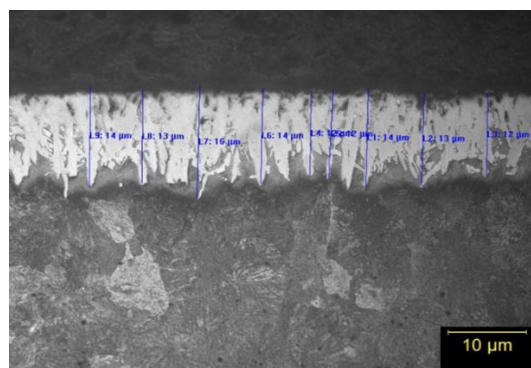


Figura 2 Representación esquemática de la forma de medir el espesor de la capa de boruro

Las propiedades mecánicas de las aleaciones borurizadas dependen de la composición y estructura de las capas de boruro.

La morfología tipo diente de sierra es característica de la capa de boruro en hierros puros, aceros de bajo carbono no aleados y aceros de baja aleación.

El espesor de la capa de boruro de hierro depende de la composición del acero, temperatura y tiempo del tratamiento.

A medida que aumenta el porcentaje en peso de los elementos de aleación y/o el contenido de carbono en el acero, el espesor de la capa disminuye debido a que los elementos aleantes forman una barrera que restringe la difusión del boro en el acero.

En la Tabla 1, se muestran los resultados de las mediciones de la capa de boruro, donde el espesor del Fe_2B en el acero SAE1005 fue mayor en un 37% en promedio, con respecto al encontrado en el acero DIN UC1, debido al efecto de los elementos aleantes presentes en mayor cantidad en este último.

El carbono que no se disuelve significativamente en la capa de boruro y no se difunde a través de la capa de boruro, durante el borurizado el carbono es impulsado de la capa de boruro a la matriz y forma, junto con el boro, boro-cementita $\text{Fe}_3(\text{B}, \text{C})$.

El silicio y aluminio presentan un comportamiento similar al del carbono, formando durante el borurizado boruros de sílice-aluminio, sin embargo, el silicio presente interviene incrementando la dureza en la zona de difusión debido a la redistribución de silicio entre las capas borurizadas y el sustrato, durante el proceso de saturación con boro. Además, la difusividad del boro en el hierro aumenta con la temperatura e incrementa el espesor de la capa de boruro.

El crecimiento del espesor de la capa de boruro con la temperatura es característico de un tratamiento termoquímico en el cual el mecanismo que predomina es el de la difusión, en este caso una difusión intersticial.

Temperatura (K)	Espesor de la capa (μm) SAE 1005			
	2 h	3 h	3.5	4 h
1073	3.47	13.30	16.36	18.20
1173	6.45	20.73	25.57	30.14
1223	8.47	20.72	38.63	45.71
1273	10.48	41.18	50.24	58.04
DIN UC1	2 h	3 h	3.5	4 h
1073	3.51	5.53		7.33
1173	6.90	11.5		15.12
1223	10.31	14.53		17.70
1273	12.35	20.47		26.48

Tabla 1 Resultados del espesor de la capa del proceso de borurización con bórax

Difracción de rayos X (DRX)

Los patrones de difracción de las Figura 3 y 4 corresponden a las muestras boruradas a 1073, 1173, 1223 y 1273 K durante 3.5 horas del acero SAE1005 y DIN UC1, respectivamente. Los resultados indicaron que después del periodo de tiempo del tratamiento la superficie del acero está totalmente cubierta por una capa que:

(i) se compone mayoritariamente de Fe_2B , (ii) cuyo espesor va de 13.32 a 50.24 micras y (iii) la capa de Fe_2B tiene una estructura cristalográfica tetragonal en donde la dirección $[0\ 0\ 1]$ corresponde a la de la difusión del boro.

A altas temperaturas el crecimiento de la capa de boruro es aceptable atribuírsela a la difusión del B, como se observa en el difractograma de la Figura 3, correspondiente a la temperatura de 1073 K, donde ya se observan los picos característicos del Fe_2B a valores de 2θ de 49.94° , 52.57° y 66.35° ; el de FeB en 78.67° y el de Fe en 96.14° . A 1173 K se observan los mismos picos característicos del Fe_2B , pero a partir del pico ubicado en 52.57° los demás mostraron mayor intensidad con respecto al difractograma anterior.

En el difractograma a 1223 K, a partir del pico en 49.94° se observa un desplazamiento de los picos hacia la derecha con respecto a los valores característicos de 2θ para cada ángulo. En el difractograma del acero DIN UC1, Figura 4, se observaron los picos característicos del Fe_2B a valores 2θ de 52.87° , el pico de FeB a los 76.87° y el de Fe en los 98.98° .

En el proceso de borurización a 1173 K se observó la aparición de los picos característicos del Fe_2B en 49.89° , 52.9° , 58.65° , 66.61° , 88.48° y 96.34° , el pico en 52.9° disminuyó en intensidad y se conservó el pico del Fe a 97.87° . En el difractograma a 1223 K disminuyó la intensidad del pico ubicado a 52.53° y a partir del pico a 58.67° se observó un leve desplazamiento de los picos hacia la izquierda con respecto a los valores característicos de 2θ para cada ángulo.

Al inicio del proceso el potencial de boro es suficientemente alto para formar la fase de FeB en la superficie del acero. Cuando se produce una película continua y delgada FeB, cualquier formación adicional de FeB depende de la difusión de boro a través de esta capa para llegar a la interfase FeB/Fe, resultando en la formación y el crecimiento de la fase Fe_2B en la interfase FeB/Fe. Por lo tanto, mientras la concentración de boro es mayor a la concentración de boro en la fase FeB, la fase Fe_2B va a crecer. A medida que el proceso continúa, la concentración de boro se agota con el tiempo y cuando se alcanza el límite inferior de la fase de FeB se llega al término de crecimiento de esta fase. Así que desde este punto si no hay suficiente B o la presencia de la fase FeB, la fase Fe_2B dejará de producirse [34] y de acuerdo con la cinética de la reacción esta fase en contacto con el hierro se descompone nuevamente en FeB lo que repercute en la disminución en la intensidad de los picos en los difractogramas. Por lo tanto, cuando los tiempos de tratamiento y las temperaturas aumentan las capas de Fe_2B tienden a ser de mayor espesor, aumentando así las tensiones mecánicas en la interfase debido a las distorsiones en esta zona lo que provoca un desplazamiento en los picos característicos.

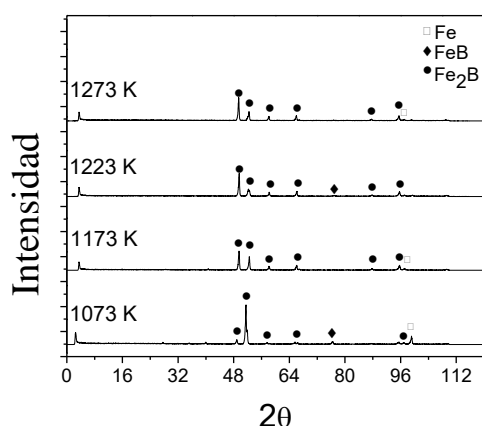


Figura 3 Patrones de difracción del estudio de Rayos X para las muestras boruradas durante 3.5 h del acero SAE1005

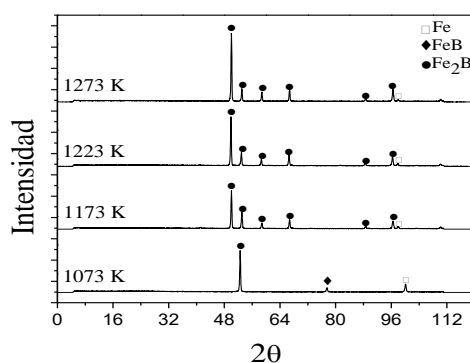


Figura 4 Patrones de difracción del estudio de Rayos X para las muestras boruradas durante 3.5 h del acero DIN UC1

Cinética de la reacción de borurizado

Se considera que las capas de boruro crecen en forma parabólica en la dirección del flujo de difusión y perpendicular a la superficie del sustrato. Por lo tanto, la dependencia con respecto al tiempo del espesor de las capas de boruro se puede describir con la ecuación (3), que propone que la capa de Fe_2B tiende a seguir la ley de crecimiento parabólico:

$$d^2 = v^2 = k_{\text{Fe}_2\text{B}} t \quad (3)$$

Donde v^2 es el espesor de la capa de boruro, es la constante de crecimiento parabólico y t es el tiempo de tratamiento.

El principal factor que impide el crecimiento de la capa borurada es la difusión del boro en el hierro.

Al graficar v^2 contra t , la pendiente de cada línea aumenta al incrementar temperatura de tratamiento, lo anterior indica que la constante de crecimiento parabólico tiene un comportamiento tipo Arrhenius, ecuación (4):

$$k_{\text{Fe}_2\text{B}} = k_0 \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad (4)$$

En la ecuación anterior, k_0 es la constante preexponencial, Q la energía de activación del sustrato, R la constante universal de los gases ($8.314 \times 10^{-3} \text{ kJ mol}^{-1}$) y T la temperatura absoluta en K.

La última consideración en la difusión tradicional es considerar que la capa de boruro se comienza a formar en el tiempo $t=0$.

En este trabajo se consideró que el crecimiento de la capa borurada es después de transcurrido un periodo de tiempo, llamado tiempo de incubación $t_0(T)$ [39] que depende únicamente de la temperatura del tratamiento y se calcula extrapolando las líneas rectas hacia la abscisa de graficar v^2 contra t , es decir, cuando $v^2=0$. Con los resultados de la medición de los espesores de la capa borurada mostrados en la Tabla 1, se graficó v^2 vs t , Figuras 5 y 6.

Las pendientes de las líneas rectas de la figura anterior representan las constantes de crecimiento parabólico de acuerdo con la expresión (5) propuesta por Campos-Silva [39]:

$$v^2 = k_{Fe_2B}^2 t_v = k_{Fe_2B}^2 (t - t_0^{Fe_2B}(T)) \quad (5)$$

Donde t es el tiempo del tratamiento y t_0 es el tiempo de incubación. En el periodo de incubación del boruro de hierro se forma una película base que termina con la formación de los primeros boruros de hierro y en la gráfica representa la intercepción con el eje de las abscisas. En la Tabla 2 se muestran los tiempos de incubación para cada temperatura.

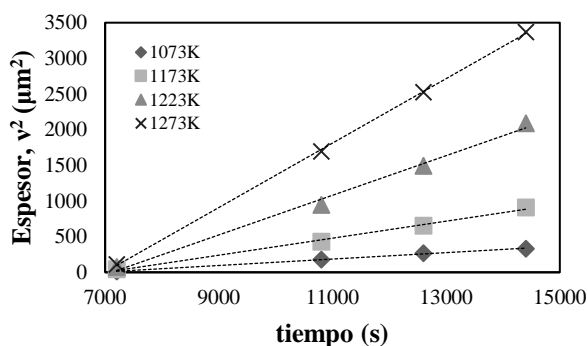


Figura 5 Gráfica de los espesores de las capas boruradas al cuadrado (v^2) en función del tiempo de tratamiento (t) para el acero SAE1005

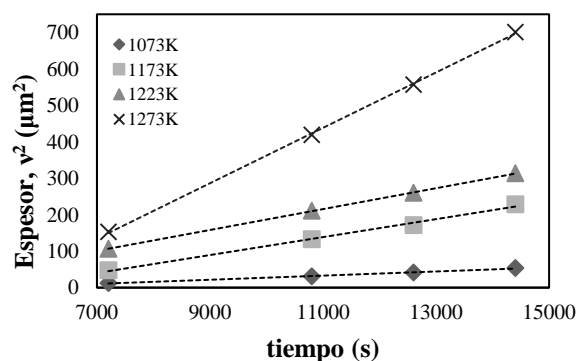


Figura 6. Gráfica de los espesores de las capas boruradas al cuadrado (v^2) en función del tiempo de tratamiento (t) para el acero DIN UC1

Para el cálculo de los coeficientes de difusión del boro en el hierro (Tabla 3) se empleó la ecuación (6) propuesta por Ortiz-Domínguez [40]:

$$D_{Fe_2B} = k_{Fe_2B}^2 \frac{C_{low}^{Fe_2B} - 2C_0 + C_{up}^{Fe_2B}}{4(C_{low}^{Fe_2B} - C_{up}^{Fe_2B})} \quad (6)$$

Temperatura (K)	Constante de crecimiento $k_{Fe_2B}^2 (\mu m^2 s^{-1})$	Tiempo de incubación $t_0^{Fe_2B} (s)$
Acero SAE1005		
1073	0.0297	4267.3
1173	0.0960	2550.1
1223	0.1848	2940.0
1273	0.3014	3279.8
Acero DIN UC1		
1073	0.0053	5555.6
1173	0.0236	5606.7
1223	0.0378	2638.9
1273	0.0680	5845.4

Tabla 2 Constantes de crecimiento parabólico y tiempos de incubación

Donde $C_{low}^{Fe_2B} - C_{up}^{Fe_2B}$ representan la mínima y máxima concentración de boro en la capa de boruro y C_0 es la concentración inicial de boro aproximadamente igual a 35×10^{-4} % en peso de B. los valores de las concentraciones se obtuvieron del diagrama de equilibrio del sistema binario hierro-boro en que se muestra la existencia de dos fases de boruros de hierro: Fe_2B con 8.83 % en peso B mínimo y 9.0 % en peso de % B máximo, aproximadamente [41].

Considerando que el sistema tiene un comportamiento tipo Arrhenius de acuerdo con la siguiente ecuación (7) [40]:

$$\ln D_{Fe_2B} = \ln D_0 - \left(\frac{Q}{RT} \right) \quad (7)$$

La pendiente de la gráfica de $\ln D_{Fe_2B}$ contra el inverso de la temperatura, Figuras 7 y 8, es igual a $(-Q/R)$.

Por lo que el coeficiente de difusión expresándolo mediante la ecuación (7) para el proceso de borurización por empaquetamiento en bórax, ácido bórico y carburo de silicio del hierro en un rango de temperatura de 1073 a 1273 K se puede expresar de la manera siguiente, ecuación (8) acero SAE1005 y ecuación (9) acero DIN UC1:

$$D_{Fe_2B} = 2.3905 \times 10^{-6} \exp\left(-\frac{132.3 \text{ kJmol}^{-1}}{RT}\right) \quad (8)$$

$$D_{Fe_2B} = 7.5844 \times 10^{-7} \exp\left(-\frac{143.9 \text{ kJmol}^{-1}}{RT}\right) \quad (9)$$

Donde $132.3 \text{ kJ mol}^{-1}$ y $143.9 \text{ kJ mol}^{-1}$ son las energías de activación, del acero SAE1005 y DIN UC1 respectivamente, y representan la energía necesaria para provocar la difusión del B en la capa de boruro.

El valor de la energía de activación fue menor en un 8.76% para el acero SAE1005, en comparación con el DIN UC1; debido al efecto de la composición química del acero SAE1005, es decir, al tener una cantidad pequeña de elementos aleantes se requirió de una menor energía para promover el movimiento de los átomos de boro y por la tanto su difusión en el sustrato de acero, lo cual también quedó de manifiesto en el mayor espesor de la capa de boruro en este acero.

Temperatura (K)	Coefficiente de difusión D_{Fe_2B} (m^2s^{-1})
Acero SAE1005	
1073	7.6082×10^{-13}
1223	2.6938×10^{-12}
1173	4.6907×10^{-12}
1273	7.8196×10^{-12}
Acero DIN UC1	
1073	1.4333×10^{-13}
1173	5.6688×10^{-13}
1223	1.0362×10^{-12}
1273	1.8064×10^{-12}

Tabla 3 Coeficientes de difusión del boro (D_{Fe_2B}) obtenidos de la ecuación (4)

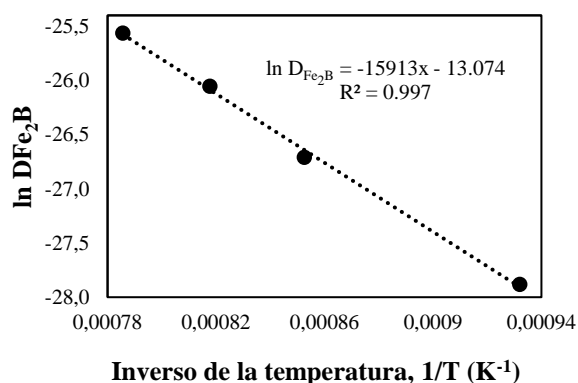


Figura 7 Gráfica del $\ln D_{Fe_2B}$ vs t para determinar la energía de activación en el hierro para el acero SAE1005

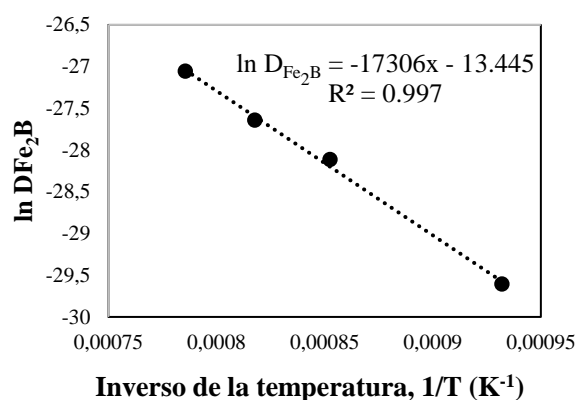


Figura 8 Gráfica del $\ln D_{Fe_2B}$ vs t para determinar la energía de activación en el hierro para el acero DIN UC1

Conclusiones

Se realizó el proceso de borurización por empaquetamiento en una mezcla de polvos compuesta por ácido bórico, bórax y carburo de silicio a diferentes temperaturas con la finalidad de establecer el efecto de la composición química en el espesor de la capa, la cinética de crecimiento y la energía de activación para la difusión de boro la energía de activación para la difusión de boro en el hierro utilizando una ecuación de difusión en la cual se considera que los boruros comienzan a formarse después de un tiempo de incubación. La energía de activación se relacionó mediante una ecuación tipo Arrhenius. El espesor y composición de la capa fueron caracterizados mediante MO y DRX, respectivamente, concluyendo lo siguiente: (i) el análisis por MO confirmó que las capas de boruro crecieron proporcionalmente con la temperatura. Al aumentar la temperatura se incrementó la velocidad de difusión del boro confirmando que el mecanismo de reacción fue por difusión intersticial de boro en el hierro; (ii) el análisis por DRX confirmó que la capa de boruro fue monofásica, formada por Fe_2B , en todos los tratamientos y (iii) se calculó la energía de activación de este tratamiento termoquímico de borurización siendo este valor similar a los reportados en la literatura. El efecto de la composición química de los aceros se vio reflejado en un valor menor de energía de activación para el acero SAE1005 ($132.3 \text{ kJ mol}^{-1}$) con respecto al DIN UC1 ($143.9 \text{ kJ mol}^{-1}$), por efecto de la mayor cantidad de elementos aleantes como carbono, silicio y cromo. El espesor de la capa fue más grande en el acero SAE 1005, es decir, donde hubo menor cantidad de elementos aleantes y se requirió una energía de activación más baja para promover la difusión del boro a través del acero.

Agradecimiento

Los autores agradecen el apoyo de PRODEP, la UPJR y la UAEH para la realización de este trabajo.

Referencias

- [1]. Xingliang H., Huaping X., Ozaydin M. F., Balzuweit K. & Liang H. (2015). Low temperature boriding of high-carbon steel. *Surface & Coatings Technology*, 263, 21-26. doi: 2014.12.071
- [2]. Bataev I. A., Golkovskii M. G., Bataev A. A., Losinskaya A. A., Dostovalov R. A., Popelyukh A. I. & Drobyaz E. A. (2014). Surface hardening of steels with carbon by non-vacuum electron-beam processing. *Surface and Coatings*, 242, 164-169. doi: 2014.01.038
- [3]. Campos-Silva I., Balankin A. S., Sierra A. H., López-Perrusquia N., Escobar-Galindo R., & Morales-Matamoros D. (2008). Characterization of rough interfaces obtained by boriding. *Applied Surface Science*, 255, 2596-2602. doi: 2008.07.142
- [4]. Campos I., Palomar-Pardavé M., Amador A., VillaVelázquez C. & Hadad J. (2007). Corrosion behavior of boride layers evaluated by the EIS technique. *Applied Surface Science*, 253, 9061-9066. doi: 2007.05.016
- [5]. Taktak S. (2006). Tribological behaviour of borided bearing steels at elevated temperatures. *Surface & Coatings Technology*, 201, 2230-2239. doi: 2006.03.032
- [6]. Campos I., Palomar M., Amador A., Ganem R. & Martinez J. (2006). Evaluation of the corrosion resistance of iron boride coatings obtained by paste boriding process. *Surface & Coatings Technology*, 201, 2438-2442. doi: 2006.04.017
- [7]. Béjar M. A. & Moreno E. (2006). Abrasive wear resistance of boronized carbon and low-alloy steels. *Journal of Materials Processing Technology*, 173, 352-358. doi: 2005.12.006
- [8]. Selçuk B., Ipek R. & Karamiş M. B. (2003). A study on friction and wear behaviour of carburized, carbonitrided and borided AISI 1020 and 5115 steel. *Journal of Materials Processing Technology*, 141, 189-196. PII: S0924-0136(02)01038-5
- [9]. Kennedy F. E., Lu Y. & Baker I. (2015). Contact temperatures and their influence on wear during pin-on-disk tribotesting. *Tribology International*, 82, 534-542. doi: 2013.10.022
- [10]. Novak R. & Polcar T. (2014). Tribological analysis of thin films by pin-on-disc: Evaluation of friction and wear measurement uncertainty. *Tribology International*, 74, 154-163. doi: 2014.02.011
- [11]. Bortoleto E. M., Rovani A. C., Seriacopi V., Profito F. J., Zachariadis D. C., Machado I. F., Sinatora A. & Souza R. M. (2013). Experimental and numerical analysis of dry contact in the pin on disc test. *Wear*, 301, 19-26. doi: 2012.12.005
- [12]. Zhu H., Zhu Q., Tieu A. K., Kosasih B. & Kong C. (2013). A simulation of wear behavior of high-speed steel hot rolls by means of high temperature pin-on-disc tests. *Wear*, 302, 1310-1318. doi: 2012.11.032
- [13]. Torres-Pérez A., García-Atance Fatjó G., Hadfield M., & Austen S. (2011). A model of friction for a pin-on-disc configuration with imposed pin rotation. *Mechanism and Machine Theory*, 46, 1755-1772. doi: 2011.06.002
- [14]. Kul M., Oskay K. O., Temizkan A., Karaca B., Kumruoğlu L. C. & Topçu B. (2016). Effect of boronizing composition on boride layer of boronized GGG-60 ductile cast iron. *Vacuum*, 126, 80-83. doi: 2016.01.021
- [15]. Kayali Y. (2015). Investigation of diffusion kinetics of borided AISI P20 steel in micro-wave furnace. *Vacuum*, 121, 129-134. doi: 2015.08.006
- [16]. Doñu Ruiz M. A., López Perrusquia N., Sánchez Huerta D., Torres San Miguel C.R. Urriolagoitia Calderón G. M., Cerillo Moreno E.A. & Cortes Suarez J.V. (2015). Growth kinetics of boride coatings formed at the surface AISI M2 during dehydrated paste pack boriding. *Thin Solid Films*, 596, 147-154. doi: 2015.07.086
- [17]. Bouarour B., Keddou M., & Allaoui O. (2014). Estimation of the effective boron-diffusion coefficient in the Fe₂B layers grown on gray cast iron. *MTAEC*, 48, 515-520. UDK 546.271:532.72
- [18]. Campos-Silva I. (2012). The boriding process: growth kinetics and mechanical characterization of boride layers. *JESTECH*, 2, 53-61.

- [19]. Carbuicchio M., & Palombarini G. (1987). Effects of alloying elements on the growth of iron boride coatings. *Journal of Materials Science Letters*, 6, 1147. doi:BF01729165
- [20]. Keddad M. (2004). A kinetic model for the borided layers by the paste-boriding process. *Applied Surface Science*, 236, 451-455. doi: 2004.05.141
- [21]. Carbuicchio M. & Palombarini G. (2004). Mechanism of thermochemical growth of iron borides on iron. *Journal of Materials Sciences*, 39, 933-937. doi: SC.0000012924.74578.87
- [22]. Keddad M., Ortiz-Domínguez M., Campos-Silva I., & Martínez-Trinidad J. (2010). A simple model for the growth kinetics of Fe₂B iron boride on pure iron substrate. *Applied Surface Science*. 256, 3128-3132. doi: 2009.11.085
- [23]. Becker E. P. (2004). Trends in tribological materials and engine technology. *Tribology International*, 37, 569-575. doi: 2003.12.006
- [24]. Rodríguez-Castro G., Campos-Silva I., Chávez-Gutiérrez E., Martínez-Trinidad J., Hernández-Sánchez E., & Torres-Hernández A. (2013). Mechanical properties of FeB and Fe₂B layers estimated by Berkovich nanoindentation on tool borided steel. *Surface & Coatings Technology*, 215, 291-299. doi: 2012.05.145
- [25]. Campos-Silva I., Hernández-Sánchez E., Rodríguez-Castro G., Rodríguez-Pulido A., López-García C. & Ortiz-Domínguez M. (2011). Indentation size effect on the Fe₂B/substrate interface. *Surface & Coatings Technology*, 206, 1816-1823. doi: 2011.07.029
- [26]. Reza Bateni M., Szpunar J. A., Wang X., & Li D. Y. (2006). Wear and corrosion wear of medium carbon steel and 304 stainless steel. *Wear*, 260, 116-122. doi: 2004.12.037
- [27]. Garcia-Bustos E., Figueroa-Guadarrama M. A., Rodríguez-Castro G. A., Gómez-Vargas O. A., Gallardo-Hernández E. A. & Campos-Silva I. (2013). The wear resistance of boride layers measured by the four-ball test. *Surface & Coatings Technology*, 215, 241-246. doi: 2012.08.090
- [28]. Li G., Chen J. & Guan D. (2010). Friction and wear behaviors of nanocrystalline surface layer of medium carbon steel. *Tribology International*, 43, 2216-2221. doi: 2010.07.004
- [29]. Tabur M., Izciler M., Gul F. & Karacan I. (2009). Abrasive wear behavior of boronized AISI 8620 steel. *Wear*, 266, 1106-1112. doi: 2009.03.006
- [30]. Kayali Y., Gunes I., & Sinan U. (2012). Diffusion kinetics of borided AISI 52100 and AISI 440C steels. *Vacuum*, 86, 1428-1434. doi: 2012.03.030
- [31]. Campos I., Bautista O., Ramírez G., Islas M., De La Parra J. & Zúñiga L. (2005). Effect of boron paste thickness on the growth kinetics of Fe₂B boride layers during the boriding process. *Applied Surface Science*, 243, 429-436. doi: 2004.09.099
- [32]. Yang H., Wu X., Yang Z., Pu S. & Wang H. (2014). Enhanced boronizing kinetics of alloy steel assisted by surface mechanical attrition treatment. *Journal of Alloys and Compounds*, 590, 388-395. doi: 2013.12.151
- [33]. Selcuk B., Ipek R., Karamis M. B. & Kuzucu V. (2000). An investigation on surface properties of treated low carbon and alloyed steels (boriding and carburizing). *Journal of Materials Processing Technology*, 103, 310-317. PII: S0924 - 0136 (99) 00488 - 4
- [34]. Campos I., Torres R., Bautista O., Ramírez G. & Zúñiga L. (2006). Effect of boron paste thickness on the growth kinetics of polyphase boride coatings during the boriding process. *Applied Surface Science*, 252, 2396-2403. doi: 2005.04.022
- [35]. Izciler M. & Tabur M. (2006). Abrasive wear behavior of different case depth gas carburized AISI 8620 gear steel. *Wear*, 260, 90-98. doi: 2004.12.034
- [36]. Kartal I., Eryilmaz O.L., Krumdick G., Erdemir A. & Timur S. (2011). Kinetics of electrochemical boriding of low carbon steel. *Applied Surface Science*, 257, 6928-6934. doi: 2011.03.034
- [37]. Anthymidis K. G., Maragoudakis N., Stergioudis G., Haidar O. & Tsiapas D. N. (2003). A comparative study of boride coatings obtained by pack cementation method and by fluidized bed technology. *Materials Letters*, 57, 2399-2403. doi: S0167-577X (02)01243-0
- [38]. Haopeng Y., Xiaochun W., Guanghui C. & Zhe Y. (2016). Enhanced boronizing kinetics and high temperature wear resistance of H13 steel with boriding treatment assisted by air blast shot peening. *Surface & Coatings Technology*, 307, 506-516. doi: 2016.09.029

[39]. Keddam M., Kulka M., Makuch N., Pertek A. & Maldzinski L. (2014). A kinetic model for estimating the boron activation energies in the FeB and Fe₂B layers during the gas boriding of Armco iron: Effect of boride incubation times. *Applied Surface Science*, 298, 155-163. doi: 2014.01.151

[40]. Ortiz Domínguez M. (2013). *Doctoral Thesis: Contribución de la modelación matemática en el tratamiento termoquímico de borurización* (IPN, 2013). Recuperado de <http://www.sepi.esimez.ipn.mx/posgradomecanica/tesis/2010/contribucionmodelacion.pdf>

[41] Campos-Silva I., Ortiz-Domínguez M., Bravo-Bárceñas O., Doñu-Ruiz M. A., Bravo-Bárceñas D., Tapia-Quintero C. & Jiménez-Reyes M. Y. (2010). Formation and kinetics of FeB/Fe₂B layers and diffusion zone at the surface of AISI 316 borided steels. *Surface & Coatings Technology*, 205, 403-412. doi: 2010.06.068