

TRANSFORMACIÓN BAINÍTICA EN ACEROS SOMETIDOS A CONDICIONES DE ENFRIAMIENTO CONTINUO

Bainitic transformation in steel under continuous cooling conditions

RESUMEN

En esta investigación se evaluó el cambio microestructural que presenta el acero AISI –SAE 4140 al ser sometido a condiciones de enfriamiento continuo con el fin de analizar la transformación bainítica. Se determinó que la microestructura a distancias de 0.2 a 2mm es martensítico y a distancias mayores de 30mm se observó un comportamiento bainítico. El tipo de bainita encontrada fue del tipo nodular o globular.

PALABRAS CLAVES: bainita, martensita, Acero AISI – SAE 4140H, enfriamiento continuo.

ABSTRACT

In this research were evaluates the change microestructural that presents the steel AISI - SAE 4140 to the subjected being to conditions of continuous cooling with the purpose of analyzing the transformation bainítica. It was determined that the microestructura at distances of 0.2 at 2mm is martensítico and at distances bigger than 30mm a behavior bainítico was observed. The type of opposing bainita was of the nodular or globular type.

KEYWORDS: bainite, martensite, steel AISI - SAE 4140H, continuous cooling

OSCAR FABIÁN HIGUERA COBOS

Ingeniero Metalúrgico, M.Sc.
Profesor Auxiliar
Facultad de Ingeniería Mecánica
Universidad Tecnológica de Pereira
osfahico@utp.edu.co

JOSE LUIS TRISTANCHO REYES

Ingeniero Metalúrgico, M.Sc.
Profesor Auxiliar
Facultad de Ingeniería Mecánica
Universidad Tecnológica de Pereira
josestris@utp.edu.co

LUIS CARLOS FLOREZ GARCIA

Ingeniero Mecánico, M.Sc.
Profesor Auxiliar
Facultad de Ingeniería Mecánica
Universidad Tecnológica de Pereira
luiscar@utp.edu.co

Grupo de Investigaciones en Materiales Avanzados (GIMAV-UTP)
Universidad Tecnológica de Pereira

1. INTRODUCCIÓN

La transformación bainítica en aceros tiene lugar a temperaturas comprendidas entre la transformación de ferrita proeutectoide y perlita y la transformación martensítica. En aceros de alto contenido en carbono y silicio, la transformación bainítica se produce, también, entre los mismos tipos de transformación pero, a temperaturas significativamente inferiores. La microestructura bainítica así obtenida no contiene carburos y está formada por placas de ferrita bainítica separadas por láminas delgadas de austenita. Estas placas o subunidades se agrupan en las denominadas plumas bainíticas, separadas unas de otras por austenita con morfología de bloque. Como consecuencia de los altos niveles de dureza y resistencia, a esta microestructura se la denomina superbainita. En la transformación bainítica, y de acuerdo con Bhadeshia, la nucleación tiene lugar con difusión de carbono en condiciones de paraequilibrio, y el crecimiento es adifusional, del tipo martensítico, generándose cantidades significativas de deformación. Para que el crecimiento de la bainita tenga lugar, la energía motriz para el crecimiento ha de superar a la energía de deformación, estimada en un valor de 400 J mol⁻¹ [3]. La nucleación de la bainita ocurre mediante la formación de un pequeño volumen de ferrita con

estructura BCC rodeado por una red de dislocaciones. En este contexto, la energía motriz crítica para la nucleación de bainita es aquella para la que se permite la propagación de la intercara por movimiento de dislocaciones, superando la fricción de la red. De esta forma, se pueden definir los siguientes criterios termodinámicos para la transformación bainítica:

$$\begin{aligned} \text{Nucleación } \Delta G_m &< G_N & (1) \\ \text{Crecimiento } \Delta G^{\gamma \rightarrow \alpha} &< -G_{SB} & (2) \end{aligned}$$

donde, ΔG_m representa la energía motriz para la nucleación, $\Delta G^{\gamma \rightarrow \alpha}$ la energía motriz para un crecimiento adifusional, G_N es la energía crítica para la nucleación y G_{SB} la energía de deformación. La función G_N , también denominada función universal de nucleación debido a su dependencia de la temperatura y no de la composición química en los aceros de baja aleación, tiene la forma:

$$G_N = C_1(T-273.18) - C_2 \quad (3)$$

donde, la constante $C_1 = 3.637 \pm 0.2 \text{ Jmol}^{-1}\text{K}^{-1}$ y $C_2 = 2540 \pm 120 \text{ Jmol}^{-1}$ para el rango de temperaturas entre 670-920°C, T es la temperatura en K. Esta relación define la mínima fuerza impulsora necesaria para alcanzar una velocidad de nucleación perceptible para la formación de ferrita Widmanstätten o bainita en los

aceros. Cuando ambas condiciones, nucleación y crecimiento, se satisfacen a una temperatura determinada, ésta se denomina temperatura de transformación bainítica, B_S . Steven y Haynes (1956) midieron la temperatura de inicio bainítico por transformación isotérmica, B_S depende de la composición del acero:

$$B_S(^{\circ}\text{C})=830-270\%C-90\%Mn-37\%Ni-70\%Cr-83\%Mo \quad (4)$$

Además, se puede definir también una temperatura a la cual la reacción bainítica no se completa durante la transformación isotérmica, B_f . La temperatura B_f se encuentra aproximadamente a 120°C por debajo de B_S .

La bainita puede definirse según su microestructura como el producto de una reacción eutectoide no laminar, en oposición con la perlita la cual es producto de una reacción eutectoide laminar. Dado que la transformación se realiza a menor temperatura que la perlítica, la bainita pierde la característica laminar de ésta y tiende a tomar forma de agujas, (en una vista plana), en las cuales se entremezclan las fases: $\alpha + \text{Fe}_3\text{C}$.

- La bainita formada entre 350 y 550°C , se llama bainita superior o plumosa, en ella la cementita esta en forma de barras y no en placas. Estudios han mostrado que la ferrita y la cementita nuclean independientemente y que el elemento que controla el crecimiento de la bainita superior es la difusión del carbono en la austenita. El crecimiento de la ferrita y de la cementita es cooperativo, la primera rechaza el carbono que es recibido por la segunda. Sin embargo, esta estructura es demasiado fina para ser resoluble en el microscopio óptico; además, al atacarse químicamente se observa como material claro.
- La bainita formada por transformación isotérmica entre 250 y 350°C se conoce como bainita inferior. Debido a que la difusión del carbono es baja a esta temperatura, la cementita precipita internamente en las placas de ferrita. A diferencia de lo que sucede en la martensita en la cual los carburos precipitan en dos o más direcciones, en la bainita inferior la precipitación de carburos tiene una orientación predominante en la cual la plaquillas de Fe_3C forman 55° con el eje longitudinal de la aguja de ferrita. En la formación de bainita inferior, la ferrita se produce a partir de la austenita por desplazamiento de corte y luego precipita la cementita al interior de la ferrita. Se observa al microscopio óptico en forma de placas oscuras.

2. DESARROLLO EXPERIMENTAL

Las probetas utilizadas para este estudio fueron construidas utilizando el acero AISI/SAE 4140, la composición es resumida en la Tabla 1.

ELEMENTO	RANGO DE COMPOSICIÓN (%w)
Carbono	0.37-0.44
Manganeso	0.65-1.1
Silicio	0.15-0.35
Cromo	0.75-1.2
Molibdeno	0.15-0.25
Fósforo	0.035 max.
Azufre	0.040 max.

Tabla 1. Rango de composición acero AISI/SAE 4140.

Este estudio se realizó utilizando un análisis del comportamiento durante el enfriamiento continuo de un acero AISI / SAE 4140 durante la prueba al extremo templado (Jominy).

Las probetas jominy fueron sometidas a un tratamiento térmico de normalizado con el fin de estandarizar la microestructura antes de ser sometida al tratamiento térmico de temple. El normalizado se realizó de la siguiente forma, se calentaron las probetas a 870°C y se mantuvieron a esta temperatura por media hora y se enfriaron al aire. Luego se procedió a austenizar nuevamente el material con el fin de realizar el temple diferencial, para este proceso se calentó la probeta hasta alcanzar 870°C y se mantuvo a esta temperatura por media hora, luego se procedió a realizar la prueba Jominy. [8]

Posteriormente se procedió a mecanizar las probetas en dos superficies planas, paralelas longitudinalmente y diametralmente opuestas, con una profundidad de 0.015 pulgadas, con el fin de someterlas a toma de durezas bajo la escala Rockwell C. Esta toma de dureza se realizó cada 1/16 pulgadas a partir del extremo templado de la probeta, se realizaron tres tomas de dureza por cada distancia y se promediaron para la construcción de las curvas Jominy experimentales. [7,9]

Después de obtener las curvas Jominy experimentales se procedió a la preparación metalográfica de cada probeta según la norma ASTM E3-01 con el fin de analizar la variación microestructural cada 1/16 pulgadas a partir del extremo templado y correlacionarla con la dureza obtenida. Para el ataque químico se utilizó nital al 2%. [10,11]

3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

Este estudio se desarrolló mediante la implementación de la prueba Jominy. En la Figura 1 se observa el diagrama de enfriamiento continuo del acero AISI / SAE 4140 en donde se resume el comportamiento microestructural del acero al ser sometido a la prueba del extremo templado.

Los resultados de esta prueba nos muestran microestructuras martensítica a distancias cercanas al

extremo templado y la formación de bainita superior e inferior a medida que aumenta esta distancia.

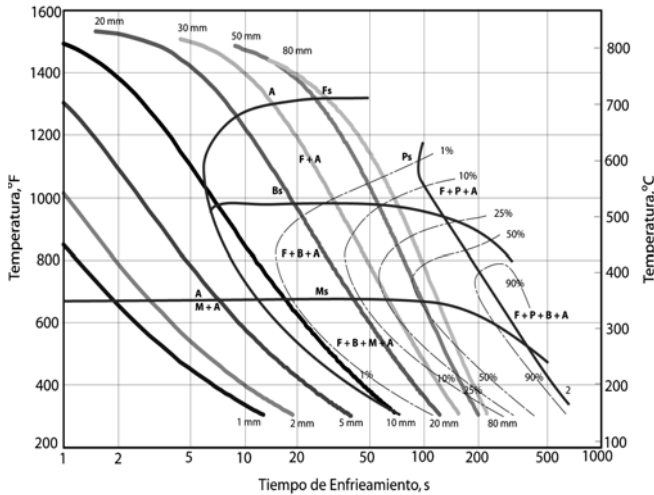


Figura 1. Diagrama de enfriamiento continuo para el acero AISI/SAE 4140. [5]

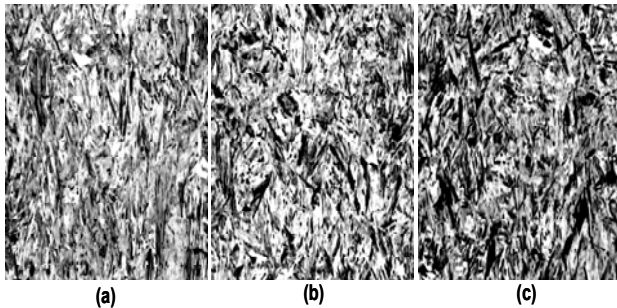


Figura 2. Cambios microestructurales del acero AISI/SAE 4140 sometido a la prueba Jominy. Ataque nital al 2%, aumentos 1000X. (a) 0.2mm, (b) 1mm, (c) 2mm

En la Figura (2a) región correspondiente a 0.2 mm del extremo templado se observa una microestructura 100% Martensita. En Las Figuras (2b y 2c) regiones correspondientes a 1 y 2 mm respectivamente se observa casi un 100% de martensita aunque se nota la presencia de bainita inferior (zonas oscuras de la micrografía)

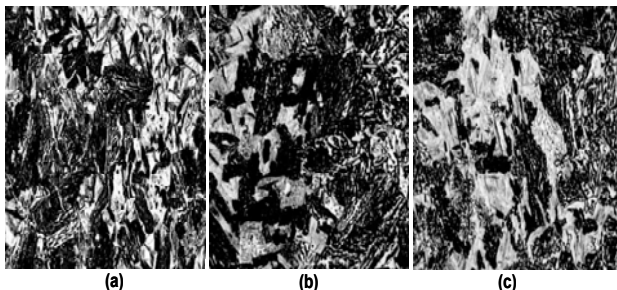


Figura 3. Cambios microestructurales del acero AISI/SAE 4140 sometido a la prueba Jominy. Ataque nital al 2%, aumentos 1000X. (a) 30mm, (b) 50mm, (c) 80mm

En la Figura 3 se observa tanto a 30, 50 y 80 mm del extremo templado la presencia en mayor proporción de

bainita inferior y superior. A estas distancias durante el enfriamiento de la probeta se cruza la zona de estabilidad de la bainita superior a altas temperaturas y posteriormente la consiguiente zona tanto de la bainita superior como de la martensita como se muestra en la Figura 1. La formación de bainita enriquece la austenita residual e introduce tensiones y defectos. Esto puede influenciar la forma en la cual la austenita residual se transforma subsecuentemente en martensita

Un método para convertir datos de transformación isotérmica y anisotérmica es la regla de reacción aditiva de Scheil(1935). Una curva de enfriamiento es tratada como una combinación de un número suficientemente grande de reacciones isotérmicas.

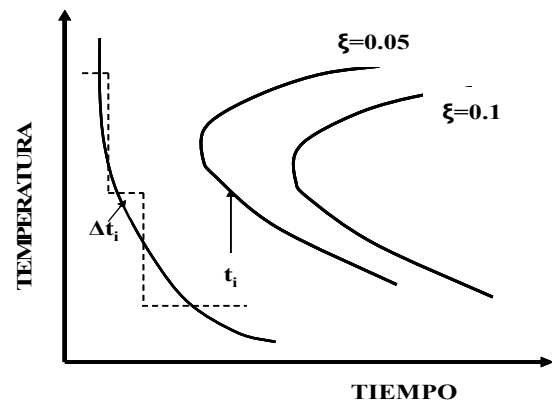


Figura 4. Método Scheil para convertir datos de transformación isotérmica y anisotérmica.

En la Figura 4 se observa como una fracción de transformación $\xi = 0.05$ es alcanzada durante un enfriamiento continuo cuando:

$$\sum \Delta t_i / t_i = 1 \tag{5}$$

Con la sumatoria comenzando cuando la fase madre (austenita) este por debajo de la temperatura de equilibrio. Esta regla solo se aplica si la velocidad de reacción depende de ξ y de T. Reacciones para el cual la regla aditiva es aplicada se conocen como reacciones isocinéticas, esto implica que la fracción transformada a cualquier temperatura depende solamente del tiempo.

Esta regla fue aplicada para el análisis de la Figura 1 en las tres primeras curvas de enfriamiento el progreso de la transformación martensítica atérmica es usualmente descrito empíricamente usando la ecuación de Koistinen y Marburger (1959):

$$1 - \xi = \exp(-C_3(M_s - T_Q)) \tag{6}$$

Donde ξ es la fracción volumétrica de martensita, T_Q es la temperatura a la cual la muestra es enfriada por debajo de M_s y $C_3 = 0.011K^{-1}$ es una constante obtenida originalmente a partir de datos experimentales.

Magee(1970) justificó esta ecuación asumiendo que el número de nuevas laminas de martensita por unidad de volumen de austenita, dN_v , es proporcional al cambio en la fuerza impulsora $\Delta G^{\gamma\alpha}$ a un enfriamiento por debajo de M_s :

$$dN = -C_4 d(\Delta G^{\gamma\alpha}) \quad (7)$$

C_4 es una constante de proporcionalidad. El cambio en la función volumétrica de martensita es dado por:

$$d\xi = V dN_v \quad (8)$$

donde dN_v es el cambio en el número de laminas de martensita formado por unidad de volumen en la muestra, dado por:

$$dN_v = (1 - \xi) dN \quad (9)$$

Combinando estas ecuaciones y sustituyendo $[d(\Delta G^{\gamma\alpha})/T]$ dT por $d(\Delta G^{\gamma\alpha})$ se obtiene:

$$d\xi = V(1 - \xi) C_4 [d(\Delta G^{\gamma\alpha})/T] dT \quad (10)$$

Integrando entre M_s y T_Q se obtiene:

$$1 - \xi = \exp(VC_4 [d(\Delta G^{\gamma\alpha})/T] (M_s - T_Q)) \quad (11)$$

La cual tiene una forma similar a la ecuación de Koistinen y Marburger.

En la Figura 3 se observan microestructuras bainíticas que se caracterizan por la formación de placas o listones de ferrita supersaturada con carbono; este elemento, dependiendo de la temperatura de transformación, se difunde hacia la austenita residual promoviendo la precipitación de carburos (bainita superior) o precipita como carburos dentro de la placa de ferrita (bainita inferior). La Figura 5 muestra esquemáticamente la formación de la bainita inferior y superior en un acero.

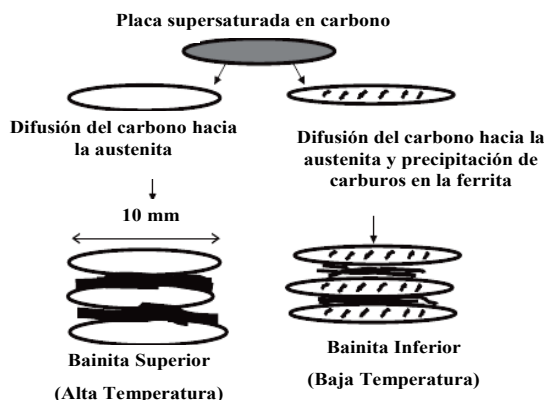


Figura 5. Ilustración esquemática de la microestructura de la bainita superior e inferior.

Este comportamiento es coherente con lo observado en la práctica (Figura 3) en donde se observan la presencia de laminas de bainita superior libres de carburos y de bainita inferior con carburos precipitados en la ferrita. Este comportamiento se ve más marcado en la Figura 3c.

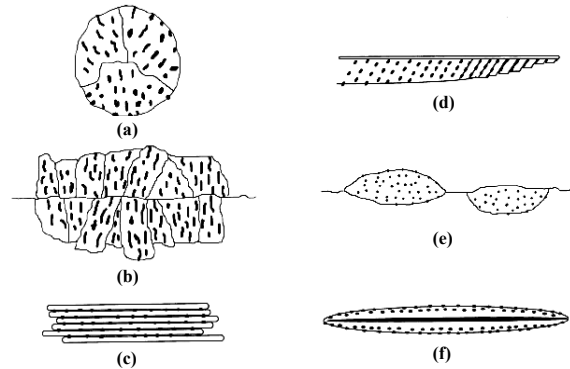


Figura 6. Ilustración esquemática de varias morfologías bainíticas. (a) bainita nodular, (b) bainita columnar a lo largo del límite de grano, (c) laminas de bainita superior, (d) bainita inferior, (e) bainita en alotriomorfos de límite de grano, y (f) bainita inversa.

En la Figura 6 se observan las diferentes morfologías bainíticas en donde los constituyentes blancos representan la fase eutectoide mayoritaria (ferrita) y los constituyentes oscuros representan la fase minoritaria (cementita). El comportamiento observado en este estudio se asemeja más a la formación de bainita nodular o granular.

La bainita nodular ocurre solamente en aceros que han sido enfriados continuamente; no se producen por transformación isotérmica. Una característica de la bainita nodular es la falta de carburos en la microestructura. El carbono que se ha segregado desde la ferrita bainítica estabiliza la austenita residual, tanto que la microestructura final contiene austenita retenida y martensita de alto carbono. Esto es consistente con lo observado en las Figuras 2 y 3, no hay redistribución de solutos sustitucionales durante la formación de bainita nodular. La extensión de la transformación bainítica nodular se encontró que depende del subenfriamiento por debajo de la temperatura de inicio de transformación bainítica. Esta es una reflexión del hecho que la microestructura como bainita convencional, exhibe un fenómeno de reacción incompleta. La evidencia por lo tanto indica que la bainita nodular no es diferente de la bainita ordinaria en su mecanismo de transformación.

La morfología es la consecuencia de dos factores: transformación de enfriamiento continuo y una concentración baja de carbono. Habraken (1965) propuso que la austenita antes de la transformación se divide en regiones las cuales algunas son ricas en carbono y otras no. Las regiones empobrecidas en carbono de la austenita

son las supuestas zonas que se transforman en bainita nodular.

4. CONCLUSIONES Y RECOMENDACIONES

➤ Se observaron las variaciones microestructurales ocurridas a lo largo de la probeta de acero AISI –SAE 4140 al ser sometido al ensayo de templabilidad Jominy. En la zona cercana al borde la probeta (aproximadamente 0.2mm) se observó la presencia de martensita y austenita retenida. Al aumentar la distancia desde el borde de la probeta se observa la presencia de bainita inferior y bainita superior con tendencia laminar notándose además una clara disminución en la dureza superficial del material.

➤ Se observó que a distancias al extremo templado superiores a 30mm la presencia de bainita con una morfología particular, bainita nodular o globular. Este tipo de bainita se presenta solamente en aceros que han sido enfriados continuamente.

5. BIBLIOGRAFÍA

Referencias de publicaciones periódicas:

- [1] R.P. Garrett , S. Xub, J. Lin , T.A. Dean. "A model for predicting austenite to bainite phase transformation in producing dual phase steels". *International Journal of Machine Tools & Manufacture* 44 (2004) 831–837.
- [2] C. Gupta , G.K. Dey , J.K. Chakravarty , D. Srivastav , S. Banerjee "A study of bainite transformation in a new CrMoV steel under continuous cooling conditions" *Scripta Materialia* 53 (2005) 559–564
- [3] K.O. Lee, J.M. Kim, M.H. Chin, S.S. Kang. "A study on the mechanical properties for developing a computer simulation model for heat treatment process". *Journal of Materials Processing Technology* 182 (2007) 65–72
- [4] Zhi-Gang Yang *, Hong-Sheng Fang. "An overview on bainite formation in steels". *Current Opinion in Solid State and Materials Science* 9 (2005) 277–286.
- [5] Lambert-Perlade, A.F. Gourgues, A. Pineau. "Austenite to bainite phase transformation in the heat-affected zone of a high strength low alloy steel". *Acta Materialia* 52 (2004) 2337–2348
- [6] N.V. Luzginova, L. Zhao, J. Sietsma. "Bainite formation kinetics in high carbon alloyed steel" *Materials Science and Engineering A* (2007).

- [7] K. Hase, C. Garcia-Mateo, H.K.D.H. Bhadeshia. "Bimodal size-distribution of bainite plates" *Materials Science and Engineering A* 438–440 (2006) 145–148
- [8] C. Garcia-Mateo, H.K.D.H. Bhadeshia "Nucleation theory for high-carbon bainite" *Materials Science and Engineering A* 378 (2004) 289–292
- [9] D.V. Edmondsa, K. He F.C. Rizzo, B.C. De Cooman, D.K. Matlock, J.G. Speer "Quenching and partitioning martensite—A novel steel heat treatment" *Materials Science and Engineering A* 438–440 (2006) 25–34
- [10] Manabu Takahashi. Recent progress: kinetics of the bainite transformation in steels. *Current Opinion in Solid State and Materials Science* 8 (2004) 213–217

Referencias de libros:

- [11] Valencia, Tecnología del tratamiento térmico de los metales, 2nd ed., Editorial Universidad de Antioquia, 1992, p.62 Y 123.
 - [12] Valencia, Transformaciones de fase en metalurgia, 2nd ed., Editorial Universidad de Antioquia, 1998, p.69 Y 136.
 - [13] ASM international, Metal Handbook, Properties and selection: irons, steel and high performance alloys. Vol. 1, 1990. p.449.
 - [14] ASM international, Metal Handbook, Heat treating. Vol. 4, 1991. p.35, 67 y 207.
 - [15] G. Dieter, Mechanical Metallurgy, 2nd ed, McGraw Hill, 1988, p.325.
- ##### Normas:
- [16] A-255. Standard test methods for determining hardenability of steel. ASTM Standard. 2002.
 - [17] A-304. Standard specifications for carbon and alloy steel bars subject to end quench hardenability requirements. ASTM Standard. 2004.
 - [18] E-3. Standard guide for preparation of metallographic specimens. ASTM Standard. 2001.
 - [19] E7. Standard terminology relating to metallography. ASTM Standard. 2000.
 - [20] E18. Standard test methods for Rockwell hardness and Rockwell superficial hardness of metallic materials. ASTM Standard. 2003.