

OBTENCIÓN DE CURVAS DE ENFRIAMIENTO CONTINUO DE ACEROS DE BAJO CARBONO MICROALEADOS MEDIANTE DILATOMETRÍAS A DIFERENTES RAPIDECESES DE ENFRIAMIENTO

CONTINUOUS COOLING CURVES OBTAINED BY DILATOMETRY USING DIFFERENT COOLING RATES ON LOW CARBON MICROALLOYED STEELS

Matías Ramírez¹, Elena Brandaleze¹

(1) Grupo Tecnología de Procesos, Departamento de Metalurgia – DEYTEMA, Universidad Tecnológica Nacional, Facultad Regional San Nicolás, Colón 332, San Nicolás - Argentina
(e-mail: maramirez@frsn.utn.edu.ar)

Recibido: 29/12/2015 - Evaluado: 03/02/2016 - Aceptado: 21/03/2016

RESUMEN

En este trabajo se presentan los resultados de la obtención de curvas de enfriamiento continuo (curvas CCT) a partir de ensayos de dilatometría, contemplando diferentes rapidezces de enfriamiento para dos aceros de bajo carbono microaleados. En base a las curvas de dilatometría, se determinan las temperaturas iniciales y finales de transformación de austenita a ferrita. Luego, se grafica cada rapidez de enfriamiento y se ubican las temperaturas de transformación de fases identificadas previamente. Se correlaciona esta información con resultados del estudio microestructural realizado sobre cada muestra mediante microscopía óptica. Se contempla la identificación y cuantificación (a través de la determinación de la fracción volumétrica) de los microconstituyentes presentes en cada caso. Finalmente, se completa el estudio con mediciones de microdureza. Basados en los resultados se logra construir la curva CCT correspondiente a cada acero en el rango de rapidezces de enfriamiento entre 0,03°C/s y 8,2 °C/s.

ABSTRACT

In this paper the results of obtaining continuous cooling curves (CCT curves) are presented from tests of dilatometry, contemplating different cooling rates for two microalloyed low carbon steels. Based on the dilatometry curves, the start and finish temperatures of austenite to ferrite transformation are determined. Then, plots corresponding to each cooling rate with the phase transformation temperatures previously determined placed on them have been constructed. This information was correlated with results of a microstructural study of all the samples, carried out by light microscopy. The microconstituent identification and quantification (through the phase volume fraction determination), was carried out. The study was completed with microhardness measurements. Based on all the results, CCT curves for both steels at cooling rates between 0.03 °C/s and 8,2 °C/s, were obtained.

Palabras clave: cinética de enfriamiento, dilatometría, microscopía óptica, aceros
Keywords: cooling kinetic, dilatometry, light microscopy, steels

INTRODUCCIÓN

Las chapas de acero microaleado laminadas en frío, se utilizan principalmente como piezas de carrocería y requieren una excelente combinación de propiedades, tales como alta resistencia mecánica y buena conformabilidad. El refinamiento del grano mejora la resistencia y la dureza, sin disminuir la ductilidad y conformabilidad del acero. Un aumento de la resistencia mecánica en estos aceros, permite con una chapa de menor espesor, reducir el peso del auto y mejorar en cuanto a la eficiencia del combustible. Por otro lado, se logra alcanzar una tenacidad más elevada, que contribuye a la seguridad de los pasajeros. En los desarrollos de aceros de grano ultra fino y alta resistencia, existen diferentes alternativas de procesamiento empleando laminación en frío y tratamientos de recocido, parte de ellas se describen en (Hasan *et al.*, 2012).

Para conferir dichas propiedades a los productos de acero es necesario trabajar sobre la microestructura del mismo. Esto implica tener un profundo conocimiento acerca del inicio y fin de la transformación de austenita a ferrita, con el objetivo de lograr un control adecuado de la evolución microestructural durante los procesos de conformado (Pandi & Yue, 1994). En coincidencia con lo mencionado previamente Verhoeven (1987), comenta que los medios principales para el control de las propiedades mecánicas de estos aceros se enfocan en las transformaciones de fase, en la fracción volumétrica presente de cada una de ellas y el control del tamaño de grano. Industrialmente, es necesario contar con información que permita hallar las variables operativas adecuadas para ajustar los tratamientos termomecánicos que faciliten alcanzar la microestructura deseada en los productos de acero (Gümüş *et al.*, 2012).

A tal fin, la representación gráfica de las curvas de inicio y fin de la transformación de fase o diagramas de transformación por enfriamiento continuo (curvas CCT), constituyen una importante contribución. Las mismas se han aplicado en el estudio de aceros desde hace largos años (Eldis, 1978), hasta la actualidad (Krauss, 2015). Existen diversas metodologías para poder determinar las temperaturas de transformación de fases dentro de las que se incluyen técnicas que requieren máquinas de ensayos que permiten simular el proceso termomecánico. Esto se logra mediante ensayos que combinan temperatura y solicitaciones mecánicas de compresión o torsión, tales como los mencionados por (Pandi & Yue, 1994). Estas máquinas de ensayo suelen resultar menos accesibles. Las técnicas de análisis térmico diferencial, dentro de las que se contemplan los ensayos de dilatometría, representan una metodología alternativa para la obtención de curvas CCT (Gümüş *et al.*, 2012). La precisión de estos ensayos depende en gran parte de las condiciones experimentales empleadas y de la geometría de la muestra (Van der Wolk *et al.*, 2001). En cuanto a este tipo de técnicas también (Pandi & Yue, 1994) informan resultados de la aplicación de las mismas con el objetivo de estudiar la cinética de transformación de austenita a ferrita en los aceros. Autores como Wilson (1994) y Bhadeshia & Honeycombe (2006), realizan una profunda revisión sobre la morfología y cinética de la transformación $\gamma \rightarrow \alpha$ que se produce en los aceros bajo carbono microaleados que involucra la formación de diferentes tipos de ferrita: ferrita poligonal, ferrita masiva, diferentes tipos de bainitas, martensitas (acicular y maclada). Es por esto que la expansión o contracción volumétrica de los aceros de bajo carbono microaleados depende de la temperatura y de la cantidad relativa de los diferentes microconstituyentes que puedan estar presentes. Es relevante mencionar además que (Boyadjiev *et al.*, 1996) han empleado análisis numérico y correlaciones empíricas como otra metodología para lograr aproximaciones a las transformaciones de fase de aceros y obtener las curvas de enfriamiento continuo.

El propósito de este trabajo es informar resultados de la aplicación de una metodología para la obtención de curvas de enfriamiento continuo (CCT), aplicando ensayos de dilatometría sobre dos aceros de bajo carbono microaleados, contemplando diferentes rapidezces de enfriamiento en combinación con estudios microestructurales de las muestras ensayadas realizados mediante microscopía óptica. Se han identificado y cuantificado los microconstituyentes presentes a través del uso de un reactivo metalográfico selectivo. Además, se ha realizado la determinación del tamaño de grano. La información obtenida, se correlaciona además con mediciones de microdureza. Las temperaturas de inicio y fin de la transformación de fase $\gamma \rightarrow \alpha$ obtenidas en forma experimental para cada acero, se han comparado con las calculadas aplicando las expresiones empíricas informadas por (Bhadeshia & Honeycombe, 2006), para este tipo de aceros. Cabe mencionar que los resultados

obtenidos para ambos aceros de bajo carbono microaleados con diferentes contenidos de carbono y microaleantes en la composición química, han resultado de gran aplicación industrial.

MATERIAL Y METODO

Material de estudio

Con el objetivo de establecer el impacto de los contenidos de carbono y microaleantes (Nb, Ti y V) sobre las temperaturas de transformación y la estructura del material sometido a diferentes rapidezces de enfriamiento, se seleccionaron para este trabajo muestras de dos aceros de bajo carbono microaleado cuya composición química se presenta en la Tabla 1. Dichos aceros se identifican en este trabajo como A y B.

Tabla 1: Composición química de los aceros (%wt).

Composición	Acero A	Acero B
C	0.11	0.06
Mn	1.18	1.21
Al	0.08	0.06
Si	0.19	0.20
Nb	0.05	0.10
Ti	0.01	0.04
V	0.09	vestigios

Experimental

Para poder determinar las temperaturas de transformación de fases de ambos materiales a diferentes rapidezces de enfriamiento se aplica la técnica de dilatometría. A tal fin, se dimensionan muestras de sección cuadrada de: 5 mm x 5 mm y 25 mm de longitud. Los ensayos se llevan a cabo en un dilatómetro THETA DILATRONICS II contemplando una temperatura máxima de calentamiento de 900°C alcanzada a 10°C/min, en atmósfera de Ar. El tiempo de mantenimiento aplicado es de 8 min para lograr la austenización y luego se sometieron las muestras a diferentes rapidezces de enfriamiento en el rango entre 0,034 °C/s a 8,21 °C/s realizadas en forma continua.

Para cada uno de los especímenes, se obtiene una curva $\Delta L/L_0$ (%) en función de la temperatura T (°C). En base a cada una de ellas se determinan las temperaturas de transformación de fase, analizando los cambios de pendientes. Posteriormente, para cada acero se construyen gráficos T (°C) - t(s), con las correspondientes rapidezces de enfriamiento. Las temperaturas de transformación obtenidas experimentalmente, se correlacionan con las calculadas teóricamente aplicando un modelo de desarrollo propio en base a expresiones empíricas que se aplican para aceros de bajo carbono, de acuerdo a (Bhadeshia & Honeycombe, 2006).

Sobre cada una de las curvas de rapidez de enfriamiento se ubican las temperaturas de inicio y fin de transformación de fase obtenidas. Estos resultados se correlacionan con el estudio microestructural realizado mediante microscopía óptica (utilizando un microscopio OLYMPUS GX 51 que cuenta con un sistema de análisis de imágenes Leco IA 32) y los correspondientes valores de microdureza Vickers (H_v) (determinados sobre cada muestra mediante un microdurómetro Leco LMT 300), aplicando una carga de 10 g. Finalmente se construyen las curvas CCT, correspondientes a cada acero, contemplando el intervalo de rapidezces de enfriamiento entre 0,03°C/s y 8,2°C/s.

Cabe mencionar que la identificación de los microconstituyentes presentes en la estructura se realiza empleando el reactivo selectivo Le Pera (Krauss & Thompson, 2005) que permite identificar a la bainita en color blanco y a la ferrita poligonal en gris oscuro. El buen contraste que se logra en la imagen, permite estimar la fracción volumétrica de fases presentes a través de la técnica de colorimetría que posee el sistema de análisis de imágenes. También se determina el tamaño de grano sobre cada una de las muestras.

RESULTADOS Y DISCUSIÓN

Ensayos de dilatometría

Sobre cada una de las curvas de dilatometría, $\Delta L/L_0$ (%) en función de la temperatura en ($^{\circ}\text{C}$) obtenidas para cada acero, se identifican y determinan las temperaturas de inicio y fin transformación de fases de $\gamma \rightarrow \alpha$ en base a los cambios de pendiente presentes. En las Figura 1a, se presenta la curva correspondiente al acero B a la rapidez de enfriamiento $0,03^{\circ}\text{C/s}$ y en la Figura 1b se puede observar un detalle del cálculo de las temperaturas de inicio y fin de la transformación de austenita a ferrita poligonal.

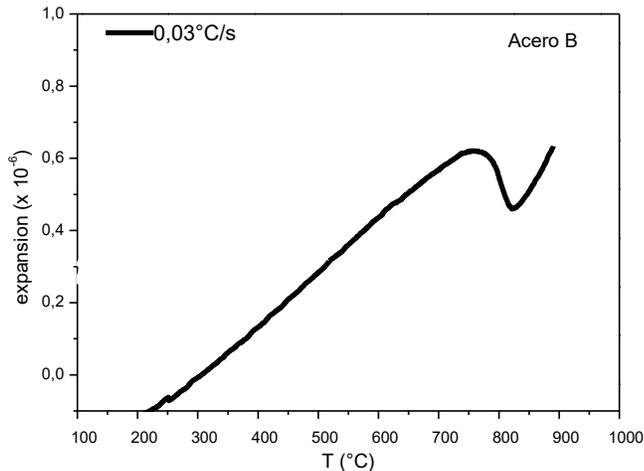


Fig. 1a: Curva $\Delta L/L_0$ (%) en función de la temperatura T ($^{\circ}\text{C}$) correspondiente al acero B, obtenida a la rapidez de enfriamiento $0,03^{\circ}\text{C/s}$.

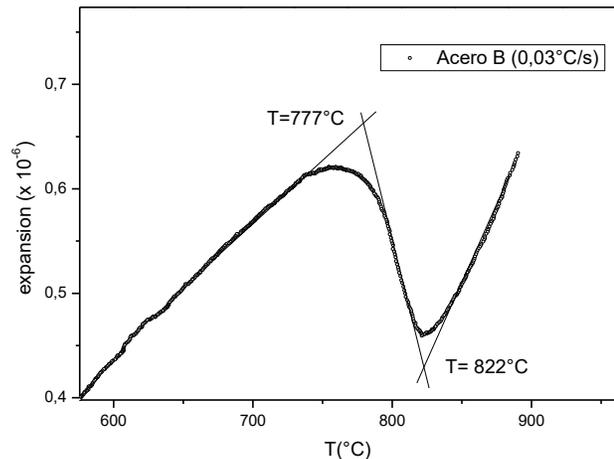


Fig. 1b: Determinación de las temperaturas de inicio y fin de transformación de austenita a ferrita poligonal en el muestra de acero B sometida a la rapidez de enfriamiento $0,03^{\circ}\text{C/s}$.

Siguiendo la misma metodología se determinan para ambos aceros A y B las temperaturas de inicio y fin de la transformación $\gamma \rightarrow \alpha$, que se presentan para cada rapidez de enfriamiento. En la Tabla 2, se detallan los valores obtenidos para cada acero y rapidez de enfriamiento contemplada.

Tabla 2: Velocidades de enfriamiento contempladas y temperaturas iniciales T_i y finales T_f de la transformación de fase $\gamma \rightarrow \alpha$, determinadas para ambos aceros.

Velocidades de enfriamiento ($^{\circ}\text{C/s}$)	T_i ($\gamma \rightarrow \alpha$) ($^{\circ}\text{C}$)	T_f ($\gamma \rightarrow \alpha$) ($^{\circ}\text{C}$)
Acero A		
0.034	784	712
0.228	774	706
3.36	695	605
7.75	645	545
Acero B		
0.034	822	777
0.223	806	768
3.28	759	657
8.21	693	624

Analizando las curvas de dilatometría de los aceros A y B se verifica que a la menor rapidez de enfriamiento ($0,03^{\circ}\text{C/s}$) sólo se evidencian los cambios de pendiente asociados a la temperatura de inicio y fin de la

transformación de $\gamma \rightarrow \alpha$, donde la fase final es ferrita poligonal. En particular, existe una diferencia entre las curvas del acero A y B a $0,23^\circ\text{C/s}$, dado que el acero B mantiene el mismo comportamiento descrito para $0,03^\circ\text{C/s}$, no obstante el acero A muestra además del cambio de pendiente correspondiente a la transformación de $\gamma \rightarrow \alpha$, otro pequeño cambio de pendiente correspondiente a la formación de una segunda fase ferrítica en baja proporción, interpretada como posible bainita. A las mayores rapidezces de enfriamiento ($3,3^\circ\text{C/s}$ y $8,2^\circ\text{C/s}$) se observan, en el tramo de la curva donde se manifiestan las transformaciones de fase $\gamma \rightarrow \alpha$ la presencia de más de un cambio de pendiente indicando la formación de otra fase ferrítica (bainita), además de la ferrita poligonal. Es necesario aclarar que acero A, presenta más de un cambio de pendiente (durante la transformación ($\gamma \rightarrow \alpha$) tanto en la curva correspondiente a la rapidez de enfriamiento de $3,3^\circ\text{C/s}$ como a $8,2^\circ\text{C/s}$, claramente visibles. A diferencia, el acero B manifiesta más de un cambio de pendiente a la misma rapidez de enfriamiento siendo más pronunciado sólo en el caso de la curva $8,2^\circ\text{C/s}$.

Con el objetivo de corroborar la posible presencia de bainitas o martensitas en la estructura de los aceros sometidos a los diferentes perfiles térmicos, se calculan los valores de temperaturas de inicio y fin de transformación de fase $\gamma \rightarrow \alpha$ a través del modelo teórico en base a expresiones empíricas que utilizan la composición química del acero. En particular se contemplan en este caso para el cálculo la transformación a bainita (B) y martensita (M). Los resultados obtenidos se pueden observar en la Tabla 3.

Tabla 3: Temperaturas de inicio y fin de transformación bainítica y martensítica obtenidas mediante modelo de cálculo teórico en base a la composición química del acero.

Acero	B _i	B _f	M _i	M _f
A	694	574	470	270
B	705	585	493	293

Se construyen gráficos T (°C) - t(s), donde se observan las curvas correspondientes a cada rapidez de enfriamiento aplicada para cada acero (A y B) en el rango entre $0,03^\circ\text{C/s}$ y $8,2^\circ\text{C/s}$. Sobre cada curva se ubican las temperaturas de inicio y final de transformaciones de fases $\gamma \rightarrow \alpha$ determinadas en forma experimental y además se indican mediante líneas segmentadas las temperaturas teóricas de inicio y fin de la transformación bainítica (B_i y B_f) e inicial de la transformación martensítica (M_i), estimadas mediante el modelo teórico, ver Figuras 2(a) y 2(b).

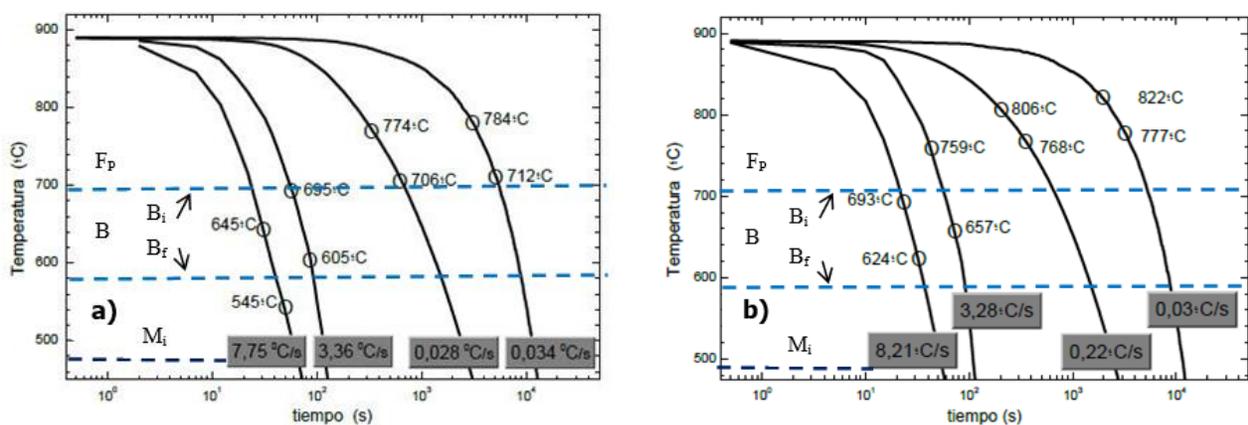


Fig. 2: a) Curva CCT obtenida para el acero A, b) Curva CCT obtenida para el acero B, ambas en el rango de rapidezces de enfriamiento entre $0,03^\circ\text{C/s}$ y $8,2^\circ\text{C/s}$.

A partir de los resultados obtenidos, se puede notar que el acero A presenta temperaturas de inicio y fin de la transformación $\gamma \rightarrow \alpha$ inferiores respecto a las que posee el acero B. Este hecho se justifica en que el acero A posee http://www.exeedu.com/publishing.cl/av_cienc_ing/

un contenido de carbono superior (0,11%C) respecto del B (0,06%C) lo que provoca el desplazamiento de las temperaturas de transformación hacia abajo. Además, el mayor contenido de microaleantes presentes Nb, V y Ti generan también un desplazamiento de las temperaturas de transformación ligeramente hacia la derecha. Se sabe que el contenido de C y de los elementos microaleantes modifican las posiciones de las curvas CCT de los aceros. Los resultados resultan consistentes de acuerdo con lo mostrado por Mangal *et al.* (2014).

Si bien es necesario tener presente que la precisión de las temperaturas de transformación determinadas bajo esta metodología, depende de las condiciones de los ensayos de dilatometría y del método empleado para la determinación de los puntos de transformación de fases, tal como expresa (Motyčka & Kövér, 2012), la correlación con las temperaturas obtenidas a través del cálculo aplicando el modelo teórico permiten predecir que en el caso del acero A para las rapidezces de enfriamiento (3,3°C/s y 7,7°C/s) la microestructura podría tener la presencia de bainita (B) y una matriz de ferrita poligonal (F_p). A diferencia en el acero B, sólo se podría predecir con mayor certeza la formación de bainita (B) en una matriz de ferrita poligonal (F_p) a la rapidez de enfriamiento de 8,2 °C/s. Sin embargo, no se puede descartar la presencia de bajas proporciones o trazas de bainita a la rapidez de enfriamiento 3,3°C/s, dado que la temperatura de fin de transformación $\gamma \rightarrow \alpha$ se halla en el rango de temperaturas bainíticas estimadas para dicho acero.

Estudio microestructural

La realización del estudio microestructural de cada una de las muestras permite comprobar las características estructurales presentes en cada acero para cada rapidez de enfriamiento contemplada. Cabe recordar que mediante el reactivo de Le Pera, la fase ferrita poligonal (F_p) se identifica de color gris oscuro y la bainita (B) de color blanco (Krauss & Thompson, 2005).

Se verifica que en las muestras de ambos aceros correspondientes a las rapidezces de enfriamiento lenta (0,03 °C/s) la microestructura está constituida por (F_p) ferrita poligonal. Esta afirmación es coincidente con la información obtenida a partir de las curvas CCT de ambos aceros. En la Figura 3, se observa el aspecto de la estructura del acero A sometido a 0,03°C/s.

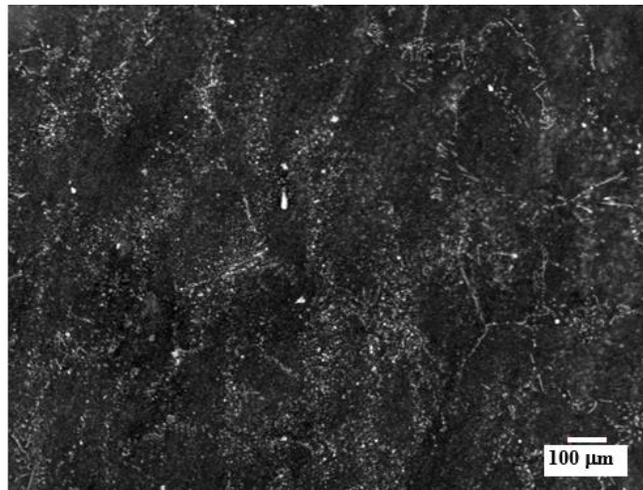


Fig. 3: Aspecto de la estructura constituida por ferrita poligonal (F_p) presente en el acero A sometido a una rapidez de enfriamiento de 0,03°C/s.

Sin embargo, a rapidezces de enfriamiento más acentuadas se evidencia la presencia de fase bainita en diferentes proporciones para cada acero. En las Figuras 4 y 5, se puede observar el aspecto de la estructura de cada material a la mayor rapidez de enfriamiento contemplada.

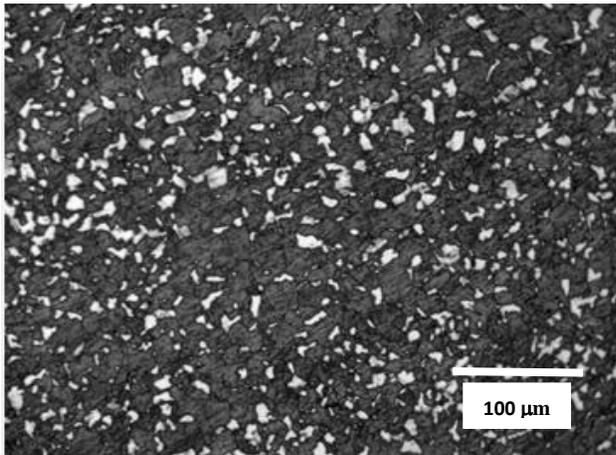


Fig. 4: Fase blanca bainítica observada en el acero A sometido a una $V_e = 7,7^\circ\text{C/s}$.

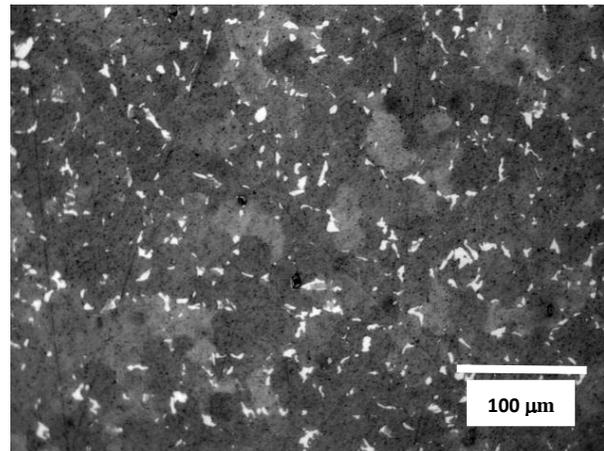


Fig. 5: Fase blanca bainítica observada en el acero B sometido a una $V_e = 8,2^\circ\text{C/s}$.

En la Tabla 4, se resumen todos los resultados obtenidos en el estudio microestructural realizado. Tal como se puede notar el acero A posee porcentajes de bainita más elevados que los correspondientes al acero B. En el acero A, se detecta bainita para las rapidezces de enfriamiento entre $0,23^\circ\text{C}$ y $7,7^\circ\text{C/s}$ y se determina un tamaño de grano más fino que el acero B. Estos resultados son consistentes por un lado con el contenido de C y de microaleantes presentes en el acero A y además con las predicciones de las curvas de enfriamiento continuo obtenidas en este estudio.

Tabla 4: Resultados del estudio microestructural realizado mediante microscopía óptica.

Acero	Rapidez de enfriamiento	% Bainita	Tamaño de grano (mm)	Microestructura
A	$7,7^\circ\text{C/s}$	12	<2	F_p+B
	$3,3^\circ\text{C/s}$	5.6	2	F_p+B
	$0,23^\circ\text{C/s}$	2	3	F_p+B
	$0,03^\circ\text{C/s}$	-	4	F_p
B	$8,2^\circ\text{C/s}$	3,6	<3	F_p+B
	$3,28^\circ\text{C/s}$	1.2	3	F_p+B
	$0,23^\circ\text{C/s}$	-	4	F_p
	$0,03^\circ\text{C/s}$	-	5	F_p

Es evidente que el acero B presenta menores porcentajes de fase bainita en la microestructura final que el acero A. Además, en el acero B se identifica bainita sólo a $3,28^\circ\text{C/s}$ y $8,2^\circ\text{C/s}$. Estos resultados resultan coincidentes con las predicciones de las curvas de enfriamiento continuo obtenidas. Esto, se justifica debido al menor contenido de C y de aleantes en la composición química que posee el mismo. Es evidente que el menor porcentaje de aleantes en el acero B promueve el desarrollo de un tamaño de grano ligeramente superior al determinado en el acero A. Tal como expresa (Howe, 2009), el refinamiento en el tamaño de grano permite alcanzar alta resistencia combinada con una gran mejora en la tenacidad, lo que nos permitiría considerar que ambos aceros debido a que poseen tamaños de grano muy fino, desarrollarían comportamientos mecánicos apropiados para la aplicación automotriz. En estos grados de aceros de bajo carbono microaleados, la presencia de mayores porcentajes de bainita de tamaño de grano fino, también contribuyen a la combinación de las propiedades mecánicas deseadas. Estos resultados coinciden con la información que reporta (Bhadeshia & Honeycombe, 2006) en su libro sobre aceros bainíticos.

Microdureza

Los resultados de microdureza H_v , corroboran por un lado el impacto del mayor contenido de carbono y de microaleantes que promueven un tamaño de grano mucho más fino y mayor contenido de bainita en el acero A. El incremento en las diferencias de los valores de microdureza obtenidos para las rapidezces de enfriamiento más altas entre el acero A y B, corroboran el mayor porcentaje de bainita generado en la microestructura del acero A, ver la Figura 6.

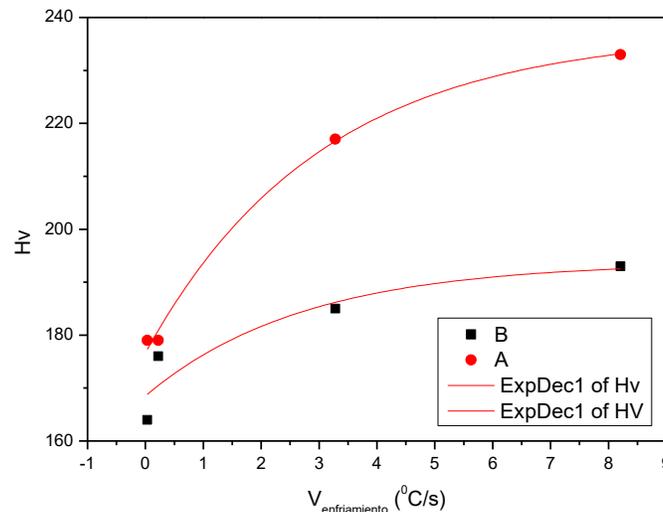


Fig. 6: Comparación de valores de microdureza para los aceros A y B sometidos a diferentes velocidades de enfriamiento

Tal como lo expresan Krauss y Thompson (1995), las adiciones de Nb y Ti, fomentan la remoción del carbono en la solución sólida intersticial de la ferrita promoviendo una mayor formabilidad en el material. El Nb y Ti fomentan la formación de partículas en borde de grano austenítico previo y controlan la nucleación de ferrita posterior tanto como el crecimiento de grano. Esta afirmación junto a las diferencias en contenido de carbono del acero B permiten explicar la menor proporción de fase bainítica desarrollada en la microestructura del acero B, tanto como los menores valores de microdureza que indican una mayor ductilidad en el material.

CONCLUSIONES

Mediante ensayos de dilatometría se han logrado obtener las curvas de enfriamiento continuo (CCT) para dos aceros de bajo carbono microaleados seleccionados con diferentes composición química, en el rango de rapidezces de enfriamiento entre 0,03°C/s y 8,2°C/s. Además, se ha logrado predecir en base a las curvas los microconstituyentes particulares para cada uno de los perfiles térmicos propuestos en el estudio.

El estudio microestructural mediante microscopía óptica y las mediciones de microdureza junto a la estimación de las temperaturas de inicio y fin de transformación bainítica (obtenida en base a cálculos realizados con el modelo teórico contemplando la composición química de ambos aceros) han permitido corroborar las predicciones de las curvas de enfriamiento continuo obtenidas.

La información obtenida a partir del estudio realizado representa un aporte de gran importancia para la industria siderúrgica productora de aceros de bajo carbono microaleados, debido a que es de aplicación concreta para lograr mejoras en los procesos termomecánicos asociados a la producción de los mismos.

REFERENCIAS

1. Bhadeshia, H.K.D.H. & Honeycombe, R.W.K. (2006). *Steels, Microstructure and Properties*. Elsevier, Oxford.
2. Boyadjiev, I.I., Thomson, P.F. & Lam, Y.C. (1996). Computation of the diffusional transformation of continuously cooled austenite for predictin the coefficient of thermal expansion in the numerical analysis of thermal stress. *ISIJ International*, 36 (11), 1413-1419.
3. Eldis, G.T. (1978). *A critical review of data sources for IT and CCT transformation diagrams, Hardenability concepts with applications to steel*, AIME, Warredale, PA, 126-153.
4. Gümüş S., Erişir E., Zeren M., Köse G. & Findık E. (2012). *Dilatometric investigations of the effect of heat treatment on the microstructure of hot rolled mining support profile*. Metal 2012, 25/5, Czech Republic, EU.
5. Hasan, S.M., Haldar, A. & Chakrabarti, D. (2012). Microstructure and mechanical property of cold rolled low carbon steel after prolonged annealing treatment. *Materials Science and Technology*, 28 (7), 823-833.
6. Howe, A.A. (2009) Industry perspective on ultrafine grained steels. *Materials Science and Technology*, 25 (7), 815-819.
7. Krauss, G. & Thompson, S.W. (1995). Ferritic Microstructure in Continuously cooled low and ultralow carbon steels. *ISIJ International*, 35 (8), 937-945.
8. Krauss, G. (2015). *Steels; Processing, Structure and Performance*, 2nd edition, ASM, Materials Park, OH.
9. Pandi, R. & Yue, S. (1994). Dynamic transformation of austenite to ferrite in low carbon steel, *ISIJ International*, 34 (3), 270-279.
10. Mangal, A., Biswas, P., Lenka, S., Singh, V., Singh, S.B. & Kundu, S. (2014). Dilatometric and microstructural response of variant selection during α' transformation. *Materials Science and Technology*, 30 (9), 1116-1124.
11. Motyčka, P. & Kövér, M. (2012). *Evaluation methods of dilatometer curves of phase transformations*, COMAT 2012, 22/11, Plzeň, Czech Republic, EU.
12. Van der Wolk, P.J., Sietsma, J. & Parker S. V. (2001), Evaluation of semiphysical phase transformation model for engineering steels using measured continuous cooling transformation diagrams. *Materials Science and Technology*, 17, 127-134.
13. Verhoeven, J.D. (1987). *Fundamentos de Metalurgia Física*. 1^a ed. México: Limusa.
14. Wilson, E.A. (1994). The $\gamma \rightarrow \alpha$ transformation in low carbon irons, *Review ISIJ International*, 34 (8), 615-630.

