

# Microestructura y nanoindentación de la zona de la soldadura de un acero microaleado experimental

## Microstructure and nanoindentation of the welding zone of an experimental microalloyed steel

Edgar López Martínez<sup>1</sup>, Sergio Serna<sup>2</sup>, Osvaldo Flores<sup>3</sup>, Bernardo Campillo<sup>3,4</sup>

<sup>1</sup>Campus Tehuantepec, Universidad del Istmo, <sup>2</sup>Centro de Investigación en Ingeniería y Ciencias Aplicadas, Universidad Autónoma del Estado de Morelos, <sup>3</sup>Instituto de Ciencias Físicas, Universidad Nacional Autónoma de México,

<sup>4</sup>Facultad de Química, Universidad Nacional Autónoma de México

<sup>1</sup>edgar0902@yahoo.com.mx, <sup>2</sup>aserna@uaem.mx, <sup>3</sup>osvaldo@fis.unam.mx, <sup>3,4</sup>bci@fis.unam.mx

**Resumen**— Se analizó el efecto de los ciclos térmicos de soldadura en la microestructura de un acero microaleado experimental martensítico-bainítico. En la zona de fusión se presenta una microestructura de bainita y ferrita acicular. En la zona afectada por el calor se presenta una microestructura de: a) bainita en la subzona de crecimiento de grano; b) ferrita poligonal en la subzona de recristalización; c) ferrita cuasi-poligonal y martensita revenida en la subzona intercrítica; d) martensita revenida en la subzona subcrítica. Mediante pruebas de microdureza se observó que se presenta un ablandamiento en las subzonas de recristalización, intercrítica y subcrítica, el cual está relacionado con la microestructura presente. Adicionalmente, con pruebas de nanoindentación, se observó un endurecimiento en la frontera que separa a la subzona intercrítica de la subcrítica, que puede ser atribuido a un fenómeno de endurecimiento secundario por precipitación de carburos de los elementos aleantes. Finalmente, se observó que la ferrita poligonal presenta un comportamiento y nanodureza similar a la bainita debido al efecto del borde de grano.

**Palabras claves**— Acero microaleado, Martensita revenida, Nanodureza, Nanoindentación, Zona afectada por el calor.

**Abstract**— The effect of welding thermal cycles on microstructure of a martensite-bainite experimental microalloyed steel was analyzed. In the fusion zone, bainite and acicular ferrite microstructure is presented. In the heat affected zone, the microstructure presented is: a) bainite in the grain coarsening subzone; b) polygonal ferrite in the recrystallization subzone; c) quasi-polygonal ferrite and tempering martensite in the intercritical subzone; d) tempering martensite in the subcritical subzone. By microhardness tests, a softening in the recrystallization, intercritical and subcritical subzones was observed, which is related to the microstructural features. Additionally, by nanohardness tests, hardening was observed in the boundary between intercritical and subcritical subzones, which can be attributed to a secondary hardening phenomenon due the precipitation of carbides of alloying elements. Finally, polygonal ferrite and bainite have similar behavior and nanohardness which is due the grain boundary.

**Keywords**— Microalloyed Steel, Tempering martensite, Nanohardness, Nanoindentation, Heat affected zone.

**Tipo de artículo:** Original

**Fecha de recepción:** 27 de noviembre de 2015

**Fecha de aceptación:** 7 de abril de 2016

### 1. Introducción

Los aceros microaleados obtienen sus propiedades mecánicas finales por medio de los mecanismos de endurecimiento por tamaño de grano y precipitación de carbonitruros. Cuando un acero martensítico es sometido a un ciclo térmico de calentamiento y enfriamiento, se puede observar una disminución de la dureza, debido al revenido de la martensita. En la soldadura de aceros microaleados en donde la microestructura original del material base está compuesta por martensita, en la zona afectada por el calor (ZAC), se ha observado una

disminución de la microdureza. A esto se le conoce como ablandamiento de la ZAC. Este ablandamiento (disminución de la resistencia mecánica local), está relacionado con fallas de deformación localizada [1], además de que puede promoverse el agrietamiento inducido por el hidrógeno [2]. Este fenómeno se ha relacionado con las microestructuras desarrolladas en la ZAC por efecto de los ciclos térmicos y por el revenido de la martensita [3] que se promueve en la subzona denominada zona afectada por el calor subcrítica (ZACSC), en la cual se experimentan temperaturas pico inferiores a la temperatura crítica de transformación Ac1. El revenido de la martensita se ha estudiado ampliamente en el tratamiento térmico de aceros templados. A diferencia del revenido de aceros templados, el ciclo térmico que se presenta en la ZACSC es muy rápido. Este tipo de revenido como el

que se presenta en la soldadura (ciclos de calentamiento y enfriamiento rápidos) se ha estudiado muy poco.

El ablandamiento de la ZAC es un fenómeno complejo que es función de la microestructura original, la composición química, el calor de aporte de soldadura y el estado de deformación [3, 4].

La determinación del espesor del ablandamiento de la ZAC se realiza mediante un barrido de microdurezas en la zona de la soldadura, pero, mediante pruebas de nanoindentación, se ha probado que puede ser subestimado [5].

En este trabajo se determinó la nanodureza de las fases y microconstituyentes de la zona de la soldadura y el espesor de la ZACSC de un acero microaleado experimental que presenta una microestructura inicial de martensita y bainita.

## 2. Procedimiento

El material de trabajo es un acero microaleado experimental en forma de placas de 11 mm de espesor y con una composición química de: 0.028 % C, 0.244 % Si, 1.000 % Mn, 1.354 % Ni, 0.025 % Nb, 0.015 % Ti y 0.006 % N. Se realizó una soldadura de una pasada sin material de aporte con el proceso de soldadura por arco con gas-tungsteno (GTAW) sobre una placa del material. No se realizó un precalentamiento ni post-tratamiento térmico de la soldadura. Para revelar la microestructura producida, se utilizaron los reactivos: Nital 2, Picral 1 y LePera. Con el equipo Shimadzu Microhardness modelo HMV-2, se realizó un barrido de microdurezas, desde la zona de fusión (ZF) hasta el material base (MB), con una fuerza de 980.5 mN y con un tiempo de 15 s.

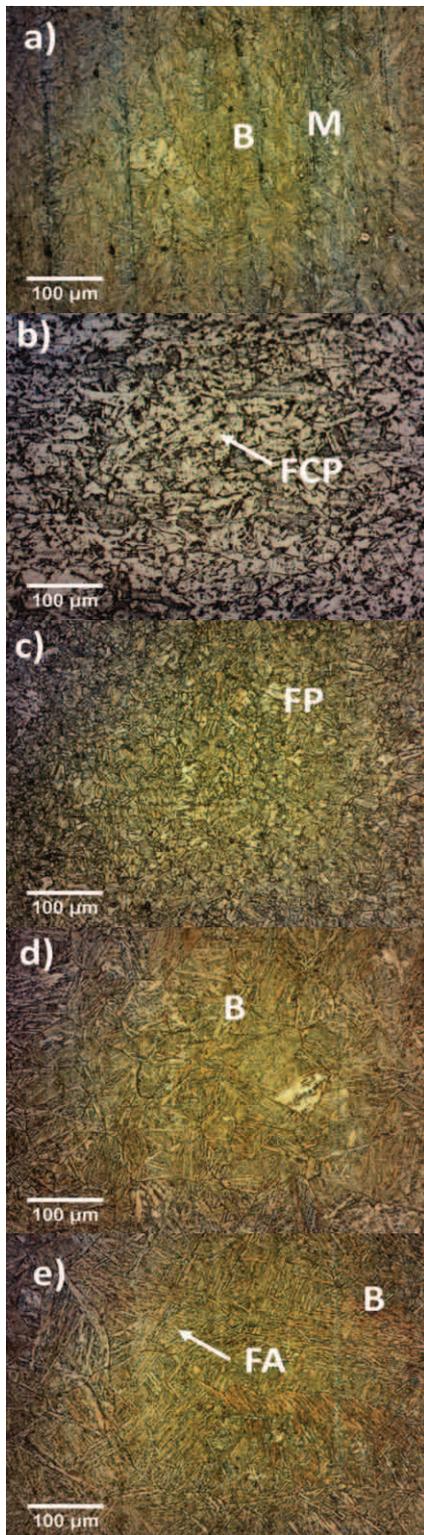
Las muestras que fueron utilizadas para la medición de la microdureza, se utilizaron para realizar pruebas de nanoindentación para determinar la nanodureza de las fases y/o microconstituyentes en cada zona de la soldadura. El procedimiento que se siguió fue el siguiente: 1) después de las mediciones de microdureza, estas muestras se desbastaron con lija 600 para eliminar las huellas del indentador Vickers, seguido de pulido fino con alúmina de 1 y 0.3  $\mu\text{m}$  de tamaño de partícula, para posteriormente ser atacadas con nital 2 para revelar la microestructura de cada zona; 2) mediante el uso del microdurómetro Vickers, las muestras se marcaron en la ZF y las subzonas de la ZAC (zona afectada por el calor de crecimiento de grano (ZACCG), zona afectada

por el calor de recristalización (ZACRC) y zona afectada por el calor intercrítica (ZACIC)); 3) las muestras se pulieron con alúmina de 0.05  $\mu\text{m}$  de tamaño de partícula hasta desaparecer toda la microestructura revelada por el ataque pero sin eliminar las marcas Vickers introducidas en las zonas; 4) finalmente, para dar el acabado final se utilizó una solución nanométrica de sílica coloidal hasta obtener una rugosidad menor a 40 nm. Se realizaron las pruebas de nanoindentación en las zonas marcadas con el microdurómetro. Estas pruebas se llevaron a cabo en un nanoindentador TI 750 Nanomechanical Test System marca Hysitron, con el uso de una punta Berkovich. Una vez realizadas las pruebas de nanoindentación, se adquirieron imágenes de las nanoindentaciones con las muestras pulidas y posteriormente se volvieron a tomar imágenes con las muestras atacadas con nital 2, Picral 1 y LePera para determinar las microestructuras que fueron nanoindentadas.

## 3. Resultados y análisis

En la figura 1 se presentan las microestructuras desarrolladas por efecto de los ciclos térmicos de soldadura. En el MB, se observa una microestructura de martensita y bainita. En la ZACIC se presentó una microestructura de ferrita cuasi-poligonal (FCP) y martensita revenida. En esta subzona, parte de la microestructura original transformó a austenita en el ciclo de calentamiento para posteriormente formar FCP en el ciclo de enfriamiento, pero debido a que las temperaturas pico que se alcanzaron se encuentran entre las temperaturas críticas de transformación  $A_{c1}$  y  $A_{c3}$ , parte de la microestructura original no transformó, por lo que parte de la martensita y bainita original se conservó; sin embargo esta microestructura que no transformó recibió un ciclo térmico parecido al de un revenido de alta temperatura. La ZACRC está compuesta por granos recristalizados de ferrita poligonal con un tamaño de grano de 8  $\mu\text{m}$ . En la ZACCG y en la ZF, se observa que se promovió la formación de bainita, pero adicionalmente, en la ZF se observa la presencia de ferrita acicular.

De las pruebas de microdureza (figura 2), se puede observar un ablandamiento de la ZAC, que está relacionado con las microestructuras formadas por el efecto de los ciclos térmicos de soldadura. Bajo ciertas consideraciones, este fenómeno suele presentarse en aceros microaleados con tratamiento termomecánico [6]; adicionalmente, este



**Figura 1.** Microestructuras desarrolladas en la zona de la soldadura. a) MB; b) ZACIC; c) ZACRC; d) ZACCG y d) ZF. M: Martensita; B: Bainita; FCP: Ferrita cuasi-poligonal; FP: Ferrita poligonal; FA: Ferrita acicular.

ablandamiento se da en aceros cuya estructura está basada en microestructuras metaestables [7, 8].

El ablandamiento en la ZACSC se debe a que esta subzona experimentó un ciclo térmico parecido al de un revenido [5, 9]. Microscópicamente no es posible observar un cambio de fase en esta subzona ya que la temperatura pico que se alcanza durante el proceso de soldadura es inferior a la temperatura crítica  $Ac_1$ , pero se puede presentar eliminación de dislocaciones y dilución y crecimiento de precipitados. En la ZACIC, parte de la microestructura que no transformó a austenita, se revino como en el caso de la ZACSC, y la que sí transformó a austenita en el ciclo de calentamiento, en el ciclo de enfriamiento formó ferrita, por lo que esta subzona es aún más blanda que la ZACSC. En la ZACRC, toda la microestructura original transformó a austenita en el ciclo de calentamiento y formó ferrita en el ciclo de enfriamiento, por lo que no existen vestigios de la microestructura original, resultando esta subzona la más blanda de todas.

En la figura 3 se presenta una curva fuerza-desplazamiento que se obtiene de las pruebas de nanoindentación. En esta figura se pueden observar tres parámetros importantes: la fuerza máxima ( $F_{max}$ ), el desplazamiento máximo ( $h_{max}$ ) y la rigidez elástica de la curva de descarga ( $S$ ) definida como la pendiente de la parte del inicio de la curva de descarga durante el estado inicial de descarga.

La figura 4 muestra las curvas fuerza-desplazamiento de las fases y microconstituyentes de la zona de la soldadura. Se observa que bajo la misma fuerza máxima ( $10000\mu N$ ) la martensita tiene una menor penetración en comparación con los demás microconstituyentes, lo cual concuerda con el hecho de que la martensita es el microconstituyente con mayor dureza y por lo tanto se resistirá más a la penetración. Asimismo, se observa que la ferrita poligonal y la bainita presentan un comportamiento similar y la ferrita acicular y la ferrita cuasi-poligonal presentan la mayor penetración.

La nanodureza ( $H$ ) se define como la fuerza máxima aplicada entre el área de contacto bajo esta fuerza:

$$H = F_{max} / A \quad (1)$$

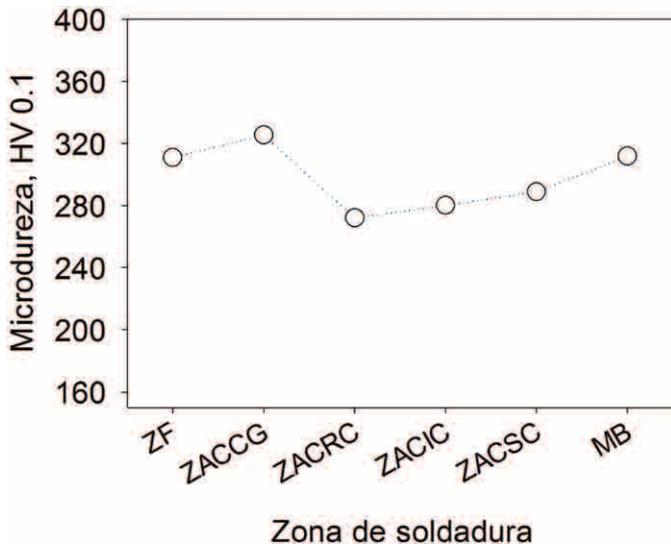


Figura 2. Microdurezas en la zona de la soldadura.

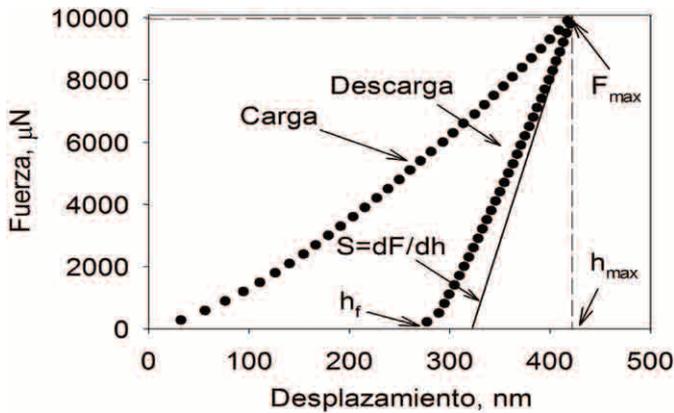


Figura 3. Curva fuerza-desplazamiento de una nanoindentación de la zona de fusión.

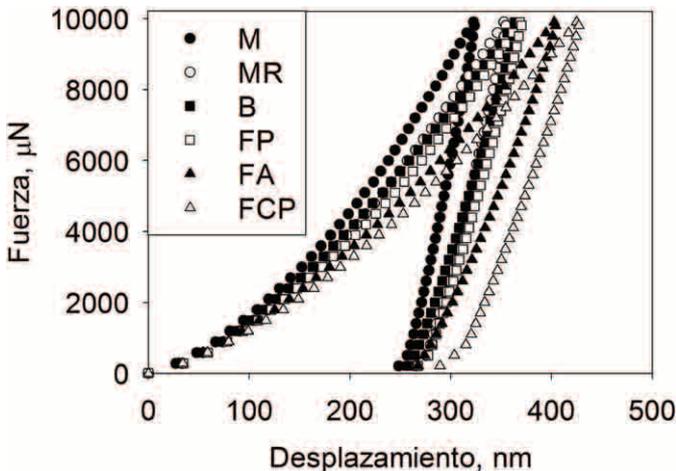


Figura 4. Curva fuerza-desplazamiento de los microconstituyentes de la zona de soldadura.

donde  $A$  es el área de contacto que es función del desplazamiento. Esta definición de fuerza difiere de la definición de dureza Vickers, la cual utiliza el área residual de la huella. El área de contacto,  $A$ , depende de la forma del indentador, que para el caso de un indentador perfecto del tipo Berkovich se puede determinar mediante:

$$A = 24.49h_c^2 \quad (2)$$

donde  $h_c$  es el desplazamiento al cual se hace el contacto a la fuerza máxima. Debido a que durante el contacto se presenta un fenómeno de hundimiento (sink-in)  $h_c$  no corresponde a  $h_{max}$ ; por lo que el desplazamiento a la fuerza máxima es:

$$h_c = h_{max} - h_h \quad (3)$$

donde  $h_h$  es el desplazamiento de hundimiento y se determina mediante:

$$h_h = \varepsilon P_{max} / S \quad (4)$$

donde  $\varepsilon$  es una constante que depende de la geometría del indentador. Debido a que el indentador no es perfecto, es decir la punta presenta un radio de curvatura, por lo que el área de contacto determinada mediante (2) será errónea. Oliver y Pharr [10] propusieron (5) para la determinación del área de contacto:

$$A = \sum_{n=0} C_n (h_c)^{2-n} \quad (5)$$

donde  $C_n$  son constantes que deben ser determinadas experimentalmente.

En la figura 5 se presentan las nanodurezas de los microconstituyentes de la zona de la soldadura. La martensita presenta la mayor nanodureza, con un valor de 4.3 GPa y la FCP la menor. Se observa que la barra de error es mayor para microconstituyentes o fases de menor nanodureza, lo cual se puede deber al efecto del borde de grano y de precipitados. Por ejemplo, en la FCP cuando la nanoindentación se realiza lejos de un borde de grano o precipitado, la nanodureza que se obtiene es de 2.8 GPa, en cambio cuando se realiza cerca de un borde de grano la nanodureza es de 3.2 GPa y cuando se realiza cerca de un precipitado puede llegar hasta 3.7 GPa. En la martensita y bainita es donde se presenta la menor barra de error, lo

cual indicaría que en la nanodureza, la contribución por transformación de fase es mayor que la contribución por tamaño de grano.

En la tabla 1 se presenta un resumen de nanodurezas de microconstituyentes reportadas en la literatura, en donde se observa que la nanodureza es función del contenido de carbono. Estos resultados concuerdan con los obtenidos en nuestras pruebas.

De las figuras 4 y 5 se observa que la ferrita poligonal tiene un comportamiento y nanodureza similar a la bainita, lo cual no corresponde con las observaciones en la escala de la microdureza Vickers. La razón por la cual se da esto, se debe a que el tamaño de grano promedio en la ZACRC es de 8  $\mu\text{m}$  y dado que las nanoindentaciones se realizaron con un espaciamiento de 10  $\mu\text{m}$ , éstas se ejecutaron muy cerca de los bordes de grano; es decir, que además del mecanismo de endurecimiento por solución sólida, se suma el efecto de endurecimiento por tamaño de grano.

Comparando la nanodureza de la FP (3.8 GPa) de la ZACRC, que presenta endurecimiento por tamaño de grano, con la nanodureza de la FCP (2.9 GPa), en la cual el efecto de tamaño de grano es menor, se determina que la contribución del tamaño de grano en el aumento de nanodureza es del 24%. Debido a que la ferrita de la ZACRC y la ferrita del MB presentan la misma composición química, la diferencia en nanodureza entre ellas se debe principalmente por el efecto del borde de grano, es decir, por el mecanismo de endurecimiento por tamaño de grano.

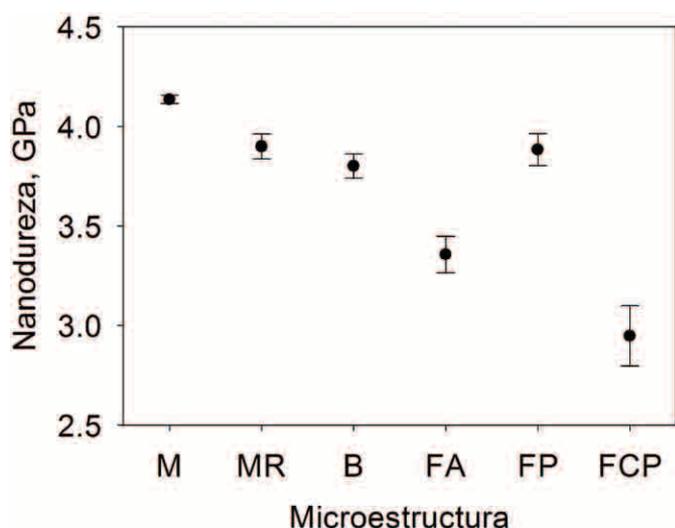


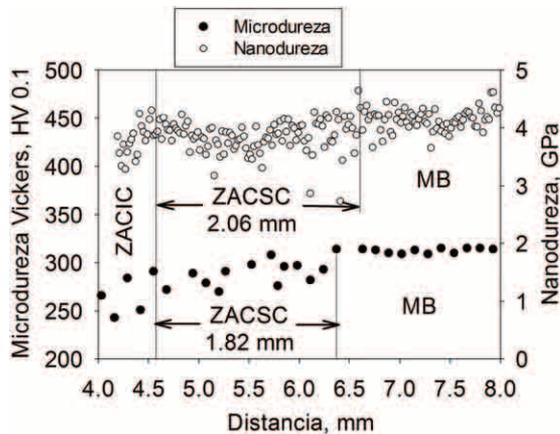
Figura 5. Nanodurezas de los microconstituyentes.

Tabla 1. Resumen de nanodureza de fases y microconstituyentes reportados en la literatura

Referencia	%C	Nanodureza (GPa)			
		F	B	M	MR
[11]	0.1	-	-	5.4	-
	0.2	-	-	6.5	-
	0.4	-	-	8.3	-
	0.6	-	-	10.3	-
	0.8	-	-	10	-
[12]	0.15,0.08	-	4.11	6.57	-
[13]	0.13	3	-	7	4
[14]	0.071	3	-	-	-
[15]	0.16-0.29	4.8	7	16.7	-
[16]	0.05-.07	2.2	4.4	-	-
[17]	0.2	-	-	5.25-7.5	-
[18]	0.013	2.75	-	3.0-4.0	-
[19]	0.4	-	-	3.25-4.6	-

En la figura 2 se observó un ablandamiento en las subzonas ZACRC, ZACIC y ZACSC de la soldadura, en donde el espesor de esta última subzona solo pudo ser determinado mediante las mediciones de microdureza ya que no se pueden observar cambios microestructurales debido a las temperaturas pico que se experimentaron (inferiores a  $A_{c1}$ ).

En la figura 6 se presentan los resultados de microdureza y nanodureza desde la ZACIC hasta el MB en donde se puede observar que la ZACSC presenta una mayor extensión que la determinada por las mediciones de microdureza. Se observa un endurecimiento alrededor de la posición correspondiente a la temperatura crítica  $A_{c1}$ , el cual puede ser referido al endurecimiento secundario de la martensita. Este tipo de endurecimiento se presenta en aceros aleados, en donde se entiende como el endurecimiento por precipitación de carburos formados por elementos como: Mo, V, Nb, Ti, Cr, W o Mo, en lugar de la formación de cementita [20].

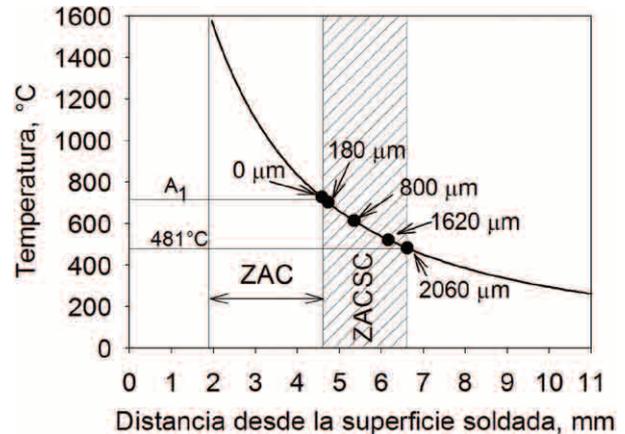


**Figura 6.** Determinación del espesor de la ZACSC mediante pruebas de microdureza y nanoindentación.

En tratamientos isotérmicos, el grado de severidad del revenido en un acero martensítico es altamente dependiente de la temperatura de revenido, tiempo de permanencia a esta temperatura y a la composición química (presencia de elementos aleantes). Este proceso de revenido se da mediante la segregación de carbono, la precipitación de carburos de transición, la descomposición de austenita retenida, la formación de cementita y disolución de esta para formar carburos de aleación más estables [21]; sin embargo, el proceso por el cual se reviene la martensita en ciclos térmicos rápidos de calentamiento y enfriamiento se ha estudiado poco.

En procesos de soldadura, se presenta un gradiente de temperaturas desde la zona de fusión, lo cual está correlacionado con las características microestructurales, y por lo tanto las propiedades mecánicas. Mediante el método propuesto por Poorhaydari [22], se determinó el perfil de temperaturas pico experimentado en la ZAC (figura 7).

Biro et al [23], indican que en ciclos de calentamiento y enfriamiento rápidos, el proceso de ablandamiento en aceros martensíticos se realiza en dos sub-procesos: nucleación y engrosamiento de carburos. Entonces la mayor nanodureza observada en la posición correspondiente a la temperatura  $A_{c1}$  se puede deber a que se promovió la formación de carburos de los elementos aleantes, y el ablandamiento cerca de la posición del fin de la ZACSC a la formación de carburos de transición. De las figuras 6 y 7 se observa que el revenido de la martensita en este acero se presenta en el rango de temperaturas pico entre  $A_{c1}$  y  $481^\circ\text{C}$ . Aunque existe un ablandamiento en la ZAC,



**Figura 7.** Perfil de temperatura pico en la zona de la soldadura.

estos resultados indican que en la ZACSC, este acero es resistente al ablandamiento lo cual se le puede atribuir a la formación de carburos de los elementos aleantes (principalmente Nb y Ti).

#### 4. Conclusiones

Bajo las condiciones de soldadura ensayadas en este trabajo, el acero microaleado presentó un ablandamiento de la ZAC. Este ablandamiento es debido a la microestructura desarrollada, que a su vez es función del ciclo térmico experimentado durante el proceso de soldadura. En la subzona de recristalización, el ablandamiento se presentó por la formación de ferrita poligonal; en la subzona intercrítica se presentó por la formación de ferrita cuasi-poligonal y revenido de la martensita; y en la subzona subcrítica se presentó por revenido de la martensita. Adicionalmente, en esta última subzona, se observó un endurecimiento que puede ser atribuido al endurecimiento secundario de la martensita por la precipitación de carburos de elementos aleantes.

Se determinó que el tamaño de grano tiene un efecto en el aumento de la dureza de la ferrita, el cual se puede correlacionar con el aumento del esfuerzo de fluencia. Con esto, mediciones de nanoindentación podrían ser utilizadas para determinar la contribución del componente de tamaño de grano al aumento en la resistencia a la fluencia.

#### 5. Agradecimiento

Los autores agradecen al Programa de Apoyo a Proyectos de Investigación e Innovación Tecnológica a través del proyecto IN118714 de la Universidad Nacional

Autónoma de México y al Consejo Nacional de Ciencia y Tecnología a través del proyecto de Ciencia Básica Sep-Conacyt 178777, por el apoyo financiero otorgado.

## 6. Referencias

- [1] P. Ghosh, P. Gupta, Ramavtar, & B. Jha. "Weldability of Intercritical Annealed Dual-Phase Steel with the Resistance Spot Welding Process." *Welding Journal*, pp. 7-14, 1991.
- [2] A. Takahashi & H. Ogawa. "Influence of Softened Heat-affected Zone on Stress Oriented Hydrogen Induced Cracking of a High Strength Line Pipe Steel." *ISIJ International*, vol. 35, no. 10, pp. 1190-1195, 1995.
- [3] M. Xia, E. Biro, Z. Tian, & Y. Zhou. "Effects of Heat Input and Martensite on HAZ Softening in Laser Welding of Dual Phase Steels." *ISIJ International*, vol. 48, no. 6, pp. 809-814, 2008.
- [4] P. Ghosh, P. Gupta, O. Pal, R. Avtar, B. Jha & V. Dwivedi. "Influence of Weld Thermal Cycle on Properties of Flash Butt Welded Mn-Cr-Mo Dual Phase Steel". *ISIJ International*, vol. 33, no. 7, pp. 807-815, 1993.
- [5] V. Baltazar Hernandez, S. Panda, Y. Okita, & N. Zhou. "A study on heat affected zone softening in resistance spot welded dual phase steel by nanoindentation." *Journal of Materials Science*, vol. 45, no. 6, pp. 1638-1647, 2010.
- [6] H. Pisarski & R. Dolby, "The significance of softened HAZs in high strength structural steels." *Welding in the World*, vol. 47, no. 5/6, pp. 32-40, 2003.
- [7] F. Hochhauser, W. Ernst, R. Rauch, R. Vallant & N. Enzinger. "Influence of the Soft Zone on The Strength of Welded Modern HSLA Steels." *Welding in the World*, vol. 56, no. 5-6, pp. 77-85, 2012.
- [8] J. Li, S. Nayak, E. Biro, S. Panda, F. Goodwin & Y. Zhou. "Effects of weld line position and geometry on the formability of laser welded high strength low alloy and dual-phase steel blanks." *Materials & Design*, vol. 52, pp. 757-766, 2013.
- [9] E. Biro, J. McDermid, J. Embury & Y. Zhou. "Softening Kinetics in the Subcritical Heat-Affected Zone of Dual-Phase Steel Welds." *Metall and Mat Trans A*, vol. 41, no. 9, pp. 2348-2356, 2010.
- [10] W. Oliver, & G. Pharr. "An improved technique for determining hardness and elastic modulus using load and displacement sensing indentation experiments." *Journal of Materials Research*, vol. 7, no. 6, pp. 1564-1583, 1996.
- [11] T. Ohmura, K. Tsuzaki & S. Matsuoka. "Nanohardness measurement of high-purity Fe-C martensite." *Scripta Materialia*, vol. 45, no. 8, pp. 889-894, 2001.
- [12] D. Saha, D. Westerbaan, V. Nayak, E. Biro, A. Gerlich & Y. Zhou. "Microstructure-properties correlation in fiber laser welding of dual-phase and HSLA steels." *Materials Science and Engineering: A*, vol. 607, pp. 445-453, 2014.
- [13] V. Baltazar Hernández, S. Panda, M. Kuntz & Y. Zhou. "Nanoindentation and microstructure analysis of resistance spot welded dual phase steel." *Materials Letters*, vol. 64, no. 2, pp. 207-210, 2010.
- [14] D. Lee, J. Lee, M. Seok, U. Baek, S. Nahm & J. Jang. "Stress-dependent hardening-to-softening transition of hydrogen effects in nanoindentation of a linepipe steel." *International Journal of Hydrogen Energy*, vol. 39, no. 4, pp. 1897-1902, 2014.
- [15] Q. Furnémont, M. Kempf, P. Jacques, M. Göken & F. Delannay. "On the measurement of the nanohardness of the constitutive phases of TRIP-assisted multiphase steels." *Materials Science and Engineering: A*, vol. 308, no. 1-2, pp. 26-32, 2002.
- [16] B. Choi, D. Seo & J. Jang. "A nanoindentation study on the micromechanical characteristics of API X100 pipeline steel." *Metals and Materials International*, vol. 15, no. 3, pp. 373-378, 2009.
- [17] B. He, & M. Huang. "Revealing the Intrinsic Nanohardness of Lath Martensite in Low Carbon Steel." *Metall and Mat Trans A*, vol. 46, no. 2, pp. 688-694, 2015.
- [18] J. Stewart, J. Williams, J. & N. Chawla, "Influence of Thermal Aging on the Microstructure and Mechanical Behavior of Dual-Phase, Precipitation-Hardened, Powder Metallurgy Stainless Steels." *Metall and Mat Trans A*, vol. 43, no. 1, pp. 124-135, 2011.
- [19] J. Li, T. Ohmura & K. Tsuzaki. "Evaluation of Grain Boundary Effect on Strength of Fe-C Low Alloy Martensitic Steels by Nanoindentation Technique." *Materials Transactions*, vol. 46, no. 6, pp. 1301-1305, 2005.
- [20] D. Porter, K. Easterling. *Phase Transformation in Metals and Alloys*. London: Chapman & Hall, 1992.
- [21] P. Morra, A. Böttger & E. Mittemeijer. "Decomposition of iron-based martensite. A kinetic analysis by means of differential scanning calorimetry and dilatometry." *Journal of Thermal Analysis*, vol. 64, no. 3, pp. 905 - 914, 2001.
- [22] K. Poorhaydari, B. Patchett & D. Ivey. "Estimation of cooling rate in the welding of plates with intermediate thickness." *Welding Journal*, pp. 149-155, 2005.
- [23] E. Biro, J. McDermid, S. Vignier & Y. Norman Zhou. "Decoupling of the softening processes during rapid tempering of a martensitic steel." *Materials Science and Engineering: A*, vol. 615, pp. 395-404, 2014.